



GOVERNO DO ESTADO DE SÃO PAULO
SECRETARIA DA CIÊNCIA TECNOLOGIA E DESENVOLVIMENTO ECONÔMICO
FACULDADE DE ENGENHARIA QUÍMICA DE LORENA – FAENQUIL
DEPARTAMENTO DE ENGENHARIA DE MATERIAIS – CAMPUS II

Dissertação de Mestrado

**ESTUDO DA SOLDAGEM POR FEIXE DE ELÉTRONS DE AÇOS
INOXIDÁVEIS AUSTENÍTICOS UTILIZADOS NA FABRICAÇÃO DE
BOCAIS SUPERIORES E INFERIORES DE ELEMENTOS COMBUSTÍVEIS**

Marco Antônio Fonseca de Sá

Orientador: Dr. Hugo R. Z. Sandim

**Lorena – SP – Brasil
2005**

FACULDADE DE ENGENHARIA QUÍMICA DE LORENA
DEPARTAMENTO DE ENGENHARIA DE MATERIAIS
PROGRAMA DE PÓS-GRADUAÇÃO EM ENGENHARIA DE MATERIAIS

**“ESTUDO DA SOLDAGEM POR FEIXE DE ELÉTRONS DE AÇOS
INOXIDÁVEIS AUSTENÍTICOS UTILIZADOS NA FABRICAÇÃO DE BOCAIS
SUPERIORES E INFERIORES DE ELEMENTOS COMBUSTÍVEIS”**

Marco Antonio Fonseca de Sá

Dissertação apresentada à Comissão Examinadora do Programa de Pós-graduação em Engenharia de Materiais da Faculdade de Engenharia Química de Lorena para obtenção do título de Mestre em Engenharia de Materiais.

Área de Concentração:

Materiais metálicos, cerâmicos e Poliméricos

Orientador: Dr. Hugo Ricardo Zcshommler Sandim

Comissão Examinadora:

Prof. Dr. Hugo Ricardo Zcshommler Sandim

Prof. Dr. Miguel Justino Ribeiro Barboza

Prof. Dr. Carlos de Moura Neto

Ficha Catalográfica

Elaborada pela Biblioteca Especializada em Engenharia de Materiais
DEMAR/FAENQUIL

S11e Sá, Marco Antonio Fonseca de
Estudo da soldagem por feixe de elétrons de aços inoxidáveis austeníticos utilizados na fabricação de bocais superiores e inferiores de elementos combustíveis/Marco Antonio Fonseca de Sá. . – Lorena, 2005.
101f.: il.; 30cm.

Dissertação (Mestrado em Engenharia de Materiais) – Faculdade de Engenharia Química de Lorena. Departamento de Engenharia de Materiais.

Orientador: Hugo Ricardo Zschommler Sandim

1. Soldagem por feixe de elétrons 2. Microestrutura 3. Solidificação de juntas soldadas 4. Ferrita delta 5. Aços inoxidáveis austeníticos 6. Bocais superiores 7. Bocais inferiores 8. Elementos combustíveis I. Sandim, Hugo Ricardo Zschommler, Orient. II. Título.

CDU 669.018

*Dedico esta Dissertação a Deus e à minha família, que
me proporcionam as forças necessárias
para persistir e vencer.*

AGRADECIMENTOS

Ao Dr. Hugo R. Z. Sandim, pela confiança, apoio, paciência e orientação na elaboração desse trabalho.

À M.C. Alexandra de Oliveira França Hayama, pela valiosa ajuda durante a preparação metalográfica e obtenção das fotomicrografias incluídas neste trabalho.

Aos amigos e companheiros do Departamento de Engenharia de Materiais (DEMAR), pelos anos de convivência.

À empresa Indústrias Nucleares do Brasil S. A. (INB), que por meio da Diretoria de Produção Nuclear, ofereceu todo apoio à realização deste projeto e gentilmente permitiu a publicação de inúmeras referências, dados técnicos e figuras contidas neste trabalho.

SUMÁRIO

SUMÁRIO

LISTA DE FIGURAS	i
LISTA DE TABELAS	viii
RESUMO	x
ABSTRACT	xi
1 – INTRODUÇÃO E OBJETIVOS	1
2 – REVISÃO DA LITERATURA	7
2.1- O ciclo do combustível nuclear	7
2.1.1 - Mineração e produção de concentrado de urânio (U_3O_8).....	9
2.1.2 - Conversão do U_3O_8 em UF_6	9
2.1.3 – Enriquecimento isotópico.....	9
2.1.4 – Reconversão do UF_6	10
2.1.5 – Fabricação de pastilhas de UO_2	11
2.1.6 – Fabricação de elementos combustíveis.....	11
2.1.7 – Geração de energia.....	12
2.2 – O elemento combustível (EC)	13
2.2.1 – Vareta combustível.....	14
2.2.2 – Tubo guia da vareta de controle.....	15
2.2.3 – Grades espaçadoras.....	16
2.2.4 - Bocais superiores e inferiores.....	17
2.2.5 - Elementos combustíveis de Angra 1 e Angra 2.....	19
2.3 – Os aços inoxidáveis	20
2.3.1 – O aço inoxidável austenítico e sua aplicação na área nuclear.....	22
2.3.2 – Propriedades dos aços inoxidáveis austeníticos.....	23
2.3.3 – Aços inoxidáveis austeníticos AISI 304L e ACI CF3.....	24
2.4 – Processo de soldagem por feixe de elétrons	26
2.4.1 – Características especiais do processo de soldagem por feixe de elétrons.....	28
2.4.2 – Princípio de funcionamento.....	29
2.4.3 – Aplicações da soldagem por feixe de elétrons.....	30
2.5 – Solidificação dos aços inoxidáveis austeníticos	31
2.5.1 – Solidificação em juntas soldadas dos aços inoxidáveis austeníticos.....	31
2.5.2 – Mecanismos de solidificação em juntas soldadas dos aços inoxidáveis austeníticos.....	32
2.5.3 – Morfologia da ferrita delta.....	35
2.5.4 – Estimativa do teor de ferrita delta.....	37
2.5.4.1 – Determinação por composição química.....	38

2.5.4.2 – Determinação por resposta magnética.....	41
2.5.4.3 – Determinação por exame metalográfico.....	41
2.5.5 – Previsão do modo de solidificação.....	41
2.5.6 – Susceptibilidade à formação de trincas.....	43
2.5.6.1 – Solidificação rápida de juntas soldadas de aços inoxidáveis.....	44
3 – MATERIAIS E MÉTODOS.....	45
3.1 – Materiais.....	45
3.2 – Métodos.....	50
3.2.1 – Soldagem por feixe de elétrons.....	50
3.2.2 – Ensaio de tração convencional.....	55
3.2.3 – Preparação metalográfica.....	57
3.2.4 – Microscopia óptica.....	57
3.2.5 – Teor de ferrita delta por avaliação metalográfica.....	58
3.2.6 – Teor de ferrita delta por composição química.....	58
3.2.7 – Teor de ferrita delta por medição magnética.....	59
3.2.8 – Microscopia eletrônica de varredura (MEV).....	60
3.2.9 – Microdureza Vickers.....	60
3.2.10 – Corrosão intergranular.....	61
4 – RESULTADOS E DISCUSSÃO.....	63
4.1 – Soldagem.....	63
4.1.1 – Profundidade de penetração da solda.....	63
4.1.2 – Aporte de calor.....	64
4.1.3 – Microdureza Vickers.....	66
4.2 – Ensaio de tração.....	69
4.3 – Microestrutura das soldas.....	70
4.3.1 – Determinação da ferrita delta e do modo de solidificação na soldagem por feixe de elétrons dos aços inoxidáveis austeníticos ACI CF3 e AISI 304L.....	72
4.3.2 – Alterações microestruturais devido à solidificação rápida nos aços inoxidáveis austeníticos ACI CF3 e AISI 304L.....	80
4.4 – Ensaio de corrosão.....	86
4.5 – Volatilização de material na soldagem por feixe de elétrons.....	88
5 – CONCLUSÕES.....	91
REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS.....	94

LISTA DE FIGURAS

Figura 1.1 – Bocal inferior do elemento combustível de Angra 1 (reprodução autorizada pela INB).....	1
Figura 1.2 – Bocal superior do elemento combustível de Angra 1 (reprodução autorizada pela INB).....	2
Figura 1.3 – Elemento combustível utilizado no reator da usina nuclear de Angra 1 (reprodução autorizada pela INB).....	3
Figura 2.1 – Ciclo do combustível nuclear utilizado em usinas de reatores do tipo “PWR”[<i>da Silva, 2004</i>].....	8
Figura 2.2 – Custo percentual das etapas do ciclo do combustível nuclear executado pelas Indústrias Nucleares do Brasil (INB) [<i>da Silva, 2004</i>].....	8
Figura 2.3 - O processo de enriquecimento do urânio desenvolvido pela INB [<i>da Silva, 2004</i>].....	10
Figura 2.4 – Etapas de fabricação do elemento combustível para reatores nucleares do tipo PWR [<i>PROINFO, 1988; da Silva, 2004</i>].....	11
Figura 2.5 – Esquema geral apresentando os componentes de uma usina termonuclear do tipo “PWR” [<i>da Silva, 2004; Creder, 2002</i>].....	12
Figura 2.6 – Vista geral do elemento combustível para reatores do tipo da usina de Angra 1 fabricado na INB (reprodução autorizada pela INB).....	13
Figura 2.7 – Vista geral do elemento combustível para reatores do tipo da usina de Angra 2, fabricado na INB (reprodução autorizada pela INB).....	14
Figura 2.8 – Vareta combustível do elemento combustível de Angra 1 (reprodução autorizada pela INB).....	15
Figura 2.9 – Detalhe da fixação da vareta combustível na grade espaçadora do elemento combustível de Angra 1 (reprodução autorizada pela INB).....	16
Figura 2.10 – Vista dos bocais superior e inferior de Angra 2, fabricados na INB, no plano superior e inferior, respectivamente (reprodução autorizada pela INB).....	17

Figura 2.11 – Vista do bocal inferior de Angra 1 fabricado na INB (reprodução autorizada pela INB).....	17
Figura 2.12 – Bocal inferior de Angra 1, fabricado a partir da união de uma peça fundida e uma placa por soldagem por feixe de elétrons (reprodução autorizada pela INB).....	18
Figura 2.13 – Bocal superior de Angra 1, fabricado a partir da união de placas e chapas de aço AISI 304L por soldagem por feixe de elétrons (reprodução autorizada pela INB).....	18
Figura 2.14 – Elementos combustíveis de Angra 1 (à direita) e Angra 2 (à esquerda) (reprodução autorizada pela INB).....	19
Figura 2.15 – Seção isotérmica do sistema Fe-Cr-Ni a 900°C e 50% Fe [<i>Rivlin, 1980</i>].....	25
Figura 2.16 – Seção isotérmica do sistema Fe-Cr-Ni a 650°C e 50% Fe [<i>Rivlin, 1980</i>].....	25
Figura 2.17 – Formação do furo ao longo da espessura do material devido à ação do feixe de elétrons [<i>Ramalho, 1997</i>].....	27
Figura 2.18 – Máquina de solda por feixe de elétrons instalada nas dependências da INB (reprodução autorizada pela INB).....	28
Figura 2.19 – Representação esquemática de uma máquina de solda por feixe de elétrons [<i>Schultz, 1993</i>].....	29
Figura 2.20 – Seção vertical (pseudobinária) do sistema Fe-Cr-Ni para 70% Fe. A linha tracejada representa aproximadamente a composição química do aço inoxidável AISI 308 [<i>Vitek, 1983</i>], em que L (líquido), γ (austenita) e δ (ferrita delta).....	31
Figura 2.21 – Indicação dos modos de solidificação dos aços inoxidáveis em uma seção vertical (pseudobinária) do sistema Fe-Cr-Ni para 70% Fe [<i>Rajasekhar, 1997</i>].....	34
Figura 2.22 – Representação esquemática dos modos de solidificação em soldagens de aços inoxidáveis austeníticos, em que são esquematizadas as diferentes morfologias da fase ferrita delta [<i>adaptado de Koseki, 1994; Welding Handbook, 1998; Goods, 2003; Shankar, 2003</i>].....	35
Figura 2.23 – Diferentes microestruturas de solidificação obtidas na soldagem dos aços inoxidáveis austeníticos: a) tipo A; b) e c) tipo B, d) tipo C [<i>Suutala, 1979</i>].....	36

Figura 2.24 – Diagrama de Schaeffler utilizado para estimativa do teor de ferrita delta em porcentagem em volume [ESP/PS-12., 1997].....	39
Figura 2.25 – Diagrama de DeLong utilizado para estimativa do teor de ferrita delta em número de ferrita (FN) [ESP/PS-12., 1997].....	40
Figura 2.26 – Diagrama WRC-1992 para estimativa do teor de ferrita delta em termos de número de ferrita FN e estimativa dos modos de solidificação [adaptado de Korinko, 2001].....	40
Figura 2.27 – Diagrama do modo de solidificação de Rivlin e Raynor [adaptado de Allan, 1995].....	42
Figura 2.28 – Diagrama de Suutala utilizado para verificação de susceptibilidade à formação de trincas a quente em função da relação C_{req}/N_{ieq} e dos teores de P + S para soldagens convencionais [Padilha, 1994].....	43
Figura 2.29 – Diagrama de susceptibilidade à formação de trincas para soldagens de alta intensidade de energia em aços inoxidáveis austeníticos [adaptado de ASM, 1994].....	44
Figura 3.1 – Dimensões (em milímetros) e forma do material fundido de aço ACI CF3 utilizado no desenvolvimento do estudo (reprodução autorizada pela INB).....	46
Figura 3.2 – Dimensões (em milímetros) e forma da peça usinada nº 1 de aço AISI 304L, conhecida como quadro do bocal superior e fabricada a partir da chapa laminada nº 1 (reprodução autorizada pela INB).....	47
Figura 3.3 – Dimensões (em milímetros) e forma da peça usinada nº 2, 3 e 4 de aço AISI 304L, conhecida como placa do bocal inferior e fabricada a partir da chapa laminada nº 2 (peça 2), chapa laminada nº 3 (peça 3) e chapa laminada nº 4 (peça 4) (reprodução autorizada pela INB).....	47
Figura 3.4 – Dimensões (em milímetros) e forma da peça usinada nº 6 e 8 de aço AISI 304L, conhecida como placa adaptadora do bocal superior e fabricada a partir da chapa laminada nº 6 e 8 (reprodução autorizada pela INB).....	48
Figura 3.5 – Dimensões (em milímetros) e forma das peças nº 5 e 7 de aço AISI 304L, conhecida como caixa do bocal superior e fabricada a partir da soldagem por feixe de elétrons de 4 chapas provenientes das chapas laminadas nº 5 e 7, cada (reprodução autorizada pela INB).....	48
Figura 3.6 – Detalhe da câmara da máquina de soldagem por feixe de elétrons instalada na INB, Resende – RJ (reprodução autorizada pela INB).....	52

Figura 3.7 – Seqüência de fabricação das soldas n° 1 e 2: fixação da peça fundida na máquina de solda à esquerda; posição das soldagens executadas à direita (reprodução autorizada pela INB).....	53
Figura 3.8 – Seqüência de fabricação da solda n° 3: fixação da peça usinada n° 1 na máquina de solda à esquerda; posição das soldagens executadas à direita (reprodução autorizada pela INB).....	54
Figura 3.9 – Seqüência de fabricação das soldas n° 4, 5 e 6: montagem da peça usinada AISI 304L com a peça fundida ACI CF-3 à esquerda; soldagem realizada à direita (reprodução autorizada pela INB).....	55
Figura 3.10 – Seqüência de fabricação das soldas n° 7 e 8: montagem das duas peças usinadas AISI 304L à esquerda; soldagem realizada à direita; desconsiderar a soldagem da terceira peça superior (reprodução autorizada pela INB).....	55
Figura 3.11 – Corpo-de-prova para ensaio de tração preparado conforme a norma “ <i>ASME Boiler & Pressure Vessel Code, Section IX, article 1, QW-150</i> ” [<i>ASME IX, 1998</i>].....	56
Figura 3.12 – Locais para retirada de amostra de solda entre um fundido e um laminado para preparação do corpo-de-prova de tração e metalográfico (reprodução autorizada pela INB).....	56
Figura 3.13 – Representação da penetração de solda medida nas amostras após preparação metalográfica.....	58
Figura 3.14 – Posição dos pontos de medida de microdureza Vickers nas amostras metalográficas das soldas n° 1, 2 e 3.....	60
Figura 3.15 – Corpo-de-prova para ensaio de corrosão intergranular preparado conforme norma ASTM A 262 – Prática E [<i>ASTM A 262, 2001</i>].....	61
Figura 4.1 – Penetração em função da corrente para velocidade de soldagem de 13 mm/s da solda n° 1.....	63
Figura 4.2 – Penetração em função da velocidade de soldagem da solda n° 2 (corrente de soldagem fixa de 30 mA com velocidades variando de 2 mm/s até 20 mm/s e 60 mA com velocidades de soldagens variando de 10 mm/s até 20 mm/s).....	64
Figura 4.3 – Penetração em função do aporte de calor da solda n° 1 (velocidade de soldagem fixa de 13 mm/s e correntes de soldagens variando de 40 mA até 120 mA).....	65

Figura 4.4 – Penetração em função do aporte de calor na solda nº 2 (corrente de soldagem fixa de 30 mA e velocidades de soldagens variando de 2 mm/s até 20 mm/s).....	65
Figura 4.5 – Microdureza Vickers HV - 0,2 medida na amostra 3 da solda nº 1 (corrente de 60 mA e velocidade de soldagem de 13 mm/s).....	67
Figura 4.6 – Microdureza Vickers HV - 0,2 medida na amostra 8 da solda nº 2 (corrente de 60 mA e velocidade de soldagem de 15 mm/s).....	67
Figura 4.7 – Microdureza Vickers HV 0,2 medida na amostra 3 da solda nº 3 (corrente de 60 mA e velocidade de soldagem de 13 mm/s).....	68
Figura 4.8 – Microestrutura da seção transversal da amostra 5 da solda nº 2 submetida a uma corrente de 30 mA e velocidade de 15 mm/s (MEV – Imagem de elétrons retroespalhados).....	70
Figura 4.9 – Microestrutura da seção transversal da amostra 2 da solda nº 3 submetida a uma corrente de 50 mA e velocidade de 13 mm/s (MEV – Imagem de elétrons retroespalhados).....	71
Figura 4.10 – Microestrutura da seção transversal da amostra 5 da solda nº 2 submetida a uma corrente de 30 mA e velocidade de 15 mm/s evidenciando a diferença do tamanho de grão da zona fundida e metal-base. (MEV – Imagem de elétrons retroespalhados).....	71
Figura 4.11 – Microestrutura da seção transversal de uma amostra da solda nº 3 submetida a uma corrente de 50 mA e velocidade de 13 mm/s (MEV – Imagem de elétrons retroespalhados).....	72
Figura 4.12 – Metalografia da seção transversal da amostra 8 do cordão de solda nº 2 submetido a uma corrente de soldagem de 60 mA e velocidade de 15 mm/s. Aumento 50X.....	73
Figura 4.13 – Metalografia da seção transversal da amostra 1 do cordão de solda nº 4 submetido a uma corrente de soldagem de 58 mA e velocidade de 13 mm/s. Aumento 50X.....	73
Figura 4.14 – Microestrutura da seção transversal da amostra 2 da solda nº 3 (corrente de 50 mA e velocidade de 13 mm/s) evidenciando a presença de ferrita eutética (tipo “AF”) – pontos negros (MEV – Imagem de elétrons retroespalhados).....	76
Figura 4.15 – Microestrutura da seção transversal de uma amostra de solda nº 3 (corrente de 50 mA e velocidade de 13 mm/s) evidenciando a presença de ferrita eutética (tipo “AF”) - linhas curtas (MEV – Imagem de elétrons retroespalhados).....	77

Figura 4.16 – Microestrutura da seção transversal da amostra 8 da solda n° 2 (corrente de 60 mA e velocidade de 15 mm/s) evidenciando a presença de ferrita vermicular e em forma de ripa (tipo “FA”) (MEV – Imagem de elétrons retroespalhados).....	78
Figura 4.17 – Microestrutura da seção transversal da amostra 8 do cordão de solda n° 2 submetido a uma corrente de soldagem de 60 mA e velocidade de 15 mm/s, onde está indicada a região de raiz da solda e as impressões de microdureza. Aumento 50X.....	81
Figura 4.18 – Microestrutura da região de raiz da amostra 8 do cordão de solda n° 2 (corrente de 60 mA e velocidade de 15 mm/s) evidenciando microestrutura austenítica (MEV – Imagem de elétrons retroespalhados).....	81
Figura 4.19 – Microestrutura da região de meio da amostra 8 da solda n° 2 (corrente de 60 mA e velocidade de 15 mm/s) evidenciando microestrutura mista (MEV – Imagem de elétrons retroespalhados).....	82
Figura 4.20 – Microestrutura da região de topo da seção transversal da amostra 8 da solda n° 2 (corrente de 60 mA e velocidade de 15 mm/s) evidenciando microestrutura mista (MEV – Imagem de elétrons retroespalhados).....	82
Figura 4.21 – Microestrutura mista da amostra 8 da solda n° 2 (corrente de soldagem 60 mA e velocidade de 15 mm/s) evidenciando a presença de ferrita vermicular (esqueleto) e em forma de ripa (“ <i>lathy</i> ”) (MEV – Imagem de elétrons retroespalhados- 600 X).....	83
Figura 4.22 – Resultados da caracterização do fundido 3: a) Detalhe da região analisada por EDS (MEV – imagem de elétrons retroespalhados); b) Teores de Ni, Cr, Si e Fe detectados na região 1 (ferrita delta) do fundido 3 por EDS.....	84
Figura 4.23 – Microestrutura mista da seção transversal da amostra 1 da solda n° 4 (corrente de 58 mA e velocidade de 13 mm/s) evidenciando a presença de ferrita vermicular e em forma de ripa (“ <i>lathy</i> ”) de textura fina e com solidificação (tipo FA) iniciada perpendicularmente ao plano de resfriamento (interface solda/metal-base) (MEV – Imagem de elétrons retroespalhados - 550 X).....	85
Figura 4.24 – Macrografia da superfície dobrada da amostra 1 da solda n° 7 (corrente de 54 mA e velocidade de 13 mm/s) submetido a ensaio de corrosão intergranular conforme norma ASTM A 262 – Prática E [<i>ASTM A 262, 2001</i>]...	86
Figura 4.25 – Macrografia da seção transversal da amostra 1 do cordão de solda n° 7 (corrente de 54 mA e velocidade de 13 mm/s) submetido a ensaio de corrosão intergranular conforme norma ASTM A 262 – Prática E [<i>ASTM A 262, 2001</i>].....	87

Figura 4.26 – Macrografia da superfície resultante do ensaio de dobramento na amostra 1 do cordão de solda nº 5 (corrente de 52 mA e velocidade de 13 mm/s) submetido a ensaio de corrosão intergranular conforme norma ASTM A 262 – Prática E [<i>ASTM A 262, 2001</i>].....	87
Figura 4.27 – Macrografia da seção transversal da amostra 1 do cordão de solda nº 5 (corrente de 52 mA e velocidade de 13 mm/s) submetido a ensaio de corrosão intergranular conforme norma ASTM A 262 – Prática E [<i>ASTM A 262, 2001</i>].....	88
Figura 4.28 – Microestrutura da amostra 8 da solda nº 2 (corrente de soldagem 60 mA e velocidade de 15 mm/s) analisada por EDS na solda (região 2) e no metal-base (região 3 – fundido nº 2) (MEV – Imagem de elétrons retroespalhados).....	89
Figura 4.29 – Teores de Ni, Cr, Si e Fe detectados na região 2 da amostra 8 da solda nº 2 (corrente de soldagem 60 mA e velocidade de 15 mm/s) por EDS.....	89
Figura 4.30 – Teores de Ni, Cr, Si e Fe detectados na região 3 da amostra 8 da solda nº 2 (corrente de soldagem 60 mA e velocidade de 15 mm/s) por EDS.....	90

LISTA DE TABELAS

Tabela 2.1 – Diferenças básicas entre os elementos combustíveis de Angra 1 e Angra 2 (reprodução autorizada pela INB).....	19
Tabela 2.2 – Composição química dos aços ACI CF3 [<i>ASTM A 351/A 351M, 1994</i>] e AISI 304L [<i>ASTM A 276, 1996</i>]. Valores simples são porcentagens máximas em peso.....	26
Tabela 2.3 – Propriedades mecânicas dos aços ACI CF3 [<i>ASTM A 351/A 351M, 1994</i>] e AISI 304L [<i>ASTM A 276, 1996</i>].....	26
Tabela 3.1 – Composição química e propriedades mecânicas dos materiais conforme especificações de materiais da INB [<i>ESP/MA-50.-, 2003; ESP/MA-52.-, 2003</i>].....	49
Tabela 3.2 – Composição química dos fundidos na condição “como recebido”... 49	49
Tabela 3.3 – Propriedades mecânicas dos fundidos na condição “como recebido”.....	49
Tabela 3.4 – Composição química das chapas laminadas na condição “como recebida”.....	50
Tabela 3.5 – Propriedades mecânicas das chapas laminadas na condição “como recebida”.....	50
Tabela 3.6 – Quadro resumido das principais características dos corpos-de-prova preparados para o presente estudo.....	51
Tabela 3.7 – Quadro resumido dos ensaios realizados em cada amostra.....	62
Tabela 4.1 – Médias e desvios - padrão das microdurezas Vickers HV - 0,2 medidas nas seções transversais das soldas nº 1, 2 e 3, conforme apresentado nas Figuras 4.5, 4.6 e 4.7.....	68
Tabela 4.2 – Valores dos limites de resistências ($\sigma_{\text{máx}}$) obtidos nos ensaios de tração dos corpos-de-prova retirados das seções transversais das soldas nº 5, 6, 7 e 8.....	69
Tabela 4.3 – Valores de Cr_{eq} e Ni_{eq} determinados para os metais-base pelas equações de equivalência segundo Schaeffler, DeLong e Kotecki e Siewert (WRC-1992) [<i>Welding Handbook, 1998</i>].....	74

Tabela 4.4 – Teores de ferrita delta e modos de solidificação calculados para os cordões de solda.....	75
Tabela 4.5 – Teores de ferrita delta e modos de solidificação determinados para os cordões de solda, segundo Kotecki e Siewert (WRC-1992) [<i>Welding Handbook, 1998</i>].....	76
Tabela 4.6 – Teores de ferrita delta determinados por contagem manual de pontos [<i>ASTM E – 562, 1995</i>].....	79
Tabela 4.7 – Comparação entre os teores de ferrita delta determinados por contagem de pontos e os aportes de calor para amostras da solda n° 1 realizadas em diferentes correntes de soldagem, tensão de 60 kV e velocidade de soldagem de 13 mm/s.....	80

RESUMO

“Estudo da soldagem por feixe de elétrons de aços inoxidáveis austeníticos utilizados na fabricação de bocais superiores e inferiores para elementos combustíveis”

Esta dissertação aborda os aspectos relacionados à soldagem por feixe de elétrons de aços inoxidáveis austeníticos utilizados na fabricação de bocais superiores e inferiores para elementos combustíveis. Aços inoxidáveis do tipo AISI 304L e ACI CF3 foram utilizados no desenvolvimento experimental do trabalho. Amostras destes aços foram submetidas a diferentes condições de soldagem por feixe de elétrons em atmosfera em alto vácuo (5.10^{-4} mbar). As soldas executadas atendem aos requisitos de sanidade, resistência à tração, ductilidade e resistência à corrosão. A profundidade de penetração da solda exibe uma dependência com a corrente, com a velocidade de soldagem e com o aporte de calor. Não há variação apreciável da dureza da solda nas diferentes condições de soldagem experimentadas para os aços AISI 304L e ACI CF3. Os teores de ferrita delta e os modos de solidificação das juntas soldadas foram determinados por composição química e exame metalográfico. O diagrama WRC-1992 indica modo de solidificação com formação de ferrita delta primária, quando a relação de Cr_{eq}/Ni_{eq} é maior que 1,6. Para a amostra de aço AISI 304L com relação Cr_{eq}/Ni_{eq} de 1,4; o modo de solidificação previsto foi com formação de austenita primária. As avaliações da microestrutura da região soldada confirmam as previsões determinadas pelos cálculos do diagrama WRC-1992. As amostras analisadas evidenciam a presença de ferrita delta de morfologia vermicular e em forma de ripa para aquelas soldagens com formação de ferrita delta primária. Para as amostras com formação de austenita primária na solidificação, as microestruturas analisadas evidenciam a presença de ferrita delta eutética na matriz austenítica. A susceptibilidade às trincas das soldas analisadas, de acordo com o diagrama modificado de Suutala, é inexistente para o caso de soldagens com relação Cr_{eq}/Ni_{eq} maiores que 1,6 e baixos teores totais de fósforo e enxofre (aproximadamente 0,10%). Soldas consideradas susceptíveis às trincas de acordo com o diagrama modificado de Suutala não apresentaram trincas de solidificação na avaliação metalográfica.

ABSTRACT

“Study on electron beam welding of austenitic stainless steels used in fabrication of top and bottom nozzles for fuel assemblies”

This dissertation addresses the aspects pertaining to electron beam welding of austenitic stainless steels used in the fabrication of top and bottom nozzles for fuel assemblies. AISI 304L and ACI CF3 type stainless steels were used in the experimental development of the work. Samples of such steels were subjected to different electron beam welding conditions in high vacuum (5.10^{-4} mbar). The performed welds meet the requirements for soundness, tensile strength, ductility, and corrosion resistance. The weld penetration depth shows a dependence with current, welding speed, and heat input. There is no appreciable weld hardness variation for the different welding conditions tested for AISI 304L and ACI CF3 steels. The delta ferrite contents and solidification modes for welded joints were determined by chemical composition and metallographic examination. The WRC-1992 diagram indicates the solidification mode with formation of primary delta ferrite when the Cr_{eq}/Ni_{eq} ratio is greater than 1.6. For the AISI 304L steel sample with 1.4 Cr_{eq}/Ni_{eq} ratio, the predicted solidification mode contemplated the formation of primary austenite. Microstructure assessments of the welded region confirm the predictions determined by the calculations under the WRC-1992 diagram. The analysed samples evidence the presence of delta ferrite of vermicular morphology and lathy shape for those welds with primary delta ferrite formation. For those samples with primary austenite formation at solidification, the analysed microstructures evidence the presence of eutectic delta ferrite in an austenitic matrix. Cracking susceptibility in welds analysed according to the modified Suutala diagram is nonexistent for the case of welds showing Cr_{eq}/Ni_{eq} ratio greater than 1.6 and low total phosphorus and sulfur contents (approximately 0.10%). Welds regarded as being susceptible to cracking according to Suutala's diagram did not exhibit solidification cracks during metallographic examination.

INTRODUÇÃO E OBJETIVOS

CAPÍTULO 1

O elemento combustível (EC) de Angra 1 consiste de um bocal superior, um bocal inferior, tubos guias como elementos de ligação entre o bocal superior e o bocal inferior e grades espaçadoras para posicionamento e suporte das varetas combustíveis [Frost, 1982; Jahreis, 1997]. As Figuras 1.1 e 1.2 apresentam, respectivamente, os detalhes da construção dos bocais inferior e superior fabricados nas Indústrias Nucleares do Brasil (INB).

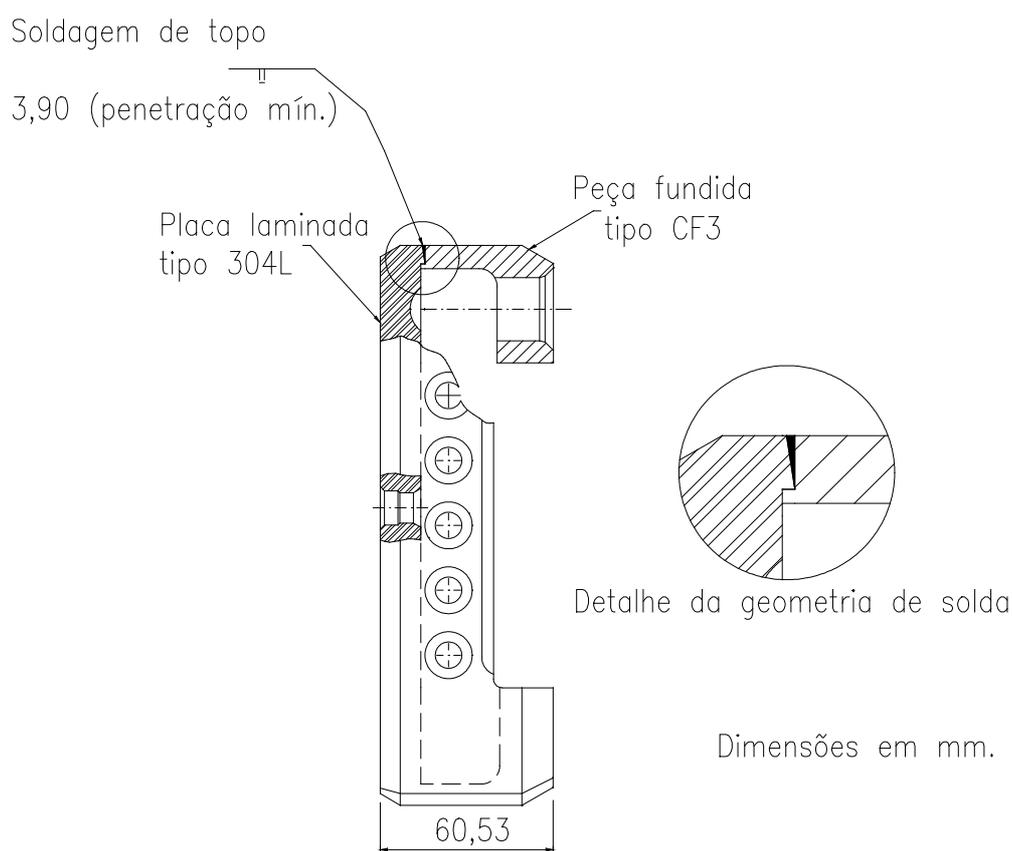


Figura 1.1 – Bocal inferior do elemento combustível de Angra 1 (reprodução autorizada pela INB).

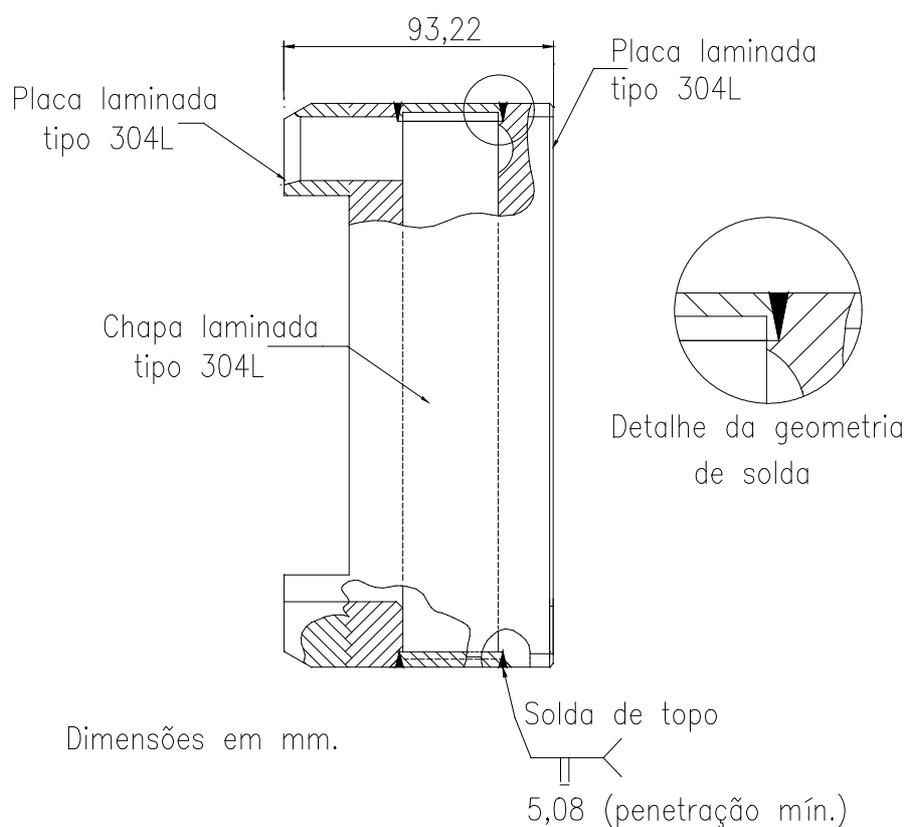


Figura 1.2 – Bocal superior do elemento combustível de Angra 1 (reprodução autorizada pela INB).

Durante a vida útil do elemento combustível, ele é submetido a um número de carregamentos de diferentes tipos, que são combinados para formar condições específicas de serviço. Além destas condições de serviço, o manuseio e o transporte dos elementos combustíveis também devem ser considerados. Os bocais são carregados diferentemente durante o manuseio e a operação normal. O bocal superior de Angra 1 é composto da união de chapas laminadas (aço AISI 304L) por soldagem por feixe de elétrons, assim como o bocal inferior, que também é construído a partir da soldagem por feixe de elétrons de uma peça fundida (aço ACI CF3) e uma chapa laminada (aço AISI 304L). Nas Figuras 1.1 e 1.2, estão indicadas as penetrações mínimas e as configurações das geometrias de solda para cada bocal. A Figura 1.3 apresenta estes componentes montados no elemento combustível de Angra 1 e que será discutido com maiores detalhes nos próximos capítulos.

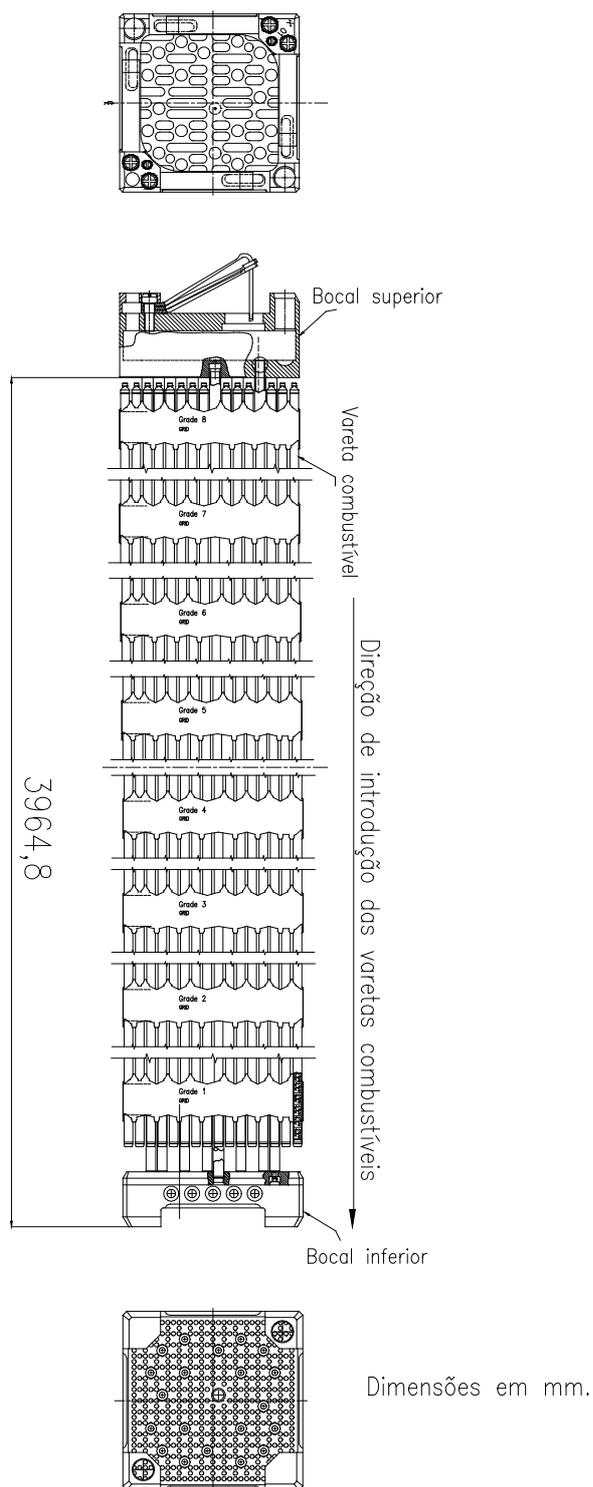


Figura 1.3 – Elemento combustível utilizado no reator da usina nuclear de Angra 1 (reprodução autorizada pela INB).

A soldagem por feixe de elétrons envolve a fusão dos materiais devido ao intenso aporte de calor gerado pela interação de um feixe de elétrons de elevada energia com o material que se pretende soldar em alto vácuo. Estes elétrons possuem elevada energia cinética e ao interagir com a peça geram o calor necessário à fusão dos materiais a soldar [*Schultz, 1993*].

Portanto, antes da liberação da soldagem por feixe de elétrons para fabricação dos bocais, deve-se qualificar a junta soldada quanto aos seguintes aspectos: qualidade externa do cordão de solda antes e após a usinagem final por meio da comparação visual com padrões previamente aprovados pela engenharia, isenção de defeitos de superfície nos cordões de solda após usinagem final por avaliação de líquido penetrante, qualidade interna das juntas soldadas e atingimento dos comprimentos mínimos de penetrações indicadas nos desenhos de produto pela avaliação de seções metalográficas de soldas, realização de ensaios de tração nos cordões de solda (o corpo-de-prova deve atingir a resistência à tração mínima do metal-base), ductilidade nos cordões por meio de ensaios de dobramento e de resistência à corrosão intergranular [*ESP/PT-53.a, 2004*]. Caso não sejam atendidas estas exigências, o processo de soldagem não estará qualificado e deverá ser realizada uma avaliação minuciosa a fim de se determinar a causa do desvio e propor medidas para resolver o problema.

A geometria dos cordões de solda obtida por feixe de elétrons é caracterizada por uma elevada razão entre a penetração e a largura do cordão, muito maior que na soldagem convencional a arco e gás de proteção. Uma outra característica deste processo de soldagem é a baixa quantidade de calor transmitido ao material durante a solda. Este aspecto apresenta particular destaque no caso dos aços, pois desta forma consegue-se evitar a sua fragilização, bem como minimizar as distorções mecânicas.

Normalmente, a soldagem por feixe de elétrons é feita sem adição de material; entretanto, metal de adição pode ser eventualmente necessário. Contudo sempre que não se emprega material de adição, a precisão exigida do posicionamento do feixe é superior.

A utilização de aços inoxidáveis austeníticos com baixo teor de carbono é prática bastante adotada para evitar a corrosão intergranular, principalmente em peças soldadas. Certos tipos de aços inoxidáveis tipo L ou com extra-baixo teor de carbono, são especialmente produzidos para este fim [*ASM, 1994*]. A utilização de aços com baixos

teores de carbono torna possível a soldagem sem riscos de formação da zona de sensitização, ou seja, de precipitação de carbonetos ricos em cromo nos contornos de grão. Este fenômeno ocorre quando os aços inoxidáveis são aquecidos e mantidos na faixa de temperatura entre 425°C a 815°C.

Trincas intergranulares que resultam na formação de microfissuras na solda ou no metal-base próximo à junta soldada são conhecidas como trincas a quente. A ocorrência das trincas a quente é altamente dependente da microestrutura da solda [*Padilha, 1994*]. Soldas com microestrutura totalmente austenítica são muito mais susceptíveis às trincas a quente que as estruturas bifásicas de ferrita delta em austenita. Alguns elementos como P e S influenciam fortemente a susceptibilidade de soldas 100% austeníticas às trincas a quente. Esta susceptibilidade pode ser reduzida por um pequeno aumento no teor de carbono ou nitrogênio ou por um substancial aumento no teor de manganês. Traços de elementos como boro, fósforo, enxofre, silício, nióbio e tântalo contribuem para a formação das trincas a quente.

Para obter-se uma solda de estrutura bifásica, deve ser selecionado o metal-base ou o metal de adição de composição adequada. Diversos diagramas de composição química de diferentes autores têm sido largamente utilizados para determinar a quantidade de ferrita delta que será obtida na solda austenítica de uma dada composição [*ASM, 1994*].

Devido ao fato de que muitas corridas de aço inoxidável austenítico contêm apreciáveis quantidades de nitrogênio, um elemento fortemente austenitizante, foi elaborado um diagrama revisado, chamado de diagrama de DeLong. Este diagrama foi desenvolvido para incluir o nitrogênio no cálculo do níquel equivalente e oferecer uma estimativa mais precisa da quantidade de ferrita delta. Muitas equações de equivalência foram desenvolvidas por diferentes autores e todas têm em comum o aperfeiçoamento em relação às versões anteriores.

Pelo menos 3 ou 4% de ferrita delta são necessários para suprimir a ocorrência de trinca a quente. A ferrita delta está presente em uma estrutura dendrítica quando é a fase primária na solidificação. A ferrita contida na solda também combate os efeitos nocivos da precipitação de carbonetos na resistência à corrosão intergranular, porque os carbonetos normalmente precipitam dentro e em torno das ilhas de ferrita, ao invés de formar uma rede intergranular contínua. Durante exposição em serviço em altas temperaturas, a ferrita

transforma-se numa variedade de fases secundárias tais como $M_{23}C_6$, fase sigma, dentre outras. Estas fases afetam as propriedades mecânicas e de corrosão do cordão de solda. Contudo, a formação destas fases é influenciada por um número de fatores tais como a composição do cordão de solda, teor de ferrita e sua morfologia, adicionalmente à temperatura e tempo de transformação. Não tem sido possível prever com segurança a cinética de transformação da ferrita e a precipitação das fases secundárias [Gill, 1995].

O presente trabalho se propõe a investigar as diferentes transformações de fases experimentadas durante a solidificação das soldagens por feixe de elétrons dos aços inoxidáveis ACI CF-3 e AISI 304L até a temperatura ambiente, possibilitando o levantamento de informações importantes relativas ao processo de soldagem e que poderão ser aproveitadas para a caracterização da matéria-prima utilizada e para a melhoria das condições de soldagem atualmente aplicadas na fabricação de bocais para elementos combustíveis de Angra 1. Desta forma, pretende-se assegurar as características de qualidade recomendadas nas especificações de materiais aplicáveis aos projetos das recargas de elementos combustíveis de usinas nucleares como Angra 1 e 2. O presente trabalho é complementado pela correlação entre os diferentes parâmetros de soldagem experimentados e a dureza da microestrutura de solda, bem como sua profundidade de penetração e aporte de calor. Outro ponto importante do estudo é constatar se ocorre volatilização de elementos importantes como Cr e Ni durante a soldagem por feixe de elétrons. Face aos poucos dados disponíveis nas literaturas envolvendo a soldagem por feixe de elétrons de aços austeníticos como o ACI CF-3 e o AISI 304L, os resultados obtidos representarão uma base de dados importante para futuros trabalhos envolvendo este tipo de soldagem na INB.

A presente revisão aborda os principais aspectos relativos ao ciclo do combustível nuclear empregado no país, a natureza do elemento combustível utilizado nas usinas de Angra 1 e Angra 2, uma breve revisão sobre aços inoxidáveis, uma descrição sucinta do processo de soldagem por feixe de elétrons, além de uma revisão abordando os aspectos relativos às microestruturas oriundas da solidificação de aços inoxidáveis austeníticos.

2.1- O ciclo do combustível nuclear

O ciclo do combustível nuclear é o conjunto de etapas do processo industrial que transforma os minerais que contêm o elemento químico *urânio*, desde quando são encontrados na natureza até sua transformação e utilização como combustível dentro de um reator nuclear [*Cochran, 1999; PROINFO, 1988*], e seu posterior reprocessamento.

No decorrer desse texto, é descrito o ciclo do combustível nuclear aplicado às centrais nucleares (Angra 1 e Angra 2) de reatores do tipo PWR (“*Pressurized Water Reactor – Reatores de Água Pressurizada*”). Este processo industrial é composto pelas etapas de mineração e moagem do minério de urânio, produção do concentrado de urânio U_3O_8 , conversão em UF_6 , enriquecimento isotópico, conversão em pó e pastilhas de UO_2 , fabricação dos elementos combustíveis, geração de energia elétrica nas usinas nucleares, armazenamento e reprocessamento dos elementos combustíveis usados. Estas etapas estão apresentadas esquematicamente na Figura 2.1.

A INB realiza mais da metade do ciclo do combustível nuclear, cerca de 60%. Em breve, com a entrada em operação da etapa de enriquecimento de urânio, a INB alcançará a realização de até 80% do ciclo, num programa de expansão contínua [*da Silva, 2004*].

As etapas do ciclo atualmente realizadas e a realizar (conversão e enriquecimento) na INB e seu custo percentual, estão apresentadas na Figura 2.2.

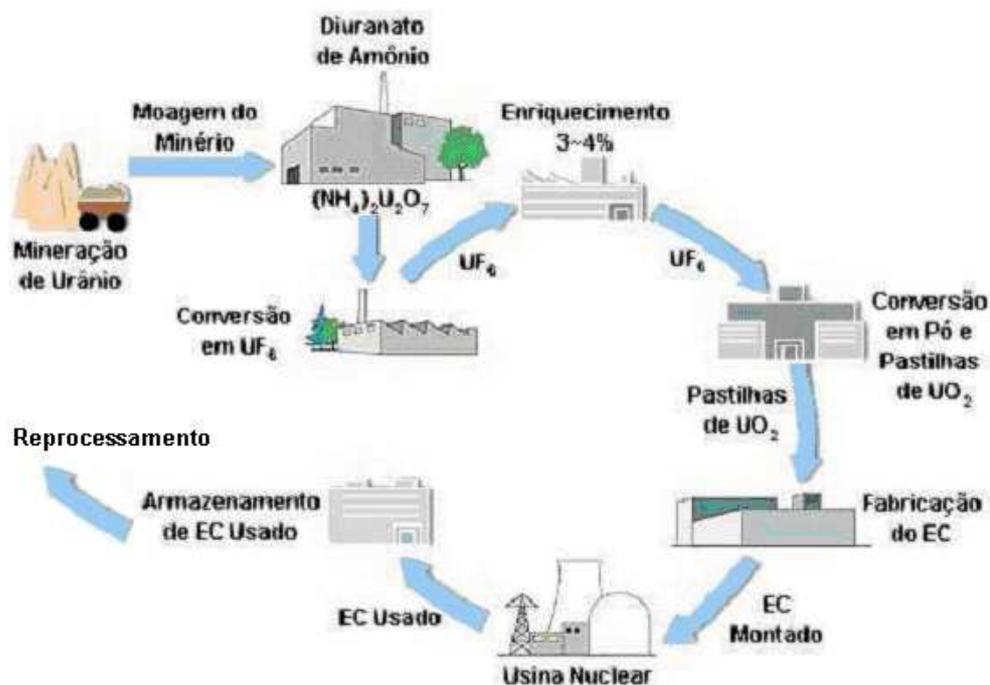


Figura 2.1 – Ciclo do combustível nuclear utilizado em usinas de reatores do tipo “PWR”[da Silva, 2004].

ETAPAS DO CICLO DO COMBUSTÍVEL NUCLEAR NA INB



Figura 2.2 – Custo percentual das etapas do ciclo do combustível nuclear executado pelas Indústrias Nucleares do Brasil (INB) [da Silva, 2004].

2.1.1 - Mineração e produção de concentrado de urânio (U_3O_8)

É a primeira etapa do ciclo do combustível. Nas operações de prospecção e pesquisa, determina-se o local onde serão realizados a extração do minério no solo e o início dos procedimentos para a mineração e para o beneficiamento do urânio [*PROINFO, 1988; da Costa, 1972*].

O Brasil possui atualmente a sexta reserva mundial (jazidas), totalizando cerca de 309 mil toneladas de urânio, sem considerar as reservas recém pesquisadas na região amazônica (rios Cristalino e Pitinga), que somarão mais 150 mil toneladas, elevando o Brasil para a terceira posição no ranking mundial [*da Silva, 2004*]. A mina em operação pela INB fica localizada na cidade de Caetité, no município de Guanambi, na Bahia.

O minério de urânio extraído da mina é transportado para uma usina de beneficiamento onde será moído, empilhado e tratado com ácido para a separação do urânio das rochas do minério. A solução ácida obtida (licor mãe) é então purificado e tratado em diversos processos químicos e físicos de separação para ao final fornecer um produto de cor amarela, concentrado em urânio, conhecido internacionalmente como “*yellowcake*” – *bolo amarelo* [*PROINFO, 1988; da Costa, 1972*].

2.1.2 - Conversão do U_3O_8 em UF_6

Conversão é a etapa industrial do processo de transformação do concentrado de urânio no composto químico gasoso hexafluoreto de urânio (UF_6). A operação de conversão é necessária pois é um requisito fundamental para a etapa seguinte do ciclo do combustível: o enriquecimento de urânio que será posteriormente discutido [*PROINFO, 1988; da Costa, 1972*].

2.1.3 – Enriquecimento isotópico

O ^{235}U (urânio – 235) é o isótopo fissil do urânio responsável pela reação em cadeia nos reatores nucleares. O enriquecimento do urânio tem por objetivo aumentar a concentração do isótopo leve (^{235}U) numa determinada massa de urânio, acima do teor encontrado na natureza (em torno de 0,71 % em peso para o isótopo ^{235}U) [*da Silva, 2004*].

Esta concentração deve ficar entre 2 a 5% para permitir sua utilização como combustível para geração de energia elétrica. A Figura 2.3 apresenta a seqüência que é obedecida para o processo físico de enriquecimento do urânio [Cochran, 1999; Amorim, 1991; Soubbaramayer, 1979].

COMO ENRIQUECER O URÂNIO ?

- O urânio-235 (●) é responsável pela produção de energia nos reatores nucleares.
- O urânio-238 (●) é o mais abundante e o menos energético.

$$\text{UF}_6 \text{ Natural} = \text{UF}_6 \text{ enriquecido} + \text{UF}_6 \text{ empobrecido}$$



Figura 2.3 - O processo de enriquecimento do urânio desenvolvido pela INB [da Silva, 2004].

2.1.4 – Reconversão do UF₆

Após o enriquecimento, o hexafluoreto de urânio (UF₆) é então transformado em dióxido de urânio (UO₂). Reconverter o UF₆ (gás) em dióxido de urânio em pó (UO₂) é preparar o urânio à sua melhor forma para utilização como combustível [Amorim, 1991; da Costa, 1972]. Esta outra etapa do ciclo do combustível também é realizada em Resende, na Fábrica de Combustível Nuclear – FCN - Reconversão.

2.1.5 – Fabricação de pastilhas de UO_2

A maioria dos reatores modernos de potência emprega o UO_2 como material combustível, em forma de pastilhas, acondicionadas dentro de varetas metálicas formando uma coluna ativa de pastilhas [Amorim, 1991]. Estas pastilhas de dióxido de urânio (UO_2) possuem a forma de um cilindro e são também produzidas na Fábrica de Combustível Nuclear, FCN – Pastilhas. Uma pastilha tem cerca de 1cm de altura e de diâmetro, pesando cerca de 7 g e pode gerar energia equivalente a queima de 1.000 kg de carvão [da Silva, 2004].

2.1.6 – Fabricação de elementos combustíveis

O fluxograma de fabricação do elemento combustível está apresentado na Figura 2.4 [da Silva, 2004].

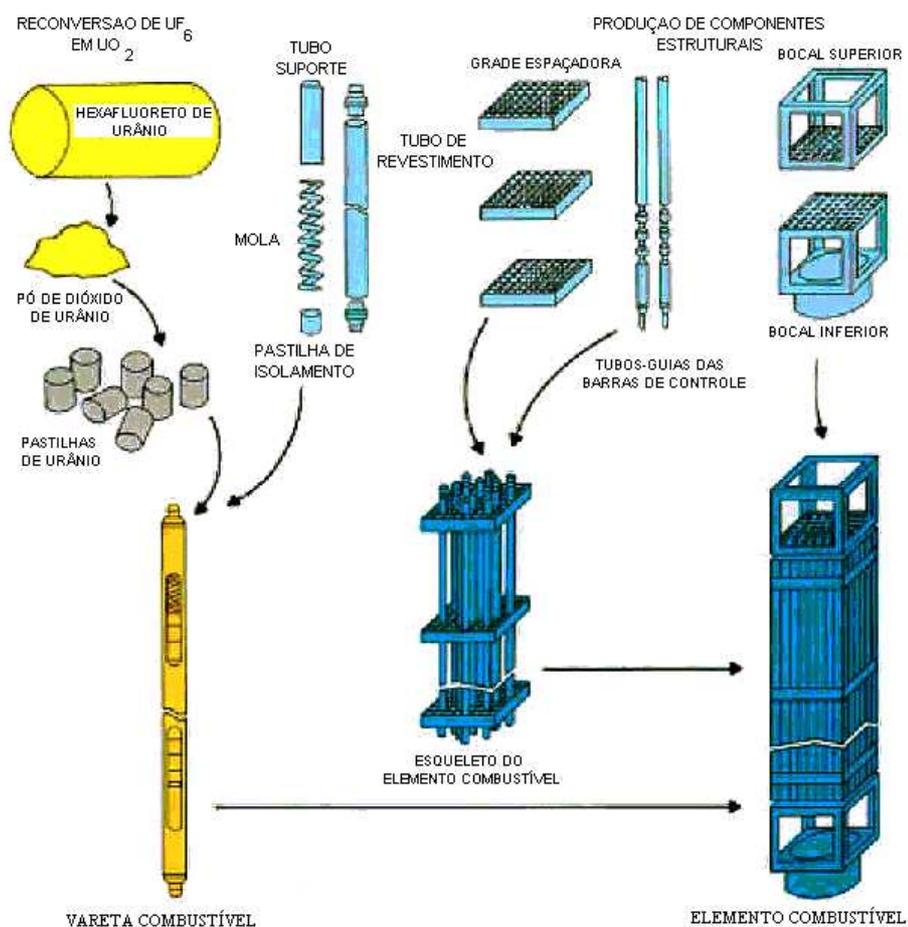


Figura 2.4 – Etapas de fabricação do elemento combustível para reatores nucleares do tipo PWR [PROINFO, 1988; da Silva, 2004].

O elemento combustível de tecnologia Westinghouse (Angra 1) é um feixe de 235 varetas combustíveis rigidamente posicionadas em uma estrutura metálica, formada por 8 grades espaçadoras, 20 tubos guias mais 1 tubo de instrumentação e dois bocais, um inferior e outro superior. Na tecnologia Siemens/Framatome (Angra 2), é um conjunto de 236 varetas combustíveis rigidamente posicionadas em uma estrutura metálica, formada por 9 grades espaçadoras, 20 tubos guias e dois bocais, um inferior e um superior.

2.1.7 – Geração de energia

As usinas nucleares são centrais termoelétricas compostas de um sistema de geração de vapor, tubulações para condução dos vapores gerados, uma turbina para transformação do vapor em energia mecânica e de um gerador para a transformação de energia mecânica em energia elétrica, como apresentado na Figura 2.5.

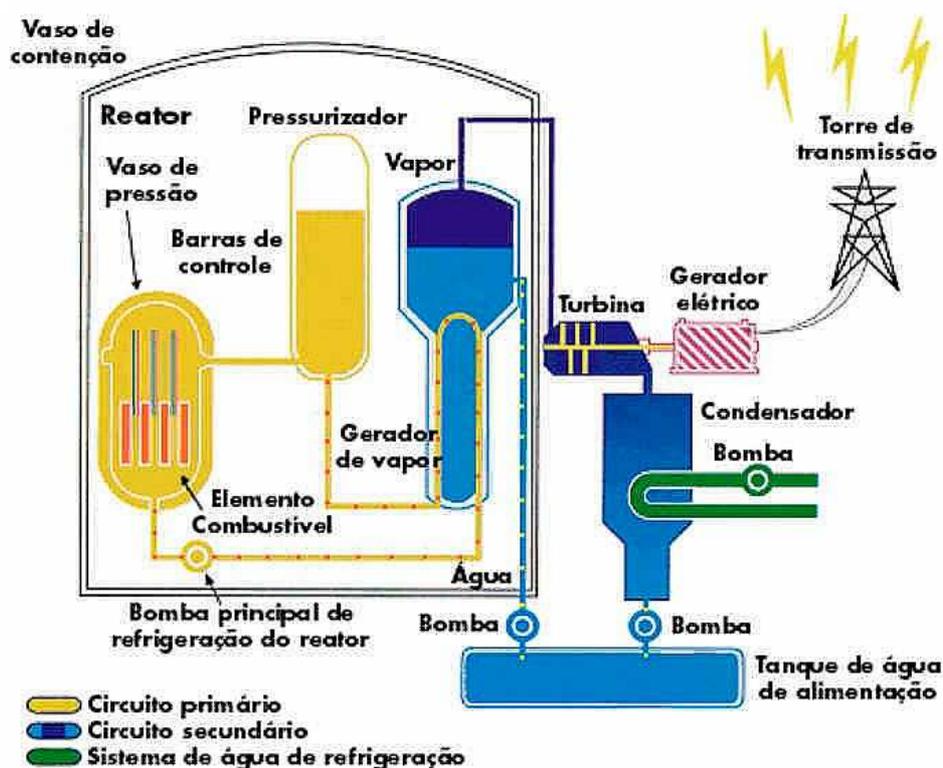


Figura 2.5 – Esquema geral apresentando os componentes de uma usina termonuclear do tipo “PWR” [da Silva, 2004; Creder, 2002].

A geração de vapor ocorre devido ao aproveitamento da energia liberada pela fissão de núcleos de átomos de urânio, diferentemente de uma central termoelétrica convencional, onde a geração de vapor ocorre em consequência da queima de um material combustível, como carvão e óleo. A fissão nuclear ocasiona a transformação da matéria em energia, através da divisão do isótopo ^{235}U . Quando ocorre a fissão do isótopo ^{235}U , o núcleo divide-se em duas partes com massas aproximadamente iguais e uma grande quantidade de energia ($\sim 200/210$ MeV) formando dois elementos novos, e dele se desprendem 2 a 3 nêutrons (média de 2,43 nêutrons/fissão) que, por seu turno, podem chocar-se com outro núcleo de ^{235}U acarretando nova fissão e novos elementos, provocando uma seqüência de fissões denominada reação nuclear em cadeia. O aproveitamento, bem como o controle dessa energia liberada, é feito dentro de reatores nucleares [*Amorim, 1991*].

2.2 – O elemento combustível (EC)

Os elementos combustíveis dos reatores de Angra 1 e Angra 2, como apresentado nas Figuras 2.6 e 2.7, constituem um arranjo de varetas combustíveis (16x16) com espaçamento definido. Os principais componentes dos EC são as varetas combustíveis, os tubos-guias das varetas de controles, as grades espaçadoras e os bocais superiores e inferiores [*Frost, 1982; Jahreiβ, 1997*].



Figura 2.6 – Vista geral do elemento combustível para reatores do tipo da usina de Angra 1 fabricado na INB (reprodução autorizada pela INB).

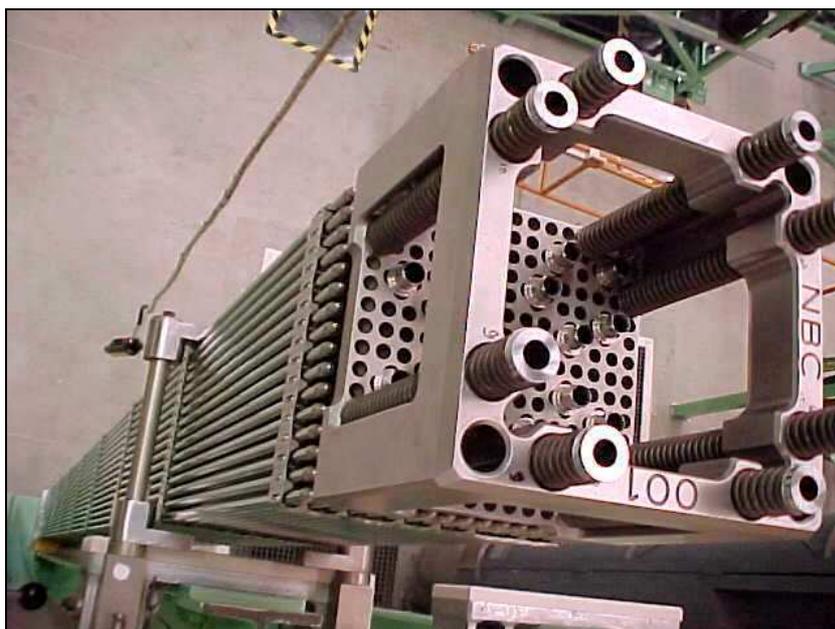


Figura 2.7 – Vista geral do elemento combustível para reatores do tipo da usina de Angra 2, fabricado na INB (reprodução autorizada pela INB).

2.2.1 – Vareta combustível

As pastilhas de UO_2 sinterizadas (material fissil) estão contidas nas varetas combustíveis. Estas pastilhas possuem forma cilíndrica com concavidades nas extremidades e chanfros nas bordas. Na parte superior da vareta combustível é colocada uma mola utilizada para manter a coluna de pastilhas unidas e também, criar um espaço vazio, chamado “*plenum*”, para acomodar os gases de fissão produzidos durante a irradiação. O tubo metálico de revestimento e os tampões terminais são utilizados para manter estanques as pastilhas combustíveis bem como os principais produtos de fissão gasosos (^{135}Te , ^{135}I e ^{135}Xe) produzidos durante a irradiação. Os tampões são soldados ao tubo de revestimento e o material normalmente utilizado para o tubo de revestimento é uma liga de zircônio (Zircaloy) que possui boas características mecânicas e resistência à corrosão, além de baixa seção de absorção de choque. As varetas combustíveis, como apresentado na Figura 2.8, são preenchidas internamente com gás hélio de forma a melhorar a transferência de calor das pastilhas para o revestimento (e deste para o refrigerante) já que existe uma folga entre a pastilha combustível e o revestimento [*Frost, 1982; Duderstadt, 1976; da Silva, 2004*].



Figura 2.8 – Vareta combustível do elemento combustível de Angra 1 (reprodução autorizada pela INB).

2.2.2 – Tubo guia da vareta de controle

Algumas posições do arranjo de varetas são ocupadas por tubos que servem de guia para as varetas absorvedoras que são inseridas no elemento combustível de modo a controlar a reação em cadeia no núcleo do reator. Estes tubos são abertos na extremidade superior permitindo a penetração da vareta absorvedora e sua movimentação de entrada e saída no elemento combustível. Na parte inferior possuem alguns orifícios que permitem o escoamento do refrigerante por dentro do tubo, além de um estreitamento do tubo na parte inferior que juntamente com os outros orifícios, produz um efeito de “amortecimento hidráulico” (“*dashpot*”) no caso de queda do elemento de controle do elemento combustível numa situação de desligamento rápido do reator e mesmo em condições normais de operação. O material normalmente utilizado para este tubo é Zircaloy-4 [*Duderstadt, 1976; Jahreiβ, 1997*].

2.2.3 – Grades espaçadoras

As grades espaçadoras têm a função de manter o posicionamento das varetas combustíveis dentro do arranjo do elemento combustível. São elementos estruturais rígidos, montados numa forma reticulada por tiras metálicas entrelaçadas, como apresentado na Figura 2.9.

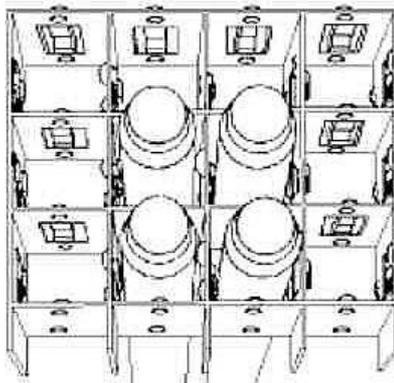


Figura 2.9 – Detalhe da fixação da vareta combustível na grade espaçadora do elemento combustível de Angra 1 (reprodução autorizada pela INB).

Molas estampadas nas tiras permitem a fixação da vareta no plano da grade, mas possibilita o deslizamento da vareta no sentido perpendicular à grade. Este modo de fixação permite expansões axiais diferenciadas entre as varetas combustíveis sem causar tensões excessivas. As grades possuem também aletas defletoras que melhoram a transferência de calor das varetas combustíveis para o refrigerante.

A liga Inconel 718 é comumente utilizada na fabricação das tiras da grade por ser uma liga de níquel endurecida por precipitação [*Frost, 1982*].

Atualmente, estão sendo utilizadas tiras de Zircaloy (com tratamento especial para aumentar a resistência mecânica), mas mantendo as molas de fixação da vareta de Inconel (mola de Inconel fixa à tira de Zircaloy) (Angra 1).

Para Angra 2, as grades estruturais (1ª e 9ª grades) são fabricadas em Inconel 718 e as grades intermediárias, em Zircaloy (da 2ª à 8ª grade).

2.2.4 - Bocais superiores e inferiores

Os bocais inferiores e superiores do elemento combustível servem de orientadores do fluxo de água para os canais de refrigeração entre as varetas combustíveis e também como peças estruturais de ligação do elemento combustível com as estruturas do reator [Jahreiß, 1997; Duderstadt, 1976]. Nas Figuras 2.10 e 2.11 respectivamente, são apresentados os bocais do elemento combustível de Angra 2 e Angra 1 fabricados em aço inox austenítico e nas figuras 2.12 e 2.13 são apresentados os aspectos dos bocais de Angra 1 logo após a soldagem por feixe de elétrons e antes da usinagem final.



Figura 2.10 – Vista dos bocais superior e inferior de Angra 2, fabricados na INB, no plano superior e inferior, respectivamente (reprodução autorizada pela INB).

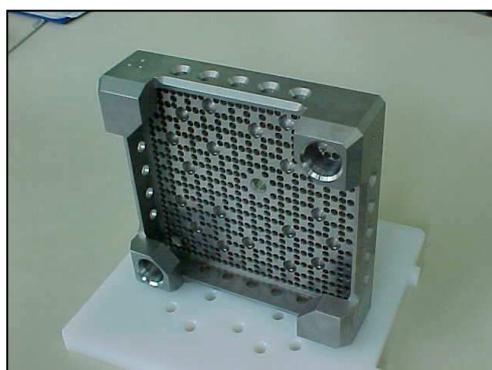


Figura 2.11 – Vista do bocal inferior de Angra 1 fabricado na INB (reprodução autorizada pela INB).

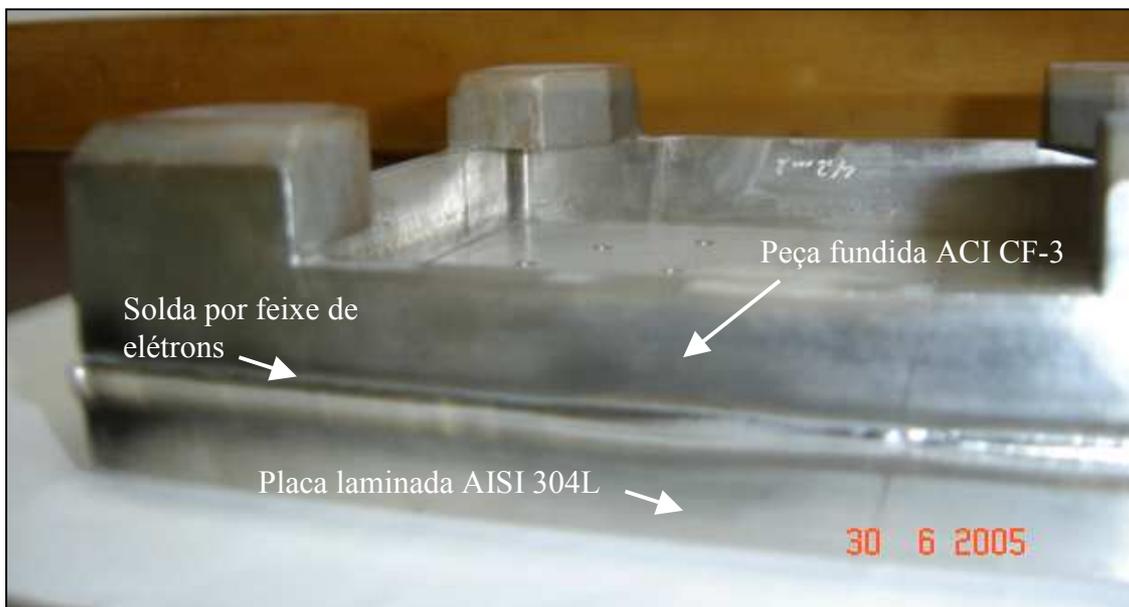


Figura 2.12 – Bocal inferior de Angra 1, fabricado a partir da união de uma peça fundida e uma placa por soldagem por feixe de elétrons (reprodução autorizada pela INB).

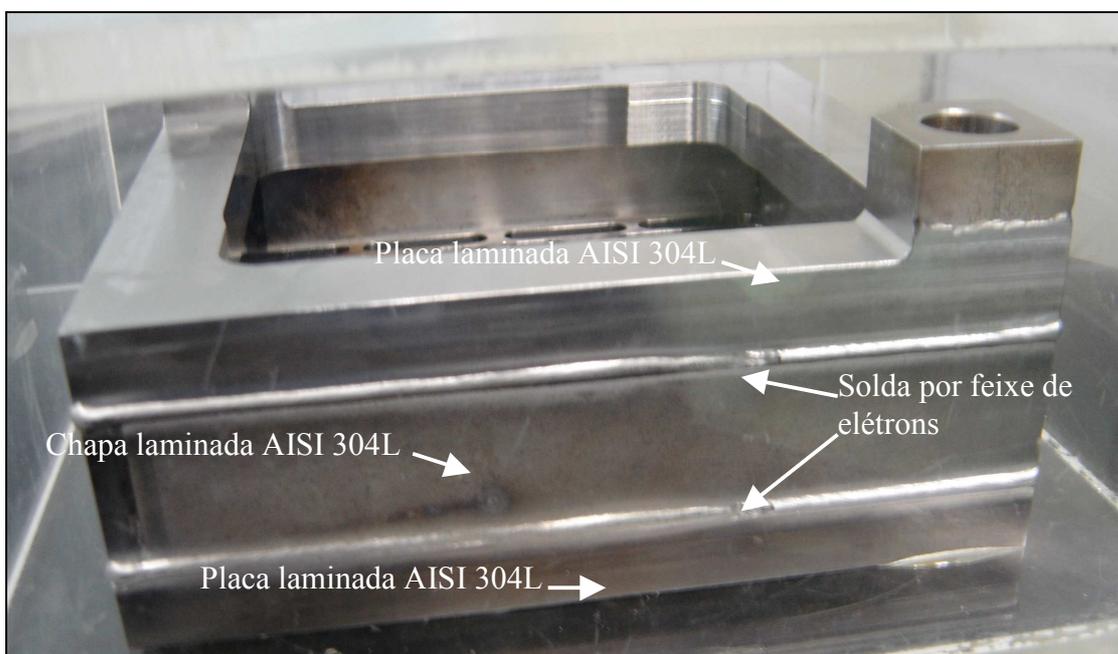


Figura 2.13 – Bocal superior de Angra 1, fabricado a partir da união de placas e chapas de aço AISI 304L por soldagem por feixe de elétrons (reprodução autorizada pela INB).

2.2.5 - Elementos combustíveis de Angra 1 e Angra 2

As principais características dos elementos combustíveis dos reatores do tipo PWR das usinas de Angra 1 e 2 estão apresentadas na Tabela 2.1 e Figura 2.14.

Tabela 2.1 – Diferenças básicas entre os elementos combustíveis de Angra 1 e Angra 2 (reprodução autorizada pela INB).

Elemento Combustível	Angra 1	Angra 2
Quantidade de elementos no núcleo	121	193
Quantidade de varetas por núcleo	28.435	45.548
Pastilhas por núcleo (aprox.)	10,5 milhões	17,5 milhões
Comprimento do elemento combustível	4,00 m	5,00 m
Peso de urânio por elemento combustível	411 kg	543 kg
Peso total por elemento combustível	600 kg	840 kg



Figura 2.14 – Elementos combustíveis de Angra 1 (à direita) e Angra 2 (à esquerda) (reprodução autorizada pela INB).

2.3 – Os aços inoxidáveis

Em 1911, Christian Dantsizen nos Estados Unidos da América descobria o aço inoxidável ferrítico com teores de cromo entre 14 e 16% e teores de carbono entre 0,007 e 0,015%. Em outubro de 1912, na Inglaterra, Harry Brearley estudava ligas Fe-Cr contendo 12,8% de cromo e 0,24% de carbono. Durante suas observações metalográficas constatou que a liga resistia à maior parte dos reagentes utilizados em metalografia. Estava inventado o aço inoxidável martensítico [*Padilha, 1994*].

Entre 1908 e 1910, Strauß e Eduard Maurer, iniciaram suas pesquisas com ligas de aço ao cromo e ao cromo-níquel e em dezembro de 1912 estavam descobertos os aços inoxidáveis austeníticos com 20% de cromo, 7% de níquel e 0,25% de carbono [*Padilha, 1994*]. Os aços inoxidáveis continuam evoluindo desde aquelas épocas, impulsionados pela indústria naval, aeronáutica, petrolífera, nuclear e criogênica, dentre outras.

Aços inoxidáveis são os aços que atendem uma especificação que exige no mínimo um teor de cromo em peso de 10,5% e um teor máximo de carbono de 1,2% [*ASTM A 941, 1997*].

Os aços inoxidáveis são amplamente conhecidos pela sua resistência à corrosão. Tal característica deve-se ao fenômeno da passividade que os tornam resistentes à corrosão.

O cromo presente no aço inoxidável ajuda a formar um filme fino e aderente, que protege o material de ataques corrosivos. Este filme passivo resulta da reação entre o metal-base e a água do ambiente [*Castro, 1975*].

Como produtos desta reação é produzido um oxi-hidróxido de cromo e ferro. Mais próximo da região metálica predomina um óxido e, na região mais afastada do metal-base, predomina um hidróxido.

À medida que o tempo passa, há um aumento da camada de óxido, não ocorrendo o mesmo para a camada de hidróxido. Aparentemente, existe um enriquecimento do filme passivo. Embora invisível, tal camada é estável e de espessura muito reduzida. Sua resistência pode ser aumentada introduzindo-se mais cromo à mistura.

Outros elementos de liga, como por exemplo níquel, molibdênio e titânio, permitem que o aço inoxidável seja trabalhado mecanicamente e soldado [*Castro, 1975*].

Com base nas microestruturas e propriedades dos aços inoxidáveis, eles podem ser divididos em 5 grandes famílias [*ASM, 1994*]:

- aços inoxidáveis martensíticos;
- aços inoxidáveis ferríticos;
- aços inoxidáveis austeníticos;
- aços inoxidáveis endurecidos por precipitação e
- aços inoxidáveis austeníticos-ferríticos duplex.

Dentre estas famílias, as mais comuns são as martensíticas, ferríticas e austeníticas, das quais é feita uma breve descrição.

Os aços inoxidáveis martensíticos após resfriamento rápido apresentam uma microestrutura caracterizada por alta dureza e fragilidade. Apresentam trabalhabilidade e soldabilidade inferiores às demais famílias de aço inoxidável, devido à formação da martensita que possui alto teor de carbono, variando entre 0,1 a 0,5%, e cromo em torno de 12 a 17%.

Os aços inoxidáveis ferríticos após o resfriamento rápido apresentam uma microestrutura macia e tenaz, bastante uniforme e conhecida como matriz ferrítica. O teor de cromo pode variar entre 16 a 30%, o que os tornam mais resistentes à corrosão atmosférica e soluções oxidantes, se comparados aos martensíticos. Após soldagem apresentam tendência ao crescimento de grão.

Os aços inoxidáveis austeníticos possuem uma boa resistência à corrosão. A adição de alguns elementos de liga ao aço, como, por exemplo, o níquel, propicia a transformação de ligas ferríticas em ligas austeníticas, que se caracterizam por alta resistência e tenacidade [*Castro, 1975*].

Das três famílias apresentadas, os aços inoxidáveis austeníticos são os mais resistentes à corrosão, além de não serem ferromagnéticos.

Os aços inoxidáveis e resistentes ao calor com matriz predominantemente austenítica são aqueles do sistema Fe-Cr-Ni. No estado bruto de fusão, as ligas pertencentes a este grupo podem apresentar microestrutura parcialmente ferrítica ou totalmente austenítica. Além da ferrita e da austenita, pode ainda estar presente a fase sigma.

Estas fases, que constituem a microestrutura dos aços austeníticos, inclusive dos aços AISI 304L e ACI CF3, serão discutidas no decorrer deste trabalho.

2.3.1 – O aço inoxidável austenítico e sua aplicação na área nuclear

Os aços inoxidáveis austeníticos apresentam diversas propriedades que os tornam interessantes para uso como componentes estruturais em reatores nucleares regeneradores tipo LMFBR [Lundin, 1975; Carvalhos, 1974]. Estas ligas possuem boa resistência em altas temperaturas e são resistentes à corrosão por sódio líquido, que é o refrigerante do reator [Hong, 2002].

Mudanças nas propriedades físicas e mecânicas do aço podem ocorrer como resultado da irradiação de nêutrons. E tais mudanças não podem comprometer a segurança operacional do reator.

Bloom e Stiegler [Bloom, 1970] irradiaram amostras de aço inoxidável tipo AISI 304L numa faixa de temperatura entre 370°C e 600°C, fluxo rápido de nêutrons (2×10^{21} a $6,7 \times 10^{22}$ nêutrons/cm²) e energia superior a 0,1 MeV. Em seguida, as amostras foram submetidas a um ensaio de fluência a 600°C. Para irradiações a temperaturas de 370 a 470°C, a microestrutura irradiada apresentava vazios e discordâncias. A concentração de vazios aumenta com o aumento do fluxo de nêutrons à temperatura constante de irradiação e diminui com o aumento da temperatura de irradiação em fluxo constante de nêutrons. Em amostras irradiadas a 600°C, com fluxo de nêutrons variando de 2 a 3×10^{22} nêutrons/cm², a quantidade de vazios e discordâncias produzidas é muito menor que em amostras irradiadas em baixas temperaturas. As amostras exibiram ductilidade e taxa de fluência reduzidas, mas permaneciam com a mesma tensão de ruptura que as amostras não irradiadas.

Uma amostra irradiada a 400°C, com fluxo de nêutrons de $6,7 \times 10^{22}$ nêutrons/cm², fraturou em 30 minutos com 0,1% de deformação. A mesma amostra não irradiada e sujeita à mesma tensão fraturou em 185 h com deformação de 19,7%. A redução da taxa de fluência e ductilidade é resultado dos efeitos da irradiação e consequência da tendência sempre crescente do material fraturar ao longo dos contornos de grãos, sem qualquer evidência de deformação dentro da matriz [Bloom, 1970].

O hélio produzido durante a irradiação causa uma redução na ductilidade e vida útil do material até a ruptura devido seus efeitos no processo de fratura intergranular.

Amostras de aço de baixo carbono com diferentes tamanhos de grãos e de estrutura cúbica de corpo centrado (CCC), foram expostas a um fluxo de nêutrons de $2,5 \times 10^{28}$ nêutrons/cm² e energia superior a 1 MeV em temperaturas variando entre 320°C e 450°C.

Observou-se um aumento na densidade de discordâncias na amostra de maior tamanho de grão irradiada a 320°C; o mesmo não ocorreu para a amostra de menor tamanho de grão. Analogamente, houve um aumento muito maior de tensão de escoamento da amostra de grão mais grosseiro que na amostra de grão mais fino. [*Stefanovic, 1970*].

2.3.2 – Propriedades dos aços inoxidáveis austeníticos

Os aços inoxidáveis austeníticos apresentam uma boa resistência à corrosão, porém em alguns casos são necessárias outras características além da resistência à corrosão para a utilização dos mesmos em determinadas aplicações.

Outros elementos de liga são adicionados para que o aço inoxidável adquira essas características. Uma grande melhoria em muitas propriedades é conseguida com a introdução de Ni como elemento de liga. Consegue-se uma mudança na estrutura, transformando-se ligas ferríticas em ligas austeníticas (estrutura de alta resistência e tenacidade). Os aços inoxidáveis austeníticos são conhecidos pela sua excelente resistência à corrosão em meios agressivos.

Outros elementos, como molibdênio, titânio e nióbio se adicionados, podem melhorar a resistência à corrosão e minimizar a corrosão intergranular por estabilização de carbonetos presentes [*Sui, 1996*]. Sensitização refere-se à perda de resistência à corrosão depois de um tratamento térmico ou resfriamento lento caracterizados por permanência em temperaturas entre 550°C e 800°C durante uma estreita faixa de tempo [*Bruemmer, 1986*].

Dos três grupos, os aços austeníticos são os que apresentam maior resistência à corrosão. Eles combinam baixo limite de escoamento com alta resistência à tração e bom alongamento, oferecendo as melhores propriedades para trabalho a frio.

Não podem ser endurecidos por tratamento térmico, mas suas resistências a tração e dureza podem ser aumentadas por encruamento. Não são ferromagnéticos. Eles possuem uma ampla faixa de propriedades mecânicas, oferecendo boa ductilidade e resistência a altas e/ou baixíssimas temperaturas, além de boa trabalhabilidade e soldabilidade [*ASM, 1994*].

2.3.3 – Aços inoxidáveis austeníticos AISI 304L e ACI CF3

Os aços inoxidáveis austeníticos 304L e ACI CF3 são os tipos utilizados na fabricação dos bocais superiores e inferiores dos elementos combustíveis projetados pela “*Westinghouse Electric Company*” e fabricados na INB para Angra 1. Como foi apresentado anteriormente, os aços inoxidáveis austeníticos AISI 304L e ACI CF3 pertencem ao grupo dos aços inoxidáveis austeníticos do sistema Fe-Cr-Ni e possuem estrutura cristalina cúbica de face centrada (CFC) [*Padilha, 1997*]. Nos Estados Unidos, os aços inoxidáveis laminados têm seus graus designados pela “*AISI – American of Iron and Steel Institute*”. A maioria dos graus têm 3 dígitos. A série 300 designa os aços inoxidáveis austeníticos.

Os aços inoxidáveis austeníticos fundidos são designados pela “*ACI – Alloy Casting Institute*”. A primeira letra da designação indica se a liga é indicada para serviços submetidos à corrosão em meios líquidos (C) ou altas temperaturas (H). A segunda letra indica os teores nominais de cromo e níquel da liga de acordo com uma grade padrão da ACI. O número que se segue às duas primeiras letras determina o teor máximo de carbono da liga (porcentagem X 100) [*ASM, 1994*].

Na Figuras 2.15 e 2.16 são apresentadas seções isotérmicas a 900°C e 650°C do sistema ternário Fe-Cr-Ni em uma composição constante de 50% Fe. Nestas seções pode-se observar a presença de fase sigma σ , além das fases ferrita α' (ferrita delta) e austenita γ .

Observando-se o diagrama ternário das Figuras 2.15 e 2.16, onde se consideram apenas os teores de ferro, cromo e níquel, pode-se concluir que o aço 304 a 900°C, está próximo à fronteira entre as regiões de matriz austenítica e austenítica-ferrítica. À 650°C, pode estar nas regiões de matriz austenítica, austenítica-ferrítica ou apresentar coexistência de austenita e fase sigma, dependendo dos teores de cromo e níquel de sua faixa de especificação [*Padilha, 1994*]. A região ferrítica fica próxima das composições ricas em cromo e a região austenítica, próxima às composições ricas em níquel.

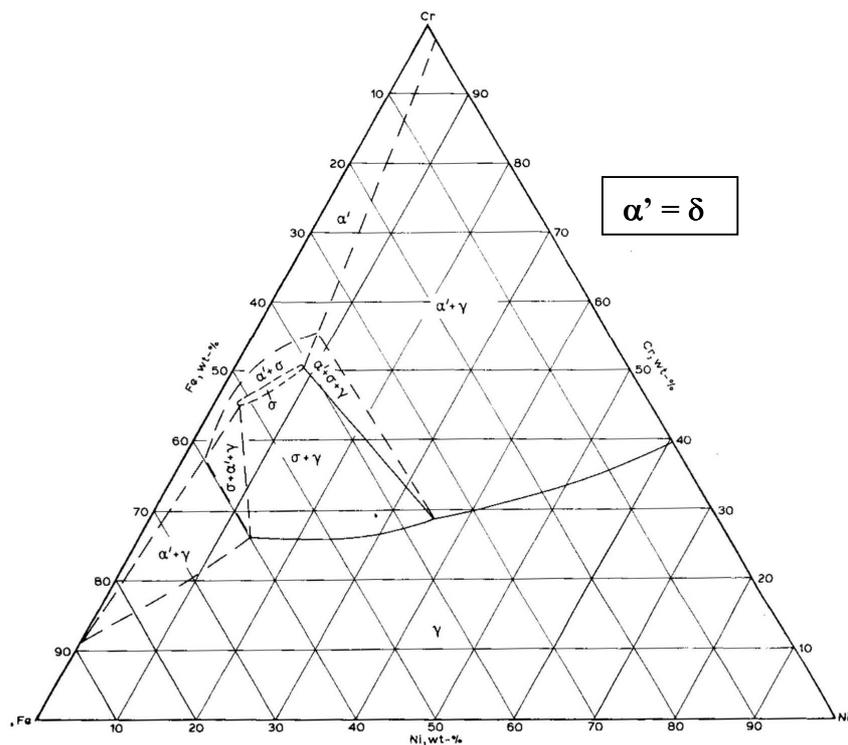


Figura 2.15 – Seção isotérmica do sistema Fe-Cr-Ni a 900°C e 50% Fe [Rivlin, 1980].

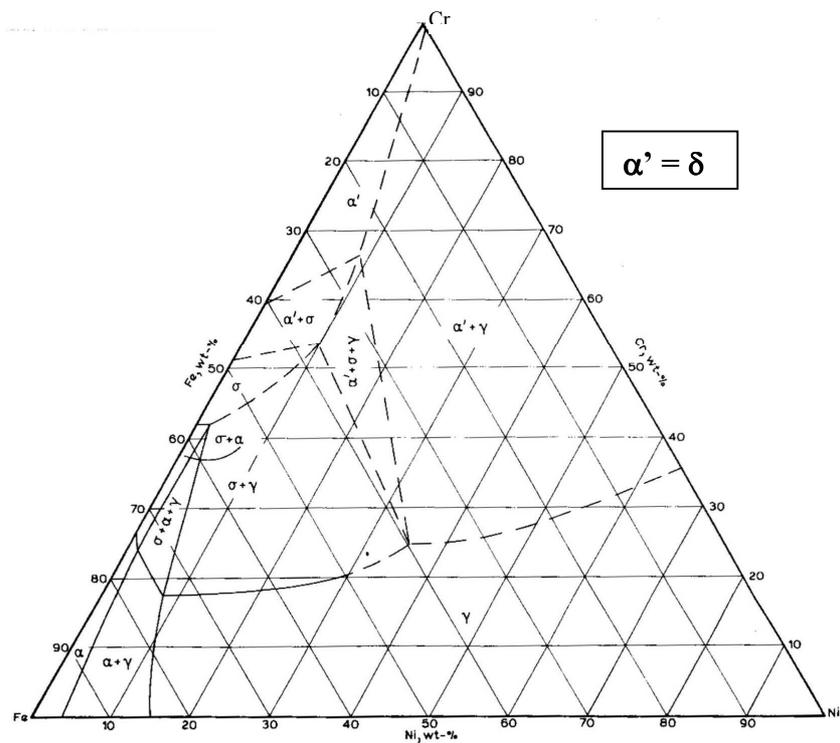


Figura 2.16 – Seção isotérmica do sistema Fe-Cr-Ni a 650°C e 50% Fe [Rivlin, 1980].

Nas Tabelas 2.2 e 2.3 são apresentadas as características químicas e mecânicas dos aços inoxidáveis AISI 304L e ACI CF3. Aços de baixo carbono são designados pelo sufixo L (“low”). Existem muitos tipos de ligas fundidas de aços inoxidáveis austeníticos. O aço fundido CF3 é semelhante ao aço laminado 304L, à exceção do teor de silício.

Tabela 2.2 – Composição química dos aços ACI CF3 [*ASTM A 351/A 351M, 1994*] e AISI 304L [*ASTM A 276, 1996*]. Valores simples são porcentagens máximas em peso.

CF3	Cr	Ni	Si	Mn	Co	S	P	C
	17 - 21	8 - 12	2,0	1,5	0,05	0,04	0,04	0,03
304L	Cr	Ni	Si	Mn	Co	S	P	C
	18 - 20	8 - 12	1,0	2,0	0,05	0,03	0,045	0,03

Tabela 2.3 – Propriedades mecânicas dos aços ACI CF3 [*ASTM A 351/A 351M, 1994*] e AISI 304L [*ASTM A 276, 1996*].

	Limite de escoamento 0,2% (MPa mín.)	Resistência à tração (MPa mín.)	Alongamento (% mín.)
CF3	205	485	35
304L	170	485	40

2.4 – Processo de soldagem por feixe de elétrons

A soldagem por feixe de elétrons é um processo onde a fusão do material é produzida pela ação de elétrons acelerados que colidem sobre a superfície convertendo energia cinética em calor [*Welding Handbook, 1970; Schiller, 1982*].

Devido ao aumento na demanda por soldagens de alta velocidade e pequenas distorções, a soldagem por feixe de elétrons tem se tornado útil na fabricação de peças de engenharia, embora seja necessário um ambiente de soldagem em vácuo. O calor gerado pelo feixe de elétrons produz um aquecimento local intenso que quase instantaneamente vaporiza um furo ao longo da espessura da junta, esquematizado na Figura 2.17. As paredes deste furo são fundidas e à medida que o furo se desloca ao longo da junta, o metal do lado

posterior ao sentido de avanço da soldagem é fundido em toda a espessura da junta. Durante o prosseguimento da soldagem, o metal fundido do lado anterior ao sentido de avanço do feixe solidifica-se para formar a junta soldada [Yilbas, 1998].

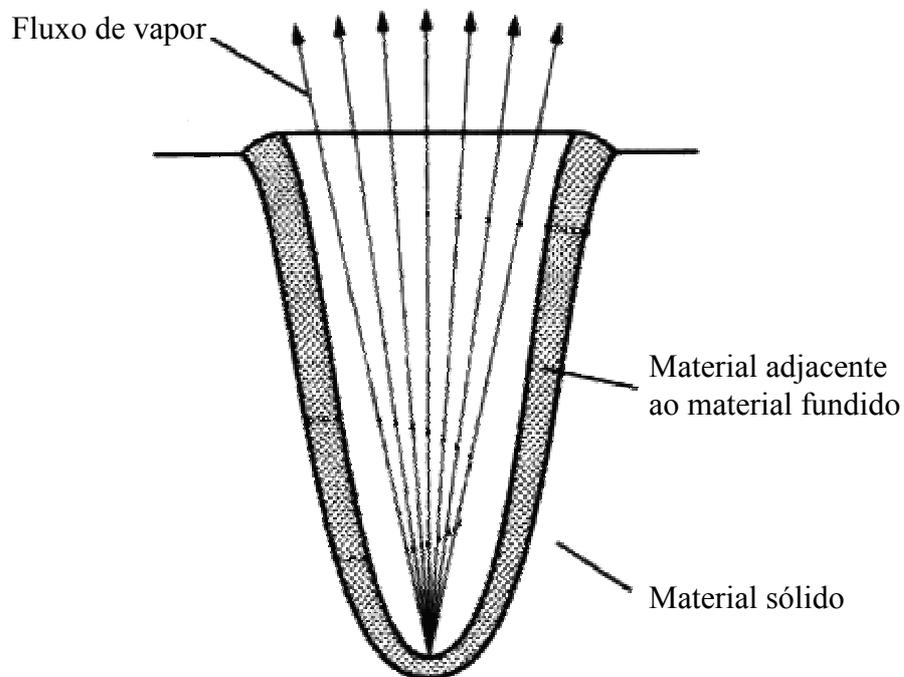


Figura 2.17 – Formação do furo ao longo da espessura do material devido à ação do feixe de elétrons [Ramalho, 1997].

Como a soldagem é realizada em alto vácuo, o metal pode ser soldado sem o risco de contaminação com elementos intersticiais (O e N). A Figura 2.18 apresenta a máquina de soldagem por feixe de elétrons utilizada na INB e que opera nas condições citadas anteriormente.

Outra notável característica deste tipo de soldagem é a grande relação entre a profundidade de penetração da solda e a largura do cordão. Por exemplo, na união de placas de espessura de 12,7 mm através de junta de topo, consegue-se um cordão de largura de 1,5 mm [Welding Handbook, 1970].



Figura 2.18 – Máquina de solda por feixe de elétrons instalada nas dependências da INB (reprodução autorizada pela INB).

2.4.1 – Características especiais do processo de soldagem por feixe de elétrons

Comparativamente com outros métodos de soldagem, a soldagem por feixe de elétrons é caracterizada pelos seguintes aspectos [*Schultz, 1993*]:

- apresentar uma densidade energética extremamente alta, cerca de 10^7 W.cm⁻² no foco do feixe;
- a transferência de calor não ocorre apenas por condução na superfície do material, mas em sua grande parte no interior da poça de fusão;
- não é necessária a preparação da junta de soldagem, nem de material de adição;
- a alta velocidade de soldagem resulta em cordões de solda estreitos e com pequena zona afetada termicamente;
- a distância variável de trabalho permite soldar materiais de diferentes formas;
- como a soldagem ocorre sob vácuo, não é necessário o uso de fluxantes para proteger a poça de fusão da oxidação;
- o tamanho de grão, seja na zona fundida como na zona afetada termicamente são menores;
- monitoramento por computador e controle dos parâmetros mecânicos e elétricos e

- os parâmetros de soldagem e a qualidade da solda produzida são reproduzíveis e consistentes.

Baixos aportes de calor significam menores zonas afetadas termicamente e em consequência são obtidas melhores propriedades mecânicas nestas zonas para alguns materiais [Schultz, 1993].

2.4.2 – Princípio de funcionamento

A máquina de solda por feixe de elétrons é uma unidade que pode ser facilmente incorporada em aplicações para produção em série. A máquina consiste de um sistema de vácuo, um canhão eletrônico e um manipulador de objetos a soldar [Ramalho, 1997], conforme esquematizado na Figura 2.19.

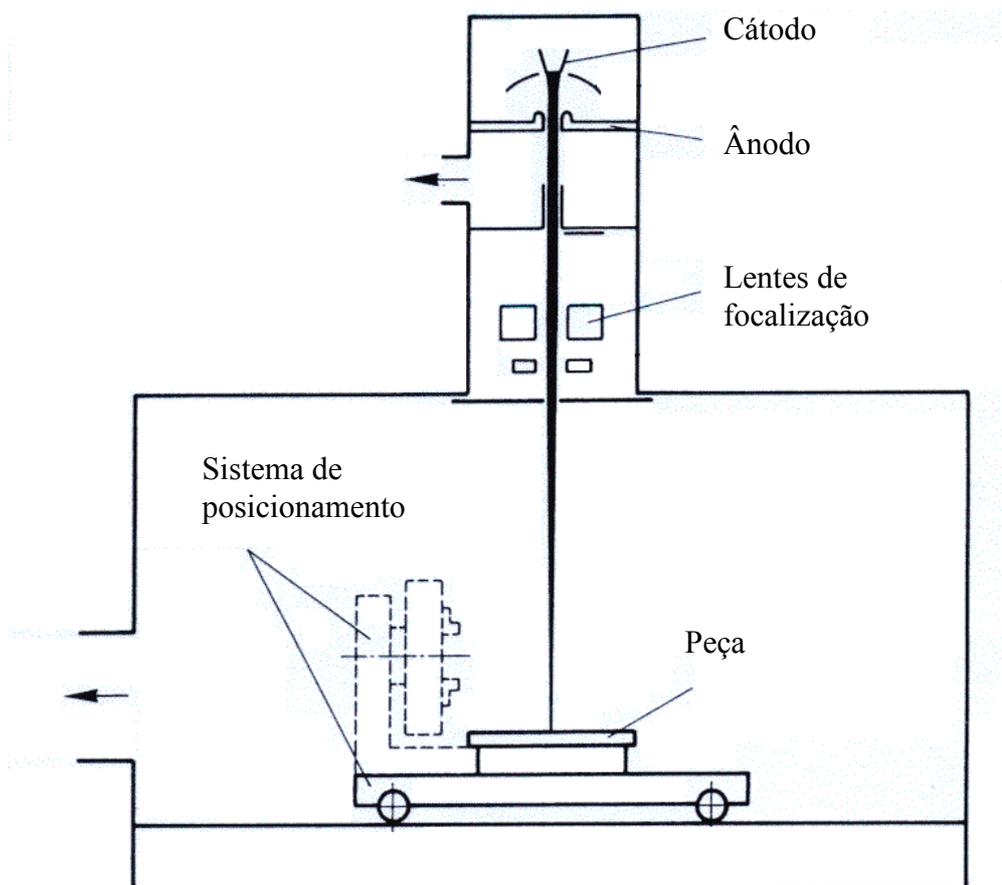


Figura 2.19 – Representação esquemática de uma máquina de solda por feixe de elétrons [Schultz, 1993].

A câmara de vácuo é provida de barreiras de raios X e o sistema de vácuo é controlado por bombas difusoras. A focagem é realizada usando uma bobina eletromagnética que permite a um feixe de elétrons iluminar uma pequena área do objeto. Além disso, o feixe pode oscilar por controles. A oscilação do feixe pode ser particularmente útil na soldagem, ou seja, com o feixe oscilando transversalmente à solda o posicionamento da junta de soldagem é facilitado. O coração do processo é o canhão eletrônico, do qual elétrons são emitidos do catodo e atraídos para o anodo carregado positivamente. Os elétrons são gerados a partir de um filamento incandescente e um catodo especialmente projetado converge os elétrons [Schultz, 1993; Schiller, 1982]. O aporte de calor na soldagem por feixe de elétrons é controlado por três parâmetros básicos: o número de elétrons por segundo que colidem na peça (corrente do feixe), a velocidade dos elétrons (tensão de aceleração) e a velocidade de soldagem [Welding Handbook, 1970]. O aporte de calor pode ser determinado pela seguinte equação (2.1) [Yilbas, 1998]:

$$E = (V.I)/v \quad (2.1)$$

em que E é o aporte de calor em J/mm, V é a tensão de aceleração em volts, I é a corrente em ampères e v é a velocidade de soldagem em mm/s.

2.4.3 – Aplicações da soldagem por feixe de elétrons

Atualmente, a soldagem por feixe de elétrons é utilizada na fabricação de componentes da indústria aeronáutica, setor nuclear, veículos submersíveis, equipamentos pesados de terraplenagem, indústria automobilística e de caminhões. Foi primeiramente utilizada na área nuclear e devido às exigências de qualidade que o setor exige, o processo de soldagem em alto vácuo é o mais indicado. No setor automobilístico destaca-se pela relativa simplicidade dos dispositivos de soldagem, altas velocidades de soldagem obtidas, confiabilidade e reprodutibilidade do processo. Finalmente, na fabricação de eletrônicos, existe um grande potencial de aplicação da soldagem por feixe de elétrons, mas o aporte de calor está muito além da tolerância dos circuitos integrados, o que restringe seu uso a uma pequena parte [Welding Handbook, 1970; Schultz, 1993; Schiller, 1982].

2.5 – Solidificação dos aços inoxidáveis austeníticos

2.5.1 – Solidificação em juntas soldadas dos aços inoxidáveis austeníticos

A solidificação dos aços inoxidáveis em juntas soldadas ocorre em condições de não-equilíbrio. A presença de elementos de liga diferentes do cromo e níquel limita o uso do diagrama de fases ternário do sistema Fe-Cr-Ni. A Figura 2.20 apresenta uma seção vertical pseudobinária do diagrama de fases ternário Fe-Cr-Ni para 70% Fe; dependendo das diferentes proporções entre Cr e Ni é possível obter-se diferentes microestruturas de solidificação [Rho, 2000].

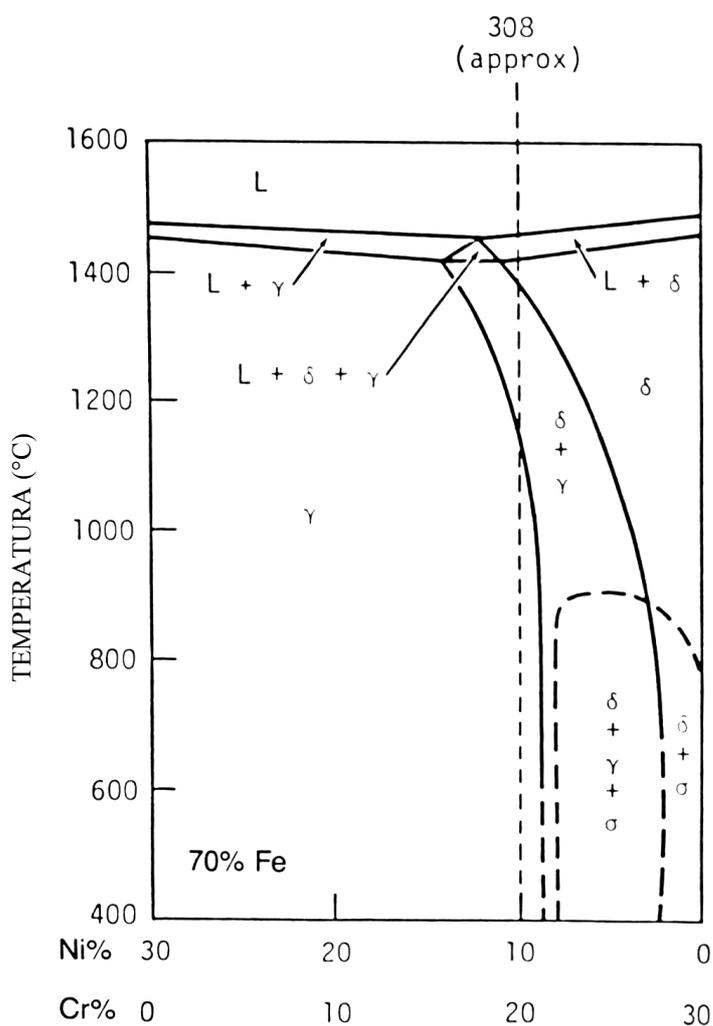


Figura 2.20 – Seção vertical (pseudobinária) do sistema Fe-Cr-Ni para 70% Fe. A linha tracejada representa aproximadamente a composição química do aço inoxidável AISI 308 [Vitek, 1983], em que L (líquido), γ (austenita) e δ (ferrita delta).

A microestrutura da região soldada pode variar significativamente em relação à microestrutura do metal-base, mesmo que este seja de matriz completamente austenítica [*Welding Handbook, 1998*].

Em geral, a microestrutura da solda pode ser constituída por austenita (γ) ou por ferrita delta (δ) como fase primária. Nos aços inoxidáveis da série 300, os teores de ferrita delta podem variar de 0 a 20% em volume, dependendo principalmente de sua composição química e, em menor extensão, da velocidade de resfriamento [*Brooks, 1983; Vitek, 2003*].

O maior problema na soldagem dos aços inoxidáveis austeníticos é a sua tendência de trincar durante a solidificação, popularmente conhecida como trincas de solidificação. Mantendo-se uma certa quantidade de ferrita delta na microestrutura de solidificação, melhora-se bastante sua resistência à trinca [*Vitek, 1983; David, 2001; Gill, 1982; Sasikala, 2002*]. Mas, ao mesmo tempo, a presença de ferrita delta na estrutura austenítica causa outros problemas, tais como a queda de tenacidade, deterioração das propriedades de corrosão, aumento da permeabilidade magnética da solda e formação de fases intermetálicas frágeis em trabalhos a altas temperaturas [*Rajasekhar, 1997; ASTM A 800/A 800M, 2001; Gill, 1995; Farrar, 1985; Gill, 1987*].

Para que se compreenda melhor o comportamento das trincas de solidificação, são apresentadas as seqüências de solidificação das regiões soldadas nos próximos capítulos.

2.5.2 – Mecanismos de solidificação em juntas soldadas dos aços inoxidáveis austeníticos

A ferrita delta observada nas microestruturas de solidificação de aços inoxidáveis austeníticos é um produto dos modos de transformações ocorridos durante a solidificação e experimentadas em elevadas temperaturas. A quantidade de ferrita delta na microestrutura é fundamentalmente uma função da composição química da liga e sua história térmica [*ASTM A 800/A 800M, 2001*]. É uma forma magnética do ferro e possui uma estrutura cristalina cúbica de corpo centrado (CCC). Diferentemente da fase austenita, que é uma forma não-magnética do ferro e que possui estrutura cristalina cúbica de faces centradas (CFC), a ferrita delta não é uma estrutura de equilíbrio [*Headley, 2002*]. Em soldagens convencionais com baixa taxa de resfriamento, há tempo suficiente para permitir a difusão

dos elementos de liga de modo que a condição estável da microestrutura da solda pode ser alcançada para cada temperatura. Por outro lado, em soldagens com alta taxa de resfriamento, como é o caso da solda por feixe de elétrons, a condição de equilíbrio não é atingida [DeLong, 1974]. Os modos de solidificação e suas microestruturas associadas já são bem conhecidos e podem ser descritos como se segue [Koseki, 1994]:

1) A solidificação é completamente austenítica sem qualquer formação de fases secundárias durante ou após a solidificação. A microestrutura final é formada por dendritas de austenita. As regiões interdendríticas são ricas em Cr e Ni, sendo mais significativa para o Cr. Este modo de solidificação também é conhecido como modo “A”.

2) A solidificação inicia-se com a formação de austenita primária, seguida da solidificação eutética no último estágio, uma vez que o líquido está rico em cromo e a composição alcança o vale eutético. A ferrita delta ocorre ao longo dos braços das dendritas por efeito de segregação de elementos que promovem a formação de ferrita delta. Este modo de solidificação também é conhecido como modo “AF”.

3) Este modo de solidificação conhecido como modo “FA” inicia-se com ferrita delta primária e em seguida à solidificação do eutético, uma vez que o líquido é rico em Ni e alcança o vale eutético. Dendritas de ferrita delta primária crescem dentro do banho e a austenita é formada nas regiões interdendríticas como resultado de reações eutéticas. A quantidade de ferrita delta primária decresce para austenita com a redução da temperatura.

4) Durante a solidificação, a única fase formada é a ferrita, tendo-se formação posterior de austenita somente no estado sólido. Este modo de solidificação também é conhecido como modo “F”.

Devido a variações na composição química da liga durante a solidificação, ou por variações na velocidade de resfriamento, pode-se ocorrer a nucleação simultânea de ferrita e austenita em diferentes regiões da massa líquida, não se solidificando necessariamente de

acordo com apenas uma dessas seqüências apresentadas [Iamboliev, 2003; Rajasekhar, 1997; Koseki, 1994; Padilha, 1994].

De maneira geral, os modos de solidificação podem ser resumidos da seguinte forma [El Noyal, 1986]:

- 1) Líq \rightarrow Líq + γ \rightarrow γ (modo A)
- 2) Líq \rightarrow Líq + γ \rightarrow Líq + γ + δ \rightarrow γ + δ (modo AF)
- 3) Líq \rightarrow Líq + δ \rightarrow Líq + δ + γ \rightarrow δ + γ (modo FA)
- 4) Líq \rightarrow Líq + δ \rightarrow δ \rightarrow γ + δ (modo F)

Estas seqüências de solidificação estão apresentadas na Figura 2.21, em que é mostrada uma seção esquemática do sistema Fe-Cr-Ni.

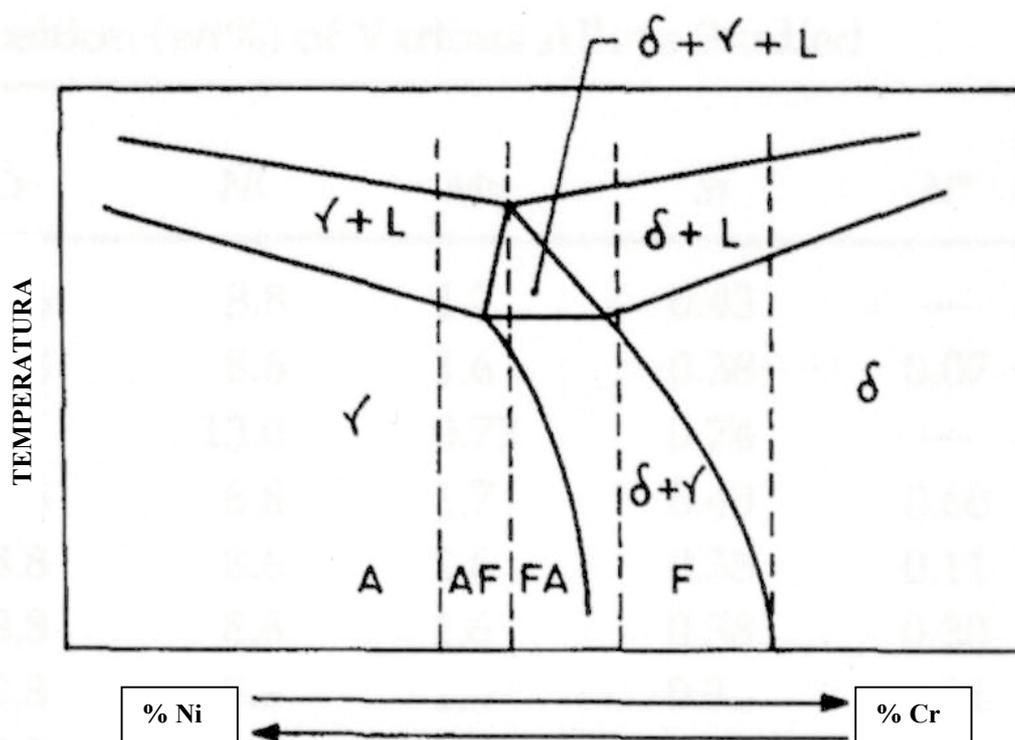


Figura 2.21 – Indicação dos modos de solidificação dos aços inoxidáveis em uma seção vertical (pseudobinária) do sistema Fe-Cr-Ni para 70% Fe [Rajasekhar, 1997].

Embora os modos “AF” e “FA” possuam certas quantidades de ferrita delta, as respectivas susceptibilidades às trincas são totalmente diferentes nestes dois casos. O modo “FA” oferece a melhor resistência às trincas, enquanto o modo “AF” é altamente susceptível às trincas, assim como as estruturas solidificadas segundo o modo “A”. No modo “FA” de solidificação, a reação entre as três fases (Líqu + γ + δ) é peritética em uma extremidade e eutética em outra [Rajasekhar, 1997].

2.5.3 – Morfologia da ferrita delta

Os tipos de morfologias diferentes observados na solidificação dos aços inoxidáveis e seus respectivos modos de solidificação estão esquematicamente apresentados na Figura 2.22.

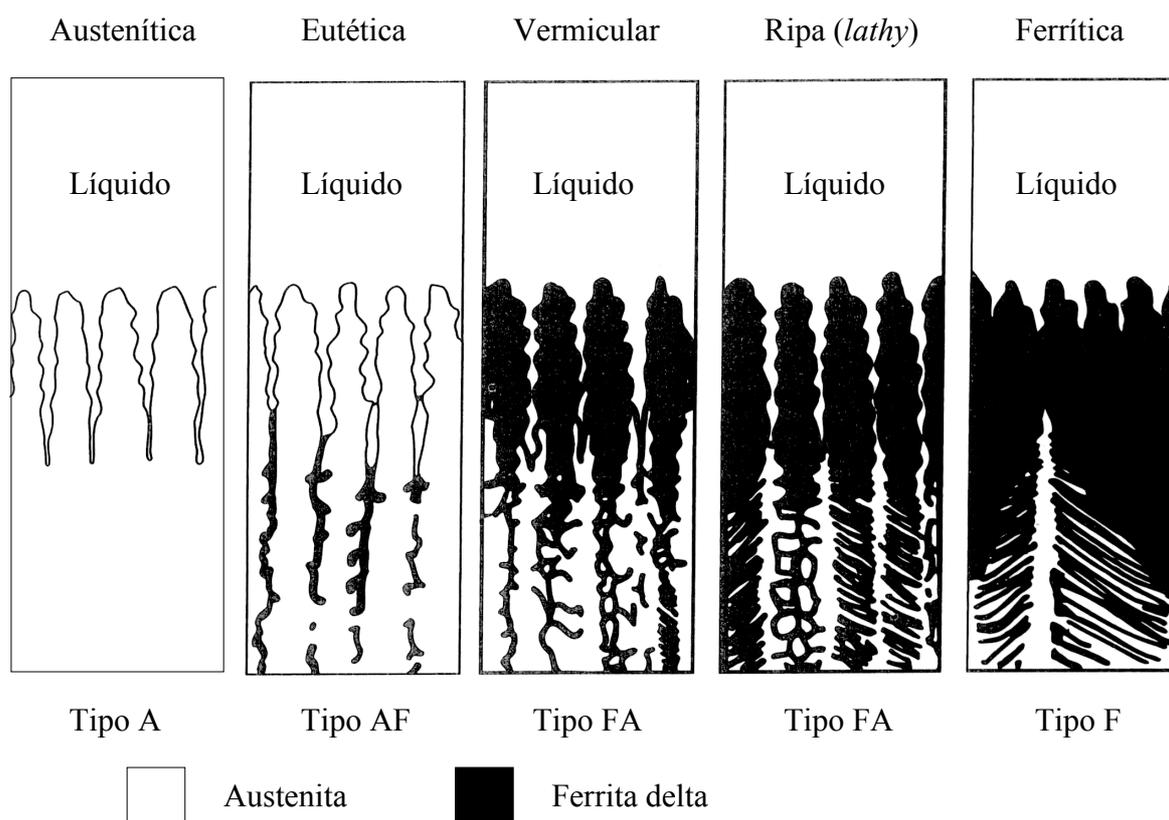


Figura 2.22 – Representação esquemática dos modos de solidificação em soldagens de aços inoxidáveis austeníticos, em que são esquematizadas as diferentes morfologias da fase ferrita delta [adaptado de Koseki, 1994; *Welding Handbook*, 1998; Goods, 2003; Shankar, 2003].

As soldas podem ser classificadas dentro de três tipos de acordo com sua microestrutura geral, conforme estão apresentados na Figura 2.23: 1) Tipo A - a ferrita delta é vermicular ou esqueletal e está localizada entre as dendritas; 2) Tipo B – a ferrita delta tem tanto a forma vermicular quanto reticular ou em ripa (“lathy”) e localiza-se nos eixos das dendritas; 3) Tipo C – a ferrita delta predominante tem a forma de ripa e sua direção é independente da microestrutura de solidificação [Takalo, 1979; Suutala, 1979]. A morfologia da ferrita delta depende de sua quantidade na solda. Para quantidades de ferrita delta inferiores a 6%, a ferrita é vermicular; acima de 12%, é em forma de ripa contínua e, entre estes dois valores, pode se apresentar com as duas morfologias citadas

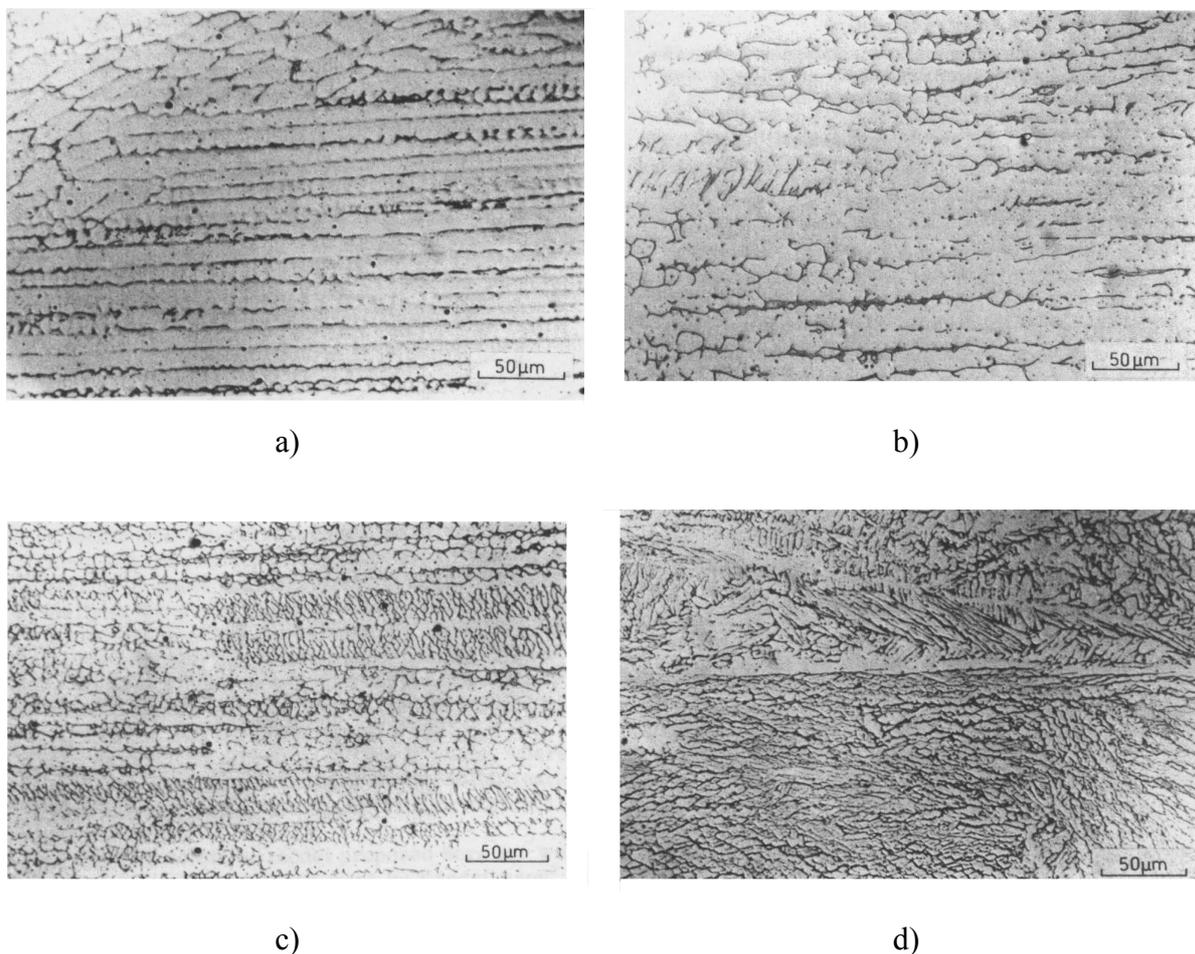


Figura 2.23 – Diferentes microestruturas de solidificação obtidas na soldagem dos aços inoxidáveis austeníticos: a) tipo A; b) e c) tipo B, d) tipo C [Suutala, 1979].

anteriormente. Relacionando-se os tipos de morfologias com os modos de solidificação da Figura 2.22, a ferrita delta de morfologia tipo “A” corresponde ao modo de solidificação “A” e “AF”, o tipo “B” ao modo “FA” e o tipo “C” ao modo “F” [*Suutala, 1979*]. É importante destacar que tais morfologias foram originadas de soldagens a arco. Para soldagens que ocorrem com altas velocidades de resfriamento, tal como a soldagem por feixe de elétrons, tais morfologias podem se alterar [*Welding Handbook, 1998*].

A ferrita delta do tipo “A”, também conhecida como ferrita delta eutética ou secundária, forma-se em consequência da solidificação da austenita primária (modo “AF”) e reside ao longo da região interdendrítica. É originada a partir de uma faixa estreita de composição química e resulta da reação eutética durante os estágios finais de solidificação [*Takalo, 1979; Koseki, 1994*].

O tipo “B” de morfologia, também conhecida como ferrita delta vermicular ou esquelética, descrito em parágrafos anteriores, é na maioria das vezes observado na solidificação de juntas soldadas. Resulta da transformação no estado sólido da ferrita para austenita (modo “FA”). A ferrita delta primária reside ao longo do corpo das dendritas (esqueleto) [*Suutala, 1979; Koseki, 1994*]. À medida que os teores de ferrita delta aumentam, a ferrita delta vermicular descontínua toma a forma de ferrita delta vermicular contínua [*Krishnan, 1990*].

A morfologia de ferrita delta do tipo “C” também resulta da solidificação primária da ferrita (modo “F”). Seu teor de ferrita delta é superior aos outros tipos e prevalece uma matriz ferrítica [*Takalo, 1979*].

2.5.4 – Estimativa do teor de ferrita delta

As propriedades mecânicas, a soldabilidade e a resistência à corrosão dos aços inoxidáveis austeníticos podem ser influenciadas positivamente ou negativamente pela relação entre a quantidade de ferrita delta e quantidade de austenita presente na microestrutura [*Vitek, 2003; Rajasekhar, 1997*]. A determinação do teor de ferrita delta por meio de quaisquer dos procedimentos a serem apresentados estão sujeitos a imprecisões que devem ser reconhecidas quando da determinação da faixa de quantidade de ferrita delta existente [*ASTM A 800/A 800M, 2001*].

2.5.4.1 – Determinação por composição química

Desvios da quantidade real de cada elemento químico presente na composição podem resultar em diferenças significativas na relação dos elementos ferritizantes pelos elementos austenitizantes. Entretanto, a precisão da estimativa do teor de ferrita delta a partir da composição química dependerá da precisão dos métodos de análises químicas empregados [*ASTM A 800/A 800M, 2001*].

A relação entre os teores de elementos ferritizantes e austenitizantes está associada à composição química do aço inoxidável, e pode ser determinada por meio do balanceamento dos elementos ferritizantes e austenitizantes na forma do chamado “fator de ferrita”, que é definido pela equação 2.2 [*El Nayal, 1986*]:

$$\text{Fator de ferrita} = \text{Cr}_{\text{eq}}/\text{Ni}_{\text{eq}} \quad (2.2)$$

O modo de solidificação dos aços inoxidáveis austeníticos depende da relação $\text{Cr}_{\text{eq}}/\text{Ni}_{\text{eq}}$ [*Kim, 2001*]. Algumas expressões que agrupam os elementos químicos de acordo com seus efeitos ferritizantes e austenitizantes são descritas a seguir, em que Cr_{eq} significa cromo equivalente e Ni_{eq} significa níquel equivalente.

Muitos diagramas têm sido desenvolvidos para determinar através dos seus equivalentes de cromo e níquel a estimativa de ferrita delta na solidificação por soldagens convencionais.

O primeiro deles foi o diagrama de Schaeffler (Figura 2.24), que permite obter para uma determinada composição química, a estimativa de ferrita delta em termos de porcentagem em volume. O número de ferrita FN (“*FN – Ferrite Number*”) é adotado pelo “*Welding Research Council – WRC*” para ser utilizado no lugar de ferrita delta determinada em termos de porcentagem em volume. O número FN é obtido a partir de medida magnética e com instrumentos calibrados conforme os procedimentos do WRC. [*Welding Handbook, 1998*].

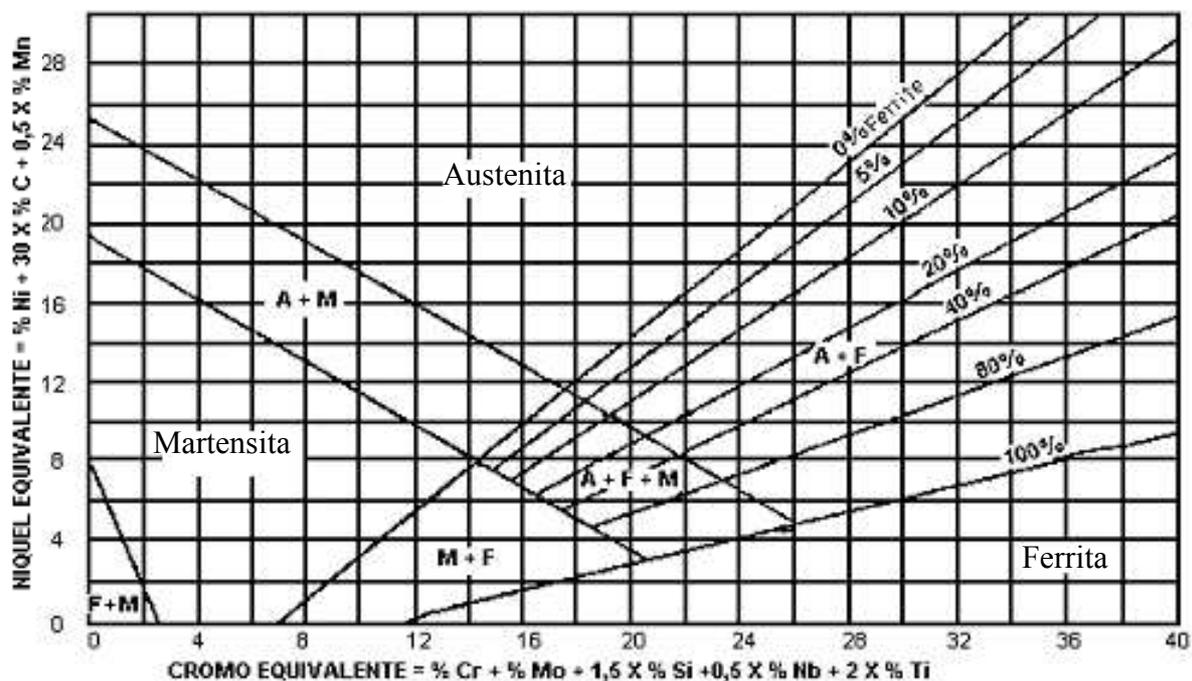


Figura 2.24 – Diagrama de Schaeffler utilizado para estimativa do teor de ferrita delta em porcentagem em volume [ESP/PS-12., 1997].

Os diagramas de DeLong e WRC-1992 (Figuras 2.25 e 2.26) foram desenvolvidos posteriormente e representam refinamentos sobre o diagrama de Schaeffler. Variações podem ocorrer quando estimativas de ferrita delta são comparadas entre diferentes diagramas [Welding Handbook, 1998]. Um grande número de outros diagramas foi desenvolvido, principalmente os diagramas de Hammar e Svenson, Hull e Espy. Estes diagramas trabalham com uma faixa mais ampla de elementos de liga que aqueles anteriormente citados e, por este motivo, são de grande utilidade quando aplicados aos aços inoxidáveis austeníticos com exceção daqueles da série 300. O diagrama de Espy e Hull é mais indicado para estimativas de ferrita delta em aços inoxidáveis de altos teores de manganês e de nitrogênio [Welding Handbook, 1998].

A precisão da estimativa de ferrita delta do diagrama de Schaeffler é inferior aos diagramas de DeLong e WRC-1992. É recomendável que o diagrama WRC-1992 seja utilizado para a estimativa da ferrita delta na solda com base na composição química. O diagrama WRC-1992 também apresenta os vários modos de solidificação possíveis nos aços inoxidáveis [Welding Handbook, 1998].

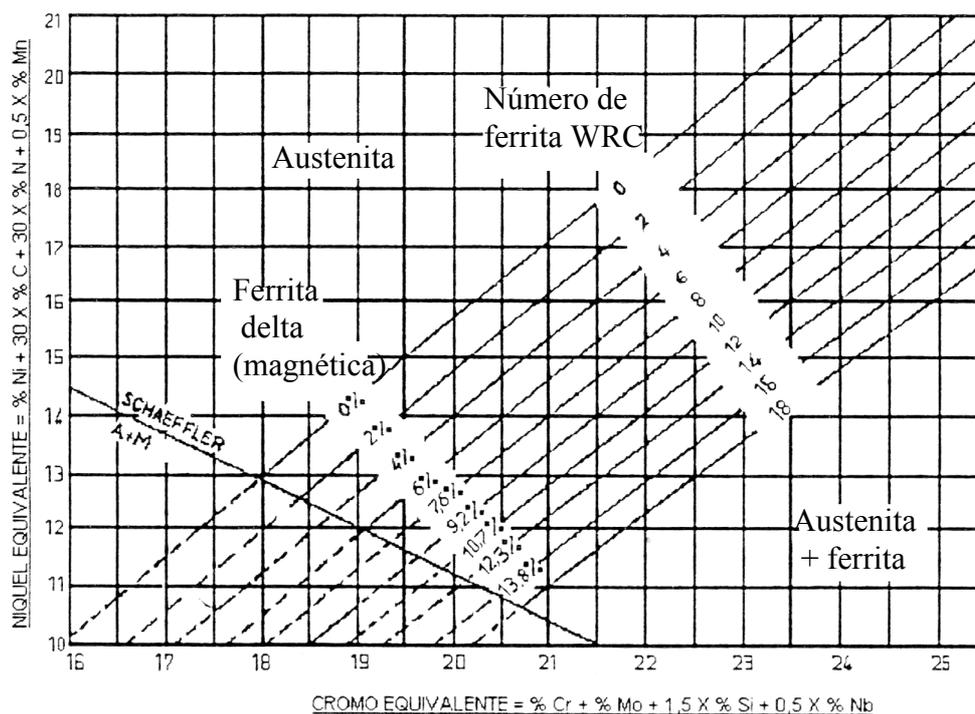


Figura 2.25 – Diagrama de DeLong utilizado para estimativa do teor de ferrita delta em número de ferrita (FN) [ESP/PS-12., 1997].

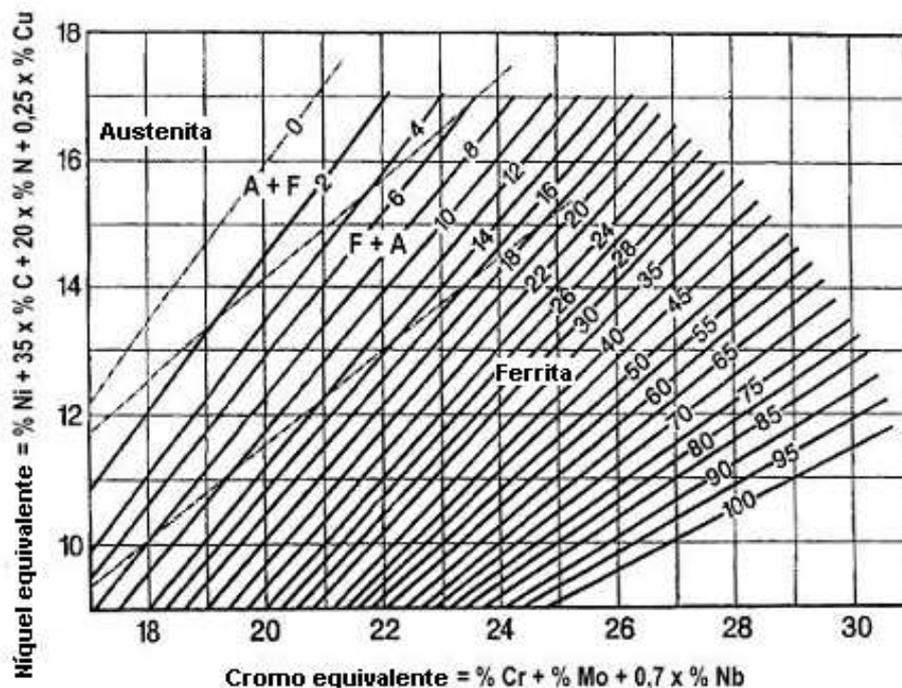


Figura 2.26 – Diagrama WRC-1992 para estimativa do teor de ferrita delta em termos de número de ferrita FN e estimativa dos modos de solidificação [adaptado de Korinko, 2001].

2.5.4.2 – Determinação por resposta magnética

Outras fases diferentes, além da ferrita delta e austenita, podem se formar em altas temperaturas e persistir em temperaturas ambiente. Isso pode alterar a resposta magnética de algumas ligas e indicar valores de ferrita delta bem diferentes daqueles encontrados por composição química. Além disso, outras características construtivas dos medidores aliadas às condições das superfícies a serem medidas interferem na precisão dos resultados [*ASTM A 800/A 800M, 2001*].

2.5.4.3 – Determinação por exame metalográfico

Estimativa de teores de ferrita delta por contagem manual metalográfica pode variar dependendo do tipo de reagente a ser utilizado e do número de pontos da grade para análise [*ASTM E 562, 1995*]. No entanto, para obter-se a maior precisão de estimativa de ferrita delta é desejável fazer-se uso da avaliação quantitativa metalográfica [*ASTM A 800/A 800M, 2001*].

2.5.5 – Previsão do modo de solidificação

Pela utilização das composições equivalentes é possível aplicar o diagrama de fases Fe-Cr-Ni para prever a seqüência de solidificação. Rivlin e Raynor [*Allan, 1995*] desenvolveram um diagrama que define os modos de solidificação em função das composições equivalentes de cromo e níquel, conforme pode ser observado na Figura 2.27.

No diagrama apresentado na Figura 2.27, o modo “A” corresponde ao modo “F”, o modo “B” corresponde ao modo “FA”, o modo “C” corresponde ao modo “AF” e o modo “D” corresponde ao modo “A” já apresentados no item 2.5.2. Das três retas que separam os campos das diferentes seqüências possíveis de solidificação, podem ser determinadas as respectivas relações Cr_{eq}/Ni_{eq} que dividem os campos relativos aos modos de solidificação “A” e “AF”, “FA” e “F”, que são apresentadas a seguir: a transição entre as seqüências de solidificação “AF” e “FA” ocorrem em $Cr_{eq}/Ni_{eq} = 1,5$ e a transição entre as seqüências de solidificação “FA” e “F”, em $Cr_{eq}/Ni_{eq} = 2,0$ [*Allan, 1995; El Nayal, 1986*]. Assim, ligas cuja composição química apresentem relações Cr_{eq}/Ni_{eq} inferiores a 1,5 teriam a austenita como fase primária na solidificação, e sua seqüência de solidificação seguiria os modos

“A” e “AF” anteriormente apresentados. Dentro desse intervalo, nas ligas com relações Cr_{eq}/Ni_{eq} mais elevadas, poderia ocorrer a formação de ferrita ao final da solidificação (seqüência “AF”). Para relações Cr_{eq}/Ni_{eq} superiores a 1,5, a solidificação teria início com a formação de ferrita delta. Para relações Cr_{eq}/Ni_{eq} entre 1,5 e 2 haveria transição para austenita ainda durante a solidificação e, para relações Cr_{eq}/Ni_{eq} maiores que 2, a solidificação encerrar-se-ia com a formação de ferrita delta, exclusivamente, formando-se a austenita apenas no estado sólido [El Nayal, 1986]. Os aços AISI 310 têm relações $Cr_{eq}/Ni_{eq} = 1,0 - 1,2$, tal fato pressupõe a austenita como a primeira fase formada durante a solidificação, enquanto para os aços AISI 309, 316 e 317, a solidificação iniciaria com a formação de austenita ou ferrita, uma vez que as relações $Cr_{eq}/Ni_{eq} = 1,3 - 1,6$. Com relação ao aço AISI 304L, a solidificação ocorre com formação de ferrita primária ($Cr_{eq}/Ni_{eq} = 1,6 - 1,8$) [Padilha, 1994]. Utilizando-se as relações de equivalência do diagrama WRC-1992 para processos de soldagem convencional, a mudança do modo de solidificação da austenita primária (“AF”) para ferrita primária (“FA”) ocorre quando a relação Cr_{eq}/Ni_{eq} é aproximadamente 1,4 [Brooks, 2003].

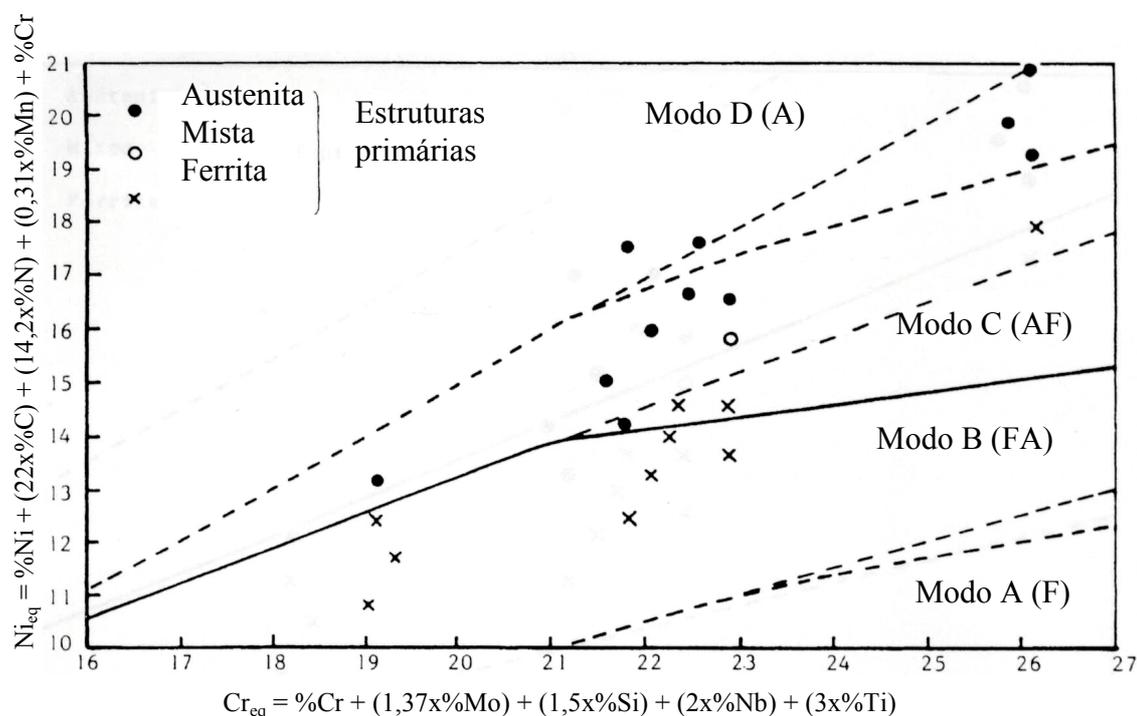


Figura 2.27 – Diagrama do modo de solidificação de Rivlin e Raynor [adaptado de Allan, 1995].

2.5.6 – Susceptibilidade à formação de trincas

Um aspecto tecnológico importante relacionado ao modo de solidificação dos aços inoxidáveis é a sua susceptibilidade à formação de trincas a quente na solidificação ou em processos de soldagem. A tendência à formação de trincas deve-se a menor segregação de P, S e B que promovem a formação de constituintes de baixo ponto de fusão para o líquido, visto que na ferrita existe uma maior tendência à homogeneização da composição química durante a solidificação comparando-se com a austenita [Vitek, 1983; Brooks, 2003]. A Figura 2.28 (diagrama de Suutala) apresenta os efeitos da concentração de P e S e da relação Cr_{eq}/Ni_{eq} de alguns tipos de aços inoxidáveis no surgimento de trincas de solidificação, verificando-se a não ocorrência de trincas para ligas contendo elevadas relações Cr_{eq}/Ni_{eq} e pequenas concentrações de P + S [ASM, 1994]. O diagrama da Figura 2.27 não é indicado para soldagens por feixe de elétrons que produzem solidificação e taxas de resfriamento extremamente rápidas. Da mesma forma, os diagramas de DeLong e WRC-1992 também não têm sido muito indicados para soldagens sob tais condições de resfriamento [Welding Handbook; 1998, Vitek, 2003].

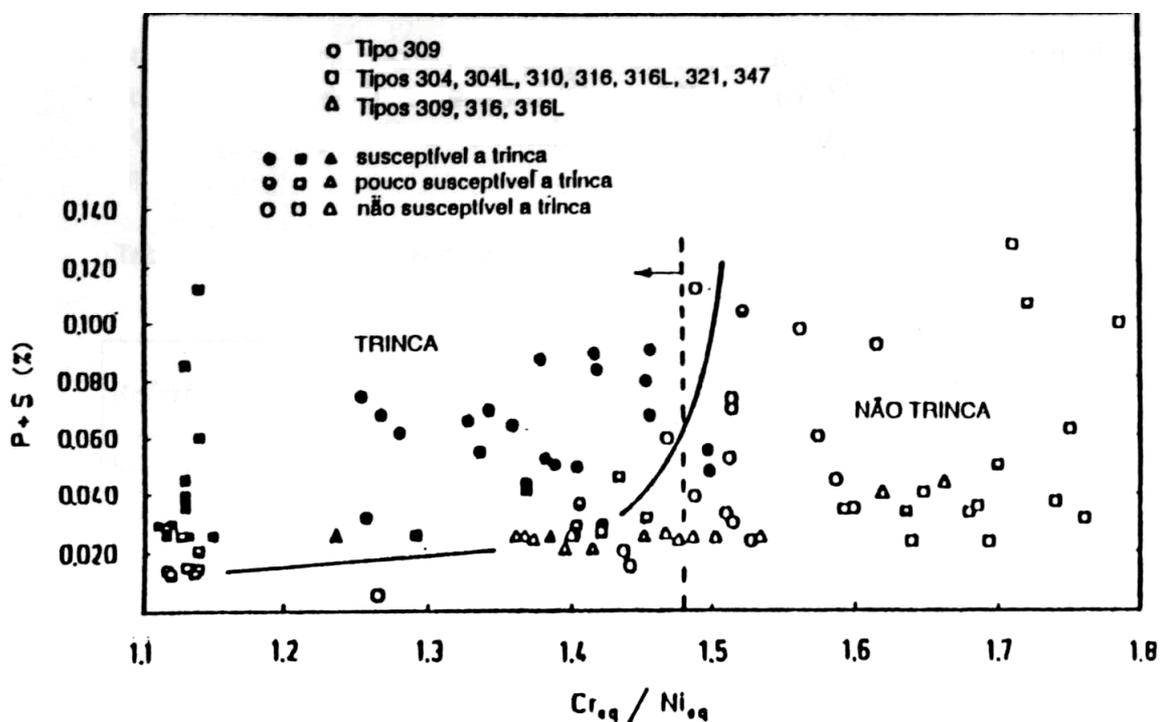


Figura 2.28 – Diagrama de Suutala utilizado para verificação de susceptibilidade à formação de trincas a quente em função da relação Cr_{eq}/Ni_{eq} e dos teores de P + S para soldagens convencionais [Padilha, 1994].

2.5.6.1 – Solidificação rápida de juntas soldadas de aços inoxidáveis

As altas taxas de resfriamento (10^3 a 10^5 K/s) observadas nas soldagens por feixe de elétrons, têm um grande impacto no teor final de ferrita delta da microestrutura [*Welding Handbook; 1998; Schultz, 1993*]. Ela pode influenciar o nível de ferrita delta de duas formas distintas: 1) pode mudar o modo de solidificação de ferrita delta primária, previsto em soldagens convencionais, para austenita primária em soldagens com altas taxas de resfriamento e 2) pode reprimir a transformação no estado sólido de ferrita delta para austenita depois da solidificação [*Welding Handbook, 1998; Vitek, 1983; Elmer, 1989*]. A mudança da solidificação com formação de ferrita delta primária para austenita primária em altas taxas de resfriamento freqüentemente torna a junta soldada por feixe de elétrons mais susceptível à formação de trincas em aços inoxidáveis da série 300. Um diagrama modificado de Suutala desenvolvido por Pacary e outros [*ASM, 1994*] em termos das relações de equivalência do WRC-1992, apresenta uma significativa mudança na transição entre as regiões susceptíveis à trinca com relação ao diagrama original de Suutala (Figura 2.28). De acordo com este diagrama modificado (Figura 2.29), a solidificação ocorrerá com a formação de austenita primária em relações Cr_{eq}/Ni_{eq} na faixa de 1,48 – 1,68 e teores totais de S+P+B < 0,1% em peso para soldagens de alta intensidade de energia. Para altas relações $Cr_{eq}/Ni_{eq} = 1,81 – 1,85$, não se tem verificado mudança no modo de solidificação, mesmo para altos teores de impurezas e altas taxas de resfriamento [*El Nayal, 1986*].

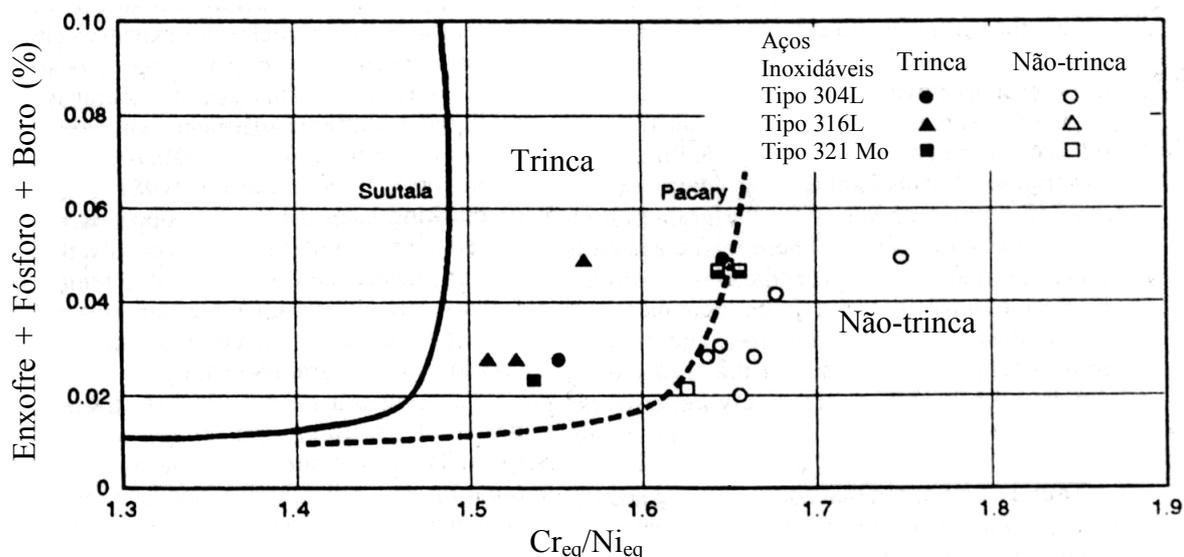


Figura 2.29 – Diagrama de susceptibilidade à formação de trincas para soldagens de alta intensidade de energia em aços inoxidáveis austeníticos [*adaptado de ASM, 1994*].

MATERIAIS E MÉTODOS

CAPÍTULO 3

3.1 – Materiais

Os materiais utilizados no desenvolvimento experimental do trabalho foram os seguintes:

- a) aço inoxidável austenítico ACI CF3 no estado bruto de fusão em forma de peça fundida e
- b) aço inoxidável austenítico AISI 304L na forma de peças usinadas a partir de chapas laminadas.

Todos os materiais de origem fundida (aço ACI CF3) foram fabricados na empresa Electro Aço Altona SA, Blumenau, SC e posteriormente vazados na empresa Açotécnica SA, Jundiaí, SP. As chapas laminadas (aço AISI 304L) disponíveis para o estudo foram fabricadas nas seguintes empresas:

- chapas nº 1 e 2, Electro Aço Altona SA, Blumenau, SC, Brasil;
- chapas nº 3 e 4, Avesta Polarit, Inc., New Castle, Indiana, EUA;
- chapa nº 5, distribuída por Accro-Met, Monroe, North Caroline, EUA e
- chapa nº 6, ACESITA SA, Timóteo, MG, Brasil.

As peças fundidas de aço ACI CF3 (Figura 3.1) utilizadas nos experimentos foram produzidas pelo processo de microfusão por indução sem tratamento térmico e posteriormente jateadas com areia para efeito de limpeza e melhoria estética. Os materiais foram submetidos a inspeções por líquido penetrante, raios X, inspeções dimensionais e visuais conforme exigências formais dos documentos de engenharia da INB, bem como análise de composição química e levantamento de propriedades mecânicas. Ao todo foram utilizadas 5 peças fundidas numeradas de 1 a 5. As peças usinadas de aço 304L utilizadas nos experimentos foram fabricadas a partir de chapas com dimensões 240 mm x 240 mm x 52 mm, 240 mm x 240 mm x 26 mm e 7,62 mm x 39,52 mm x 219,02 mm, produzidas pelo processo de laminação a quente, solubilizadas a 1050°C e resfriadas em água. As chapas utilizadas foram inspecionadas por líquidos penetrantes, resistência à corrosão intergranular, ultra-som, metalografia do tamanho de grão em seções longitudinais, inclusões não-metálicas na seção longitudinal, inspeção dimensional e visual, conforme

exigências formais dos documentos de engenharia da INB, assim como sua análise química e propriedades mecânicas dos respectivos lotes. As chapas utilizadas para a fabricação das peças mantêm a seguinte relação entre si: a peça nº 1 (Figura 3.2) foi fabricada a partir da chapa nº 1 com dimensões 240 mm x 240 mm x 52 mm; as peças nº 2, 3, 4, 6 e 8 (Figuras 3.3 e 3.4) foram fabricadas a partir das chapas nº 2, 3, 4, 6 e 8, com dimensões 240 mm x 240 mm x 26 mm, respectivamente, e a peça nº 5 e 7 (Figura 3.5) foi fabricada a partir da soldagem por feixe de elétrons de 4 chapas provenientes da chapa nº 5 e 7, cada e com dimensões 219,02 mm x 39,52 mm x 7,62 mm. Na Tabela 3.1 são apresentadas as composições químicas e as propriedades mecânicas dos materiais utilizados conforme especificação de material INB ESP/MA-50 [ESP/MA-50.-, 2003] para aços AISI 304L e ESP/MA-52 [ESP/MA-52.-, 2003] para aços ACI CF3. Os resultados das análises químicas dos materiais fundidos e laminados como recebidos e suas respectivas propriedades mecânicas encontram-se nas Tabelas 3.2, 3.3, 3.4 e 3.5, respectivamente.

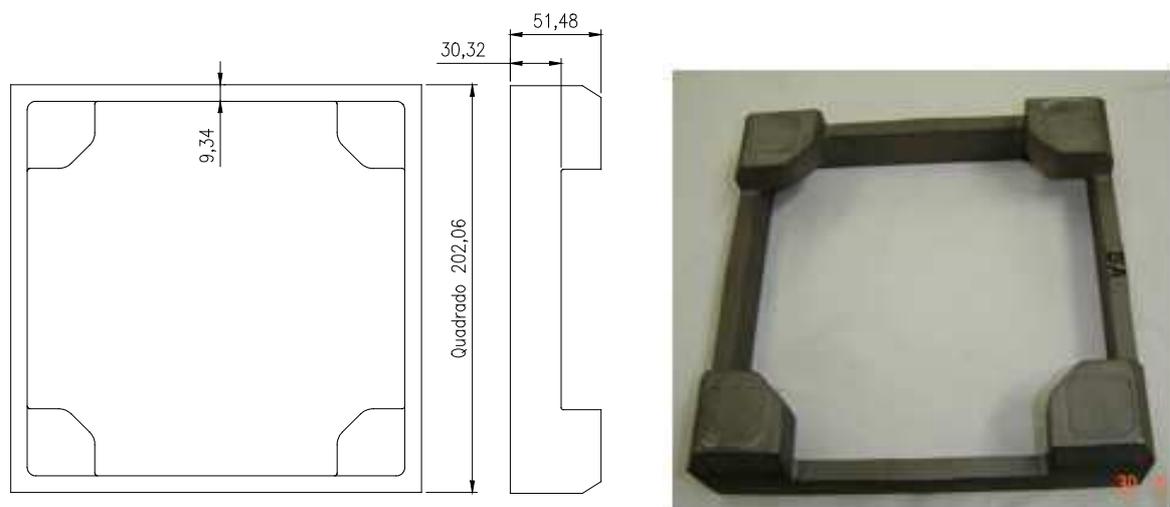


Figura 3.1 – Dimensões (em milímetros) e forma do material fundido de aço ACI CF3 utilizado no desenvolvimento do estudo (reprodução autorizada pela INB).

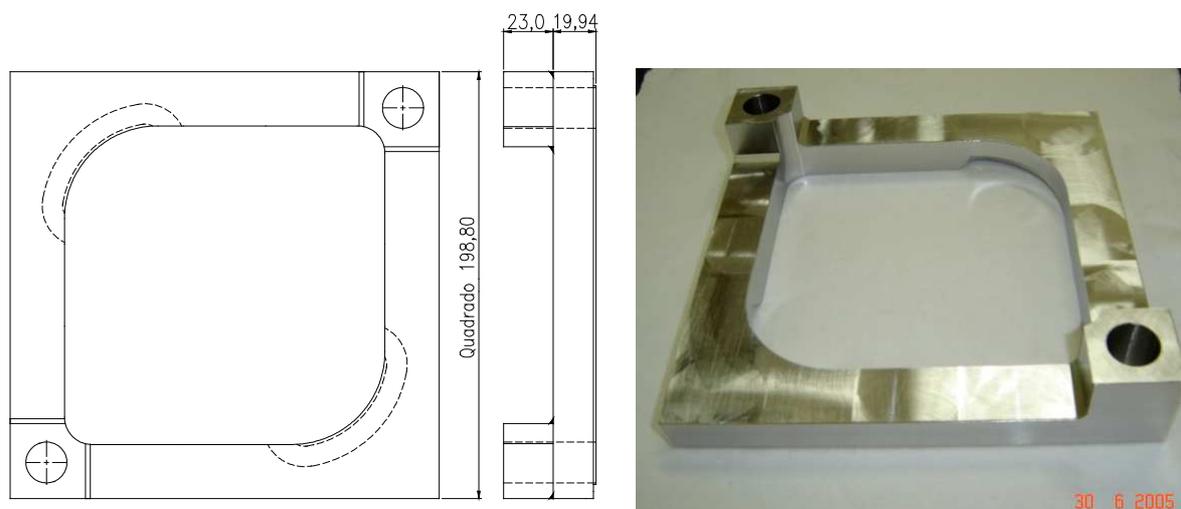


Figura 3.2 – Dimensões (em milímetros) e forma da peça usinada nº 1 de aço AISI 304L, conhecida como quadro do bocal superior e fabricada a partir da chapa laminada nº 1 (reprodução autorizada pela INB).

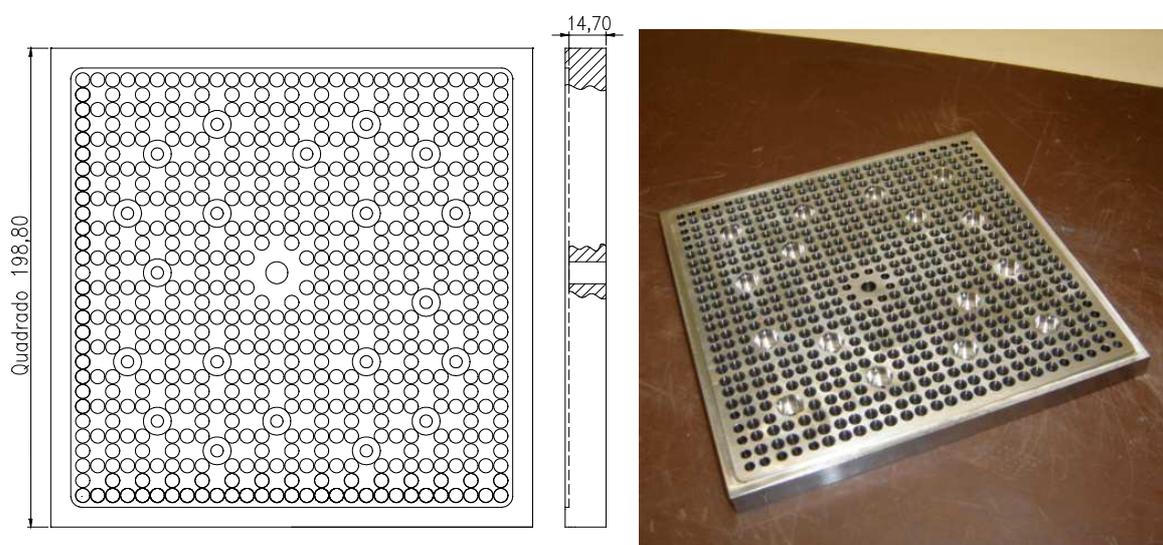


Figura 3.3 – Dimensões (em milímetros) e forma da peça usinada nº 2, 3 e 4 de aço AISI 304L, conhecida como placa do bocal inferior e fabricada a partir da chapa laminada nº 2 (peça 2), chapa laminada nº 3 (peça 3) e chapa laminada nº 4 (peça 4) (reprodução autorizada pela INB).

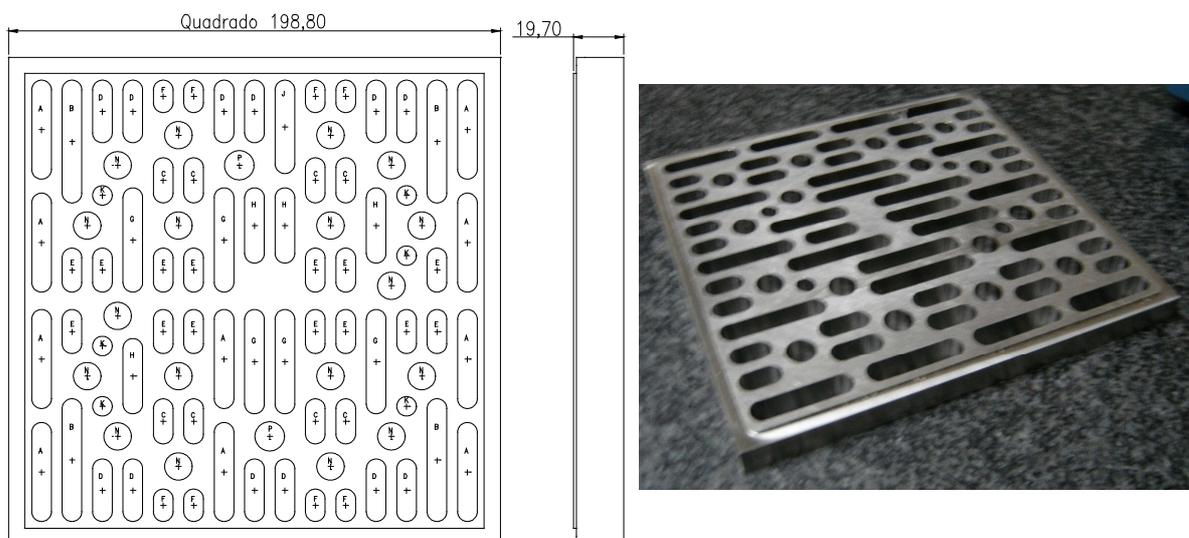


Figura 3.4 – Dimensões (em milímetros) e forma da peça usinada nº 6 e 8 de aço AISI 304L, conhecida como placa adaptadora do bocal superior e fabricada a partir da chapa laminada nº 6 e 8 (reprodução autorizada pela INB).

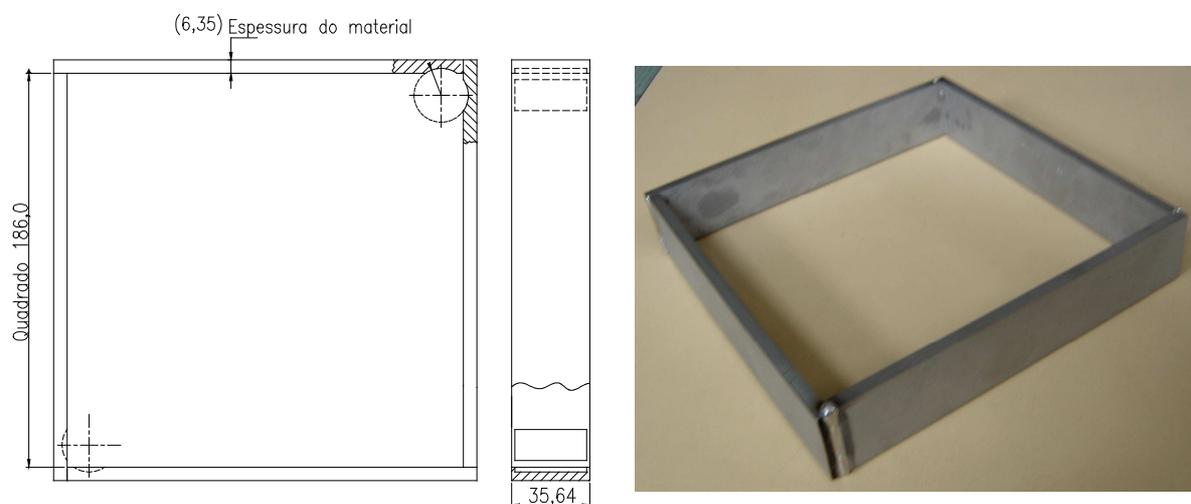


Figura 3.5 – Dimensões (em milímetros) e forma das peças nº 5 e 7 de aço AISI 304L, conhecida como caixa do bocal superior e fabricada a partir da soldagem por feixe de elétrons de 4 chapas provenientes das chapas laminadas nº 5 e 7, cada (reprodução autorizada pela INB).

Tabela 3.1 – Composição química e propriedades mecânicas dos materiais conforme especificações de materiais da INB [*ESP/MA-50.-, 2003; ESP/MA-52.-, 2003*].

Composição química (% massa)								
	Cr	Ni	Si	Mn	Co	S	P	C
CF3	17 a 21	8 a 12	< 2,0	< 1,5	< 0,05	< 0,04	< 0,04	< 0,03
304L	18 a 20	8 a 12	< 0,75	< 2	< 0,05	< 0,03	< 0,045	< 0,03
Propriedades mecânicas								
	Limite de escoamento 0,2% (MPa mín.)		Resistência à tração (MPa mín.)			Alongamento (% mín.)		
CF3	207		448			35		
304L	207		483			40		

Tabela 3.2 – Composição química dos fundidos na condição “como recebido”.

Composição química (% massa) dos fundidos CF3												
	Cr	Ni	Si	Mn	Co	S	P	C	Mo	Cu	N	Nb
n° 1	18,46	8,29	0,90	0,77	0,025	0,00	0,015	0,016	0,10	0,015	0,07	0,005
n° 2	19,10	9,20	1,53	0,49	0,036	0,01	0,016	0,027	0,10	0,040	0,07	0,004
n° 3	19,19	8,50	1,52	0,85	0,037	0,01	0,015	0,030	0,10	0,043	0,07	0,004
n° 4	18,95	9,38	1,46	0,59	0,031	0,01	0,020	0,030	0,10	0,043	0,07	0,004
n° 5	19,08	8,44	1,38	0,62	0,037	0,00	0,017	0,027	0,10	0,043	0,07	0,004

Tabela 3.3 – Propriedades mecânicas dos fundidos na condição “como recebido”.

Propriedades mecânicas dos fundidos CF3			
	Limite de escoamento 0,2% (MPa) mín.	Resistência à tração (MPa) mín.	Alongamento (35% mín.)
n° 1	250	502	50
n° 2	312	550	66
n° 3	235	502	55
n° 4	276	528	58
n° 5	348	606	45

Tabela 3.4 – Composição química das chapas laminadas na condição “como recebida”.

Composição química (% massa) das chapas 304L												
	Cr	Ni	Si	Mn	Co	S	P	C	Mo	Cu	N	Nb
n° 1	18,35	10,72	0,39	0,56	0,030	0,01	0,020	0,020	0,03	0,051	0,09	0,005
n° 2	18,71	10,46	0,40	0,59	0,025	0,01	0,018	0,030	0,06	0,040	0,04	0,005
n° 3	18,00	9,25	0,42	1,39	0,050	0,03	0,016	0,017	0,11	0,210	0,04	0,004
n° 4	18,00	9,27	0,43	1,40	0,050	0,03	0,016	0,018	0,11	0,220	0,06	0,004
n° 5	18,38	8,17	0,44	1,32	0,022	0,00	0,019	0,020	0,03	0,102	0,06	0,001
n° 6	18,14	8,10	0,47	1,73	0,050	0,01	0,031	0,030	0,01	0,220	0,05	0,004

Tabela 3.5 – Propriedades mecânicas das chapas laminadas na condição “como recebida”.

Propriedades mecânicas das chapas 304L			
	Limite de escoamento 0,2% (MPa) mín.	Resistência à tração (MPa) mín.	Alongamento (40% mín.)
n° 1	194	494	68
n° 2	208	499	63
n° 3	302	593	55
n° 4	318	566	48
n° 5	381	666	52
n° 6	264	644	55

3.2 – Métodos

3.2.1 – Soldagem por feixe de elétrons

O processo de soldagem por feixe de elétrons ocorreu sem a adição de material numa máquina de solda por feixe de elétrons instalada na INB (Resende – RJ) e apresentada na Figura 3.6. Trata-se de uma unidade que pode ser facilmente incorporada em aplicações que exijam alta produtividade. A máquina consiste de um sistema de vácuo, um canhão de elétrons e um manipulador de objetos a soldar. O sistema de vácuo é controlado por bombas difusoras. Na Tabela 3.6 é apresentado um resumo das principais características dos corpos-de-prova de soldagem fabricados para este estudo.

Tabela 3.6 – Quadro resumido das principais características dos corpos-de-prova preparados para o presente estudo.

Soldagem	Amostras	Metal-base	Corrente I (mA)	Velocidade v (mm/s)
1	1	Fundido 1	40	13
	2	Fundido 1	50	13
	3	Fundido 1	60	13
	4	Fundido 1	70	13
	5	Fundido 1	80	13
	6	Fundido 1	90	13
	7	Fundido 1	100	13
	8	Fundido 1	120	13
2	1	Fundido 2	30	2
	2	Fundido 2	30	4
	3	Fundido 2	30	6
	4	Fundido 2	30	10
	5	Fundido 2	30	15
	6	Fundido 2	30	20
	7	Fundido 2	60	10
	8	Fundido 2	60	15
	9	Fundido 2	60	20
3	1	Laminado 1	40	13
	2	Laminado 1	50	13
	3	Laminado 1	60	13
	4	Laminado 1	70	13
	5	Laminado 1	80	13
	6	Laminado 1	90	13
	7	Laminado 1	100	13
	8	Laminado 1	120	13
4	1	Fundido 3 + laminado 2	58	13
5	1	Fundido 4 + laminado 3	52	13
6	1	Fundido 5 + laminado 4	48	13
7	1	Laminado 6 + laminado 5	54	13
8	1	Laminado 6 + laminado 5	58	13



Figura 3.6 – Detalhe da câmara da máquina de soldagem por feixe de elétrons instalada na INB, Resende – RJ (reprodução autorizada pela INB).

Os parâmetros de soldagem comuns a todos os diferentes corpos-de-prova são:

- Processo de soldagem: feixe de elétrons (EB);
- Posição do cordão de solda: horizontal;
- Tensão / corrente de aquecimento do catodo: 60 kV / 25 A;
- Material do catodo: tungstênio;
- Anodo (altura do anel): 4,5 mm;
- Pressão da câmara de soldagem: $\leq 5 \times 10^{-4}$ mbar;
- Corrente de foco: 502 mA;
- Forma do pêndulo: triangular;
- Sentido do pêndulo: transversal ao cordão de solda;
- Frequência do pêndulo: 400 Hz e
- Amplitude: 220 %.

As faixas de variação da corrente e da velocidade de soldagem dos corpos-de-prova foram estabelecidas de modo a cobrir o maior campo de valores em torno da corrente e velocidade de soldagem usualmente praticadas na INB, que gira em torno de 50 a 60 mA e 13 mm/s.

Ao todo foram realizadas 8 soldagens (soldas nº 1 a 8), descritas como se segue:

- No fundido nº 1 foram realizados 8 cordões de solda independentes e executados com 8 correntes distintas numa mesma peça (solda nº 1): 40 mA – amostra 1; 50 mA – amostra 2; 60 mA – amostra 3; 70 mA – amostra 4; 80 mA – amostra 5; 90 mA – amostra 6; 100 mA – amostra 7 e 120 mA – amostra 8, mas com velocidade de soldagem constante de 13 mm/s. A Figura 3.7 ilustra a seqüência de fabricação da solda nº 1.

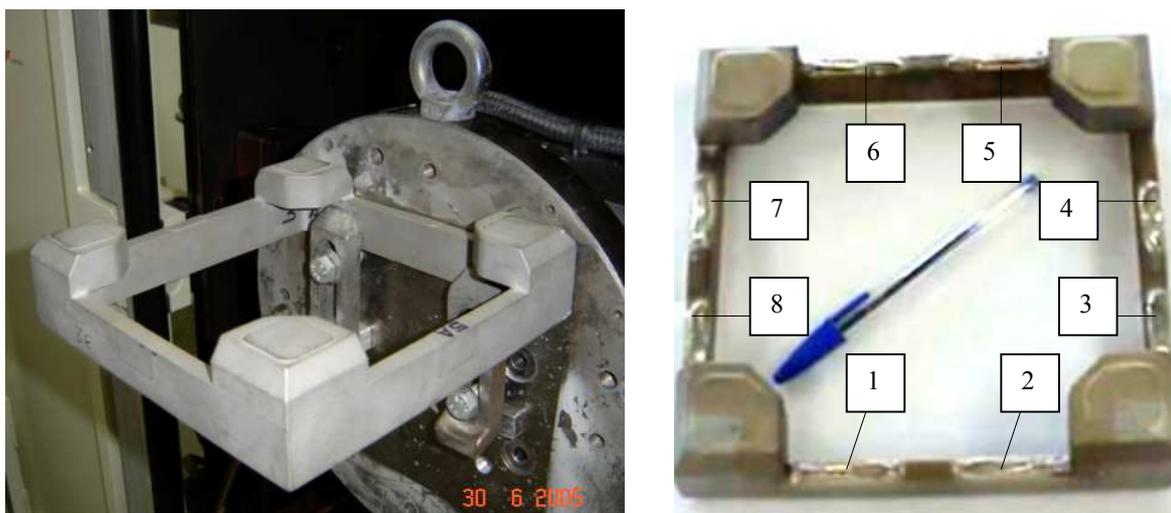


Figura 3.7 – Seqüência de fabricação das soldas nº 1 e 2: fixação da peça fundida na máquina de solda à esquerda; posição das soldagens executadas à direita (reprodução autorizada pela INB).

- No fundido nº 2 foram realizados 9 cordões de solda independentes e executados com 9 correntes distintas numa mesma peça (solda nº 2), mas com diferentes combinações de correntes e velocidades de soldagem: 30 mA e 2 mm/s – amostra 1; 30 mA e 4 mm/s – amostra 2; 30 mA e 6 mm/s – amostra 3; 30 mA e 10 mm/s – amostra 4; 30 mA e 15 mm/s – amostra 5; 30 mA e 20 mm/s – amostra 6; 60 mA e 10 mm/s – amostra 7; 60 mA e 15 mm/s – amostra 8 e 60 mA e 20 mm/s – amostra 9. A Figura 3.7 também ilustra a seqüência de fabricação da solda nº 2, onde o último cordão de solda (amostra 9) foi executado sobre um dos quatro apoios (não mostrado).

- Na chapa nº 1 foram realizados 8 cordões de solda independentes e executados com 8 correntes distintas numa mesma peça (solda nº 3): 40 mA – amostra 1, 50 mA – amostra 2, 60 mA – amostra 3, 70 mA – amostra 4, 80 mA – amostra 5, 90 mA – amostra 6, 100 mA – amostra 7 e 120 mA – amostra 8), mas com velocidade de soldagem constante de 13 mm/s. A Figura 3.8 ilustra a seqüência de fabricação da solda nº 3.

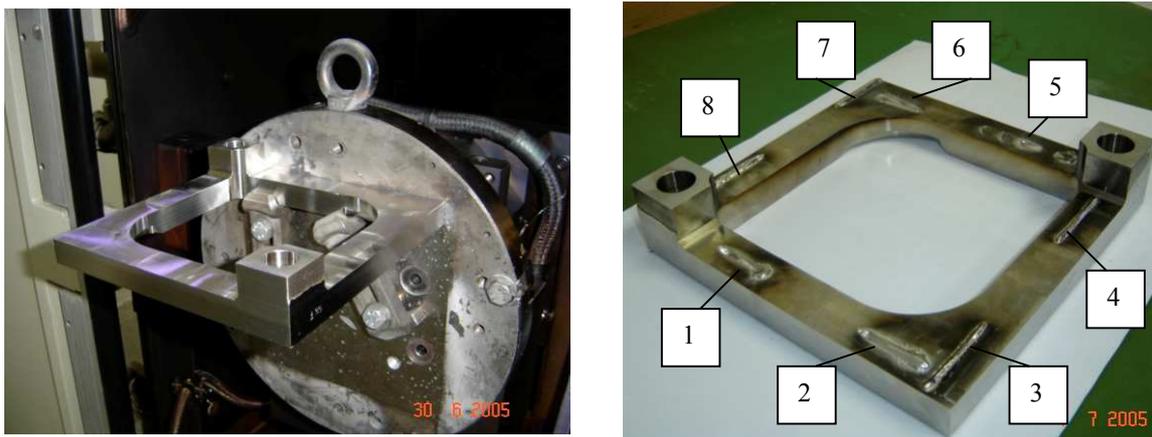


Figura 3.8 – Seqüência de fabricação da solda nº 3: fixação da peça usinada nº 1 na máquina de solda à esquerda; posição das soldagens executadas à direita (reprodução autorizada pela INB).

- O fundido nº 3 foi soldado com a chapa nº 2 (solda nº 4) com corrente de soldagem de 58 mA – amostra 1; o fundido nº 4 com a chapa nº 3 (solda nº 5) com corrente de soldagem de 52 mA – amostra 1; o fundido nº 5 com a chapa nº 4 (solda nº 6) com corrente de soldagem de 48 mA – amostra 1; a chapa nº 6 com a chapa nº 5 (solda nº 7) com corrente de soldagem de 54 mA – amostra 1 e a chapa nº 6 com a chapa nº 5 (solda nº 8) com corrente de soldagem de 58 mA amostra 1. As soldas de nº 4 até nº 8 foram executadas sem adição de material, velocidade de soldagem de 13 mm/s e em todos estas soldas foi gerada apenas 1 amostra. Nestes casos, as peças são montadas entre si através de encaixes que garantem seu perfeito posicionamento com folgas menores que 0,15 mm. Em seguida, estes componentes são fixados a dispositivos desenvolvidos para a soldagem por feixe de elétrons.

A Figura 3.9 ilustra a seqüência de fabricação da solda nº 4, 5 e 6 e a Figura 3.10 ilustra a seqüência de fabricação da solda nº 7 e 8.



Figura 3.9 – Seqüência de fabricação das soldas n° 4, 5 e 6: montagem da peça usinada AISI 304L com a peça fundida ACI CF-3 à esquerda; soldagem realizada à direita (reprodução autorizada pela INB).

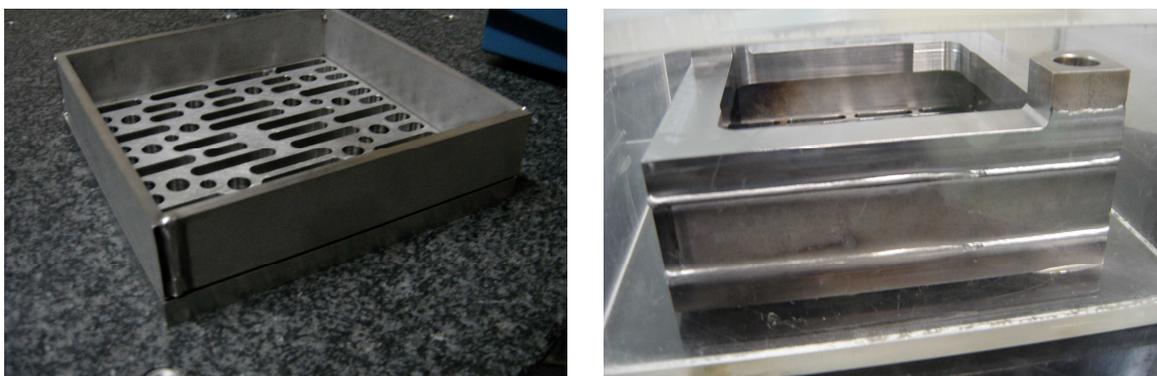


Figura 3.10 – Seqüência de fabricação das soldas n° 7 e 8: montagem das duas peças usinadas AISI 304L à esquerda; soldagem realizada à direita; desconsiderar a soldagem da terceira peça superior (reprodução autorizada pela INB).

3.2.2 – Ensaio de tração convencional

No total foram confeccionados e ensaiados 8 corpos-de-prova (Figura 3.11) conforme a norma “*ASME Boiler & Pressure Vessel Code, Section IX, article 1, QW-150*” [ASME IX QW 150, 1998], pré-carga de 600 N, comprimento útil de 35 mm e velocidade de ensaio de 3 mm/min para avaliar a resistência dos cordões de solda. Os bocais fabricados na INB são compostos da união de componentes fundidos com laminados (bocal inferior) e componentes laminados com laminados (bocal superior). Em virtude destas combinações possíveis de metais-base, foram escolhidos corpos-de-prova que melhor descrevessem as características de fabricação dos bocais. Os 8 corpos-de-prova foram distribuídos da

seguinte forma: 2 corpos-de-prova para as soldas n° 5, n° 6, n° 7 e n° 8. Os ensaios foram realizados em uma máquina universal de ensaios mecânicos (máquina de ensaios Kratos K-10000 MP), com capacidade de 10 tf, velocidade variável de ensaio entre 2 e 100 mm/min, instalada no Laboratório de Materiais da INB. A Figura 3.12 ilustra a retirada de uma amostra para preparação de corpo-de-prova de tração.

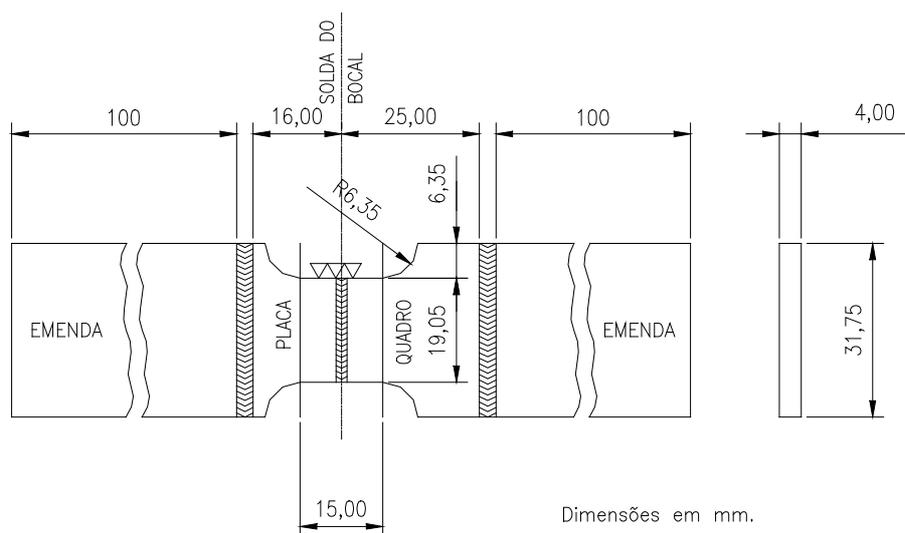


Figura 3.11– Corpo-de-prova para ensaio de tração preparado conforme a norma “ASME Boiler & Pressure Vessel Code, Section IX, article 1, QW-150” [ASME IX, 1998].

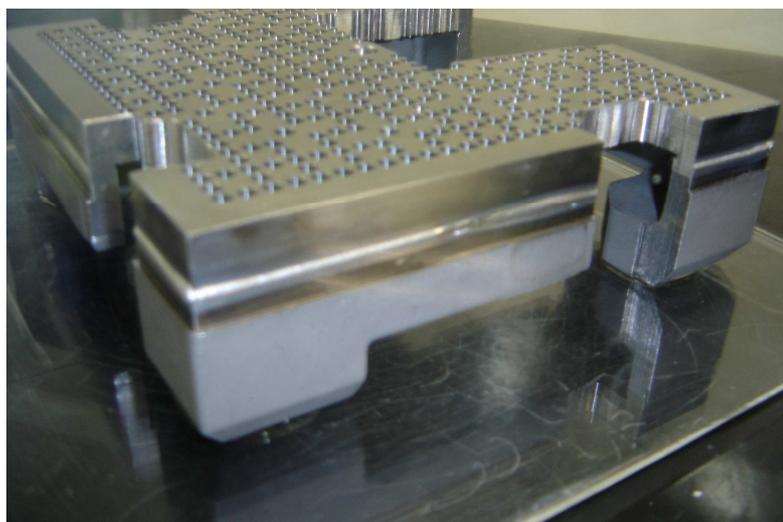


Figura 3.12– Locais para retirada de amostra de solda entre um fundido e um laminado para preparação do corpo-de-prova de tração e metalográfico (reprodução autorizada pela INB).

3.2.3 – Preparação metalográfica

Para a avaliação metalográfica foi extraído um corpo-de-prova da seção transversal, perpendicularmente ao sentido da fusão, mais ou menos na metade do passe de solda (Figura 3.12).

O corpo-de-prova, esmerilhado e polido da forma habitual para os exames metalográficos, foi atacado com o reagente Murakami modificado [ESP/PS-12., 1997] para revelação da ferrita delta.

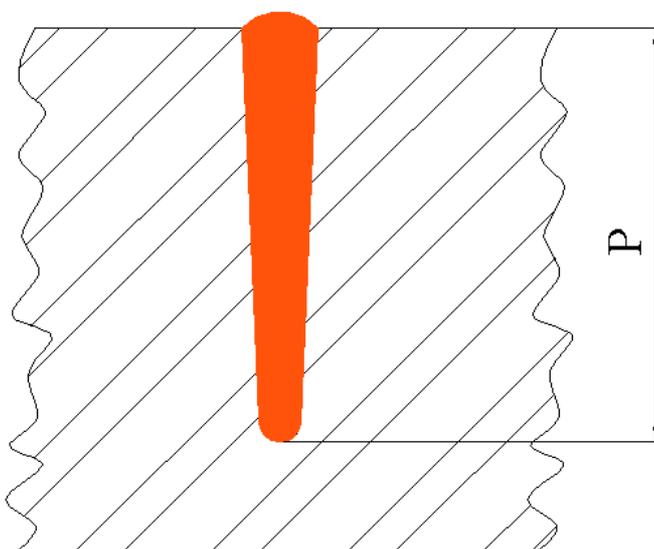
A avaliação da estrutura para determinação do teor de ferrita delta deu-se através de exame em microscópio óptico.

As análises metalográficas foram realizadas no laboratório de materiais da INB com auxílio de um microscópio Olympus BX60M de sistema óptico, acoplado à máquina fotográfica e no laboratório do DEMAR com auxílio de um microscópio óptico LEICA-DM IRM com câmera digital SCC-131 acoplado a programa de aquisição de imagem LEICA-QWin. O ataque metalográfico deu-se com solução Murakami modificado, que apresenta na sua composição 30 g de ferricianeto de potássio $K_3[Fe(CN)_6]$, 30 g de hidróxido de potássio KOH e 60 mL de água destilada H_2O . A temperatura de ataque deve estar em torno de 50°C durante um tempo de 20 a 40 s.

A distribuição dos corpos-de-prova para avaliação metalográfica foi a seguinte: solda 1 (8 CP); solda 2 (8 CP); solda 3 (8 CP); soldas 4, 5, 6, 7 e 8 (1 CP). Das soldas nº 4, 5, 6, 7 e 8 foi retirado apenas 1 CP porque não houve variações dos parâmetros de soldagem, como se pode observar da Tabela 3.6.

3.2.4 – Microscopia óptica

Para a avaliação das microestruturas e seus respectivos registros fotográficos foi utilizada a técnica de microscopia óptica. As fotomicrografias foram obtidas com auxílio de um microscópio óptico instalado no DEMAR, já descrito anteriormente. As profundidades de penetração (Figura 3.13) das soldas nº 1, 2 e 3 foram determinadas com o auxílio do microscópio óptico Olympus com lente graduada e com ampliação de 100X no Laboratório de Materiais da INB.



P = Penetração da solda

Figura 3.13– Representação da penetração de solda medida nas amostras após preparação metalográfica.

3.2.5 – Teor de ferrita delta por avaliação metalográfica

A porcentagem de ferrita delta nas soldas foi determinada a partir de exame metalográfico, utilizando-se do método de metalografia quantitativa por contagem manual de pontos conforme a norma ASTM E 562 [ASTM E 562, 1995].

3.2.6 – Teor de ferrita delta por composição química

A determinação da ferrita delta a partir da composição química foi possível pela aplicação do diagrama de DeLong [ESP/PS-12.-, 1997] para o material de base (laminado e fundido). Outros diagramas utilizados na determinação dos teores de ferrita delta foram o WRC-1992 [ESP/PS-12.-, 1997; Korinko, 2001] e o diagrama de Schaeffler [ESP/PS-12.-, 1997].

O cálculo do equivalente de cromo e níquel do cordão de solda foi realizado com base no equivalente de cromo e níquel dos materiais soldados [DeLong, 1974], uma vez

que a composição química da solda não pôde ser determinada devido ao seu tamanho muito reduzido.

Por meio dos valores equivalentes foi feita a determinação gráfica do teor de ferrita delta (em %) ou como número de ferrita delta (FN) nos respectivos diagramas.

3.2.7 – Teor de ferrita delta por medição magnética

A medição magnética do teor de ferrita delta nos materiais de base foi feita com o medidor Förster de teor de ferrita ou com o Fischer Permascope/Ferritoscópio do Laboratório de Materiais da INB. A condição prévia para a medição magnética é a aferição dos instrumentos de determinação de ferrita por meio do conjunto de corpos-de-prova de aferição do IIW¹⁾. A determinação do teor de ferrita delta com auxílio de um medidor de ferrita foi realizado na superfície polida dos materiais a serem inspecionados (ensaio não-destrutivo).

Antes da medição foram regulados os pontos zero mecânico e elétrico e, posteriormente, o instrumento é ajustado por meio de padrões de ajuste (corpos-de-prova de aferição IIW). Na superfície pronta para inspeção, em pontos representativos, são realizadas medições e são protocolados os valores individuais, mencionando-se os locais da medição. O instrumento utiliza o método de indução magnética, onde o teor de ferrita delta é obtido da permeabilidade magnética. As medidas podem ser indicadas em porcentagem de ferrita (% Fe) ou em número de ferrita (FN). A sonda utilizada apresenta um erro de 5% para uma área varrida de diâmetro igual a 10 mm. Como a seção transversal do cordão de solda pode apresentar um diâmetro médio aproximadamente inferior a 1 mm; torna-se um método não indicado para mapeamento dos teores de ferrita delta ao longo da seção transversal de solda. Nestes casos é indicada a avaliação por metalografia quantitativa [*Elmer,1990*].

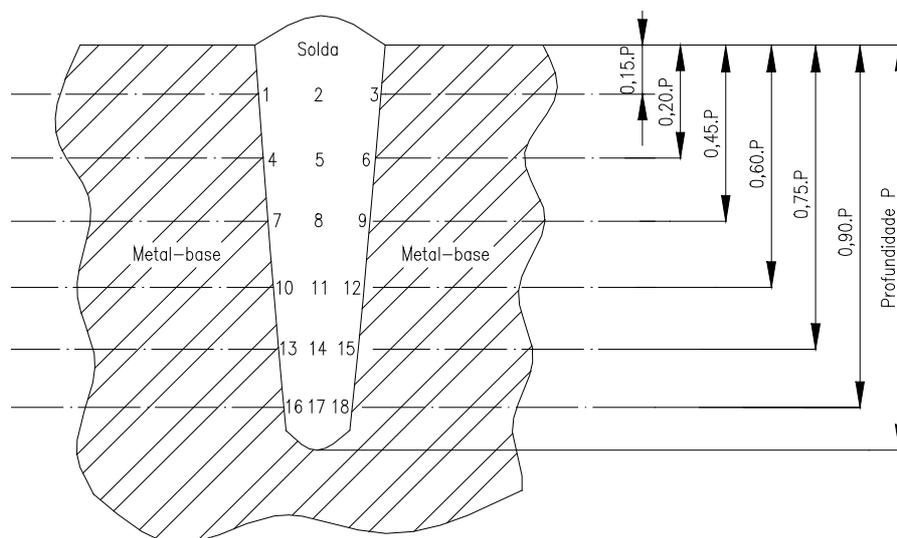
1) *Internacional Institute of Welding: Secondary weld metal standards for the calibration of measuring.*

3.2.8 – Microscopia eletrônica de varredura (MEV)

Além das análises e obtenção de fotomicrografias das microestruturas de algumas amostras de soldas representativas do total de corpos-de-prova embutidos, foram determinados também os teores dos principais elementos de liga das soldas. Para tanto, utilizou-se do MEV LEO modelo 1450-VP, instalado no Departamento de Engenharia de Materiais – DEMAR/FAENQUIL, via EDS acoplado ao microscópio de elétrons de varredura.

3.2.9 – Microdureza Vickers

Objetivando-se correlacionar a dureza da solda com os parâmetros de soldagem tais como a corrente/velocidade de soldagem e também com a quantidade de ferrita delta retida na microestrutura, foram realizadas em todas as amostras metalográficas das soldas nº 1, nº 2 e nº 3, 18 medidas de microdureza Vickers determinando-se a média e o desvio padrão por amostra. A Figura 3.14 indica a posição das 18 medidas de dureza realizadas nas amostras citadas. Todos os ensaios foram feitos através de um microdurômetro Zwick 3212 com carga de 0,2 kgf, instalado no Laboratório de Materiais da INB segundo a instrução de inspeção do laboratório de materiais IILM-18 da INB [IILM-18, 2004].



As medidas de dureza no plano horizontal devem concentrar-se sobre a linha de centro da solda e distantes 0,5 mm (mínimo) da interface solda/metal-base.

Figura 3.14 – Posição dos pontos de medida de microdureza Vickers nas amostras metalográficas das soldas nº 1, 2 e 3.

3.2.10 – Corrosão intergranular

Para avaliar a resistência do material soldado frente à corrosão intergranular, foram realizados ensaios de corrosão em corpos-de prova (Figura 3.15) conforme a norma ASTM A 262 – Prática E [ASTM A 262, 2001].

Posteriormente foram dobrados a 180° sobre um punção de dobramento com diâmetro igual à espessura da amostra ensaiada [ASTM A 262, 2001] e em seguida preparadas para avaliação metalográfica.

A Tabela 3.7 apresenta um quadro resumido dos ensaios realizados em cada corpo-de-prova do presente estudo.

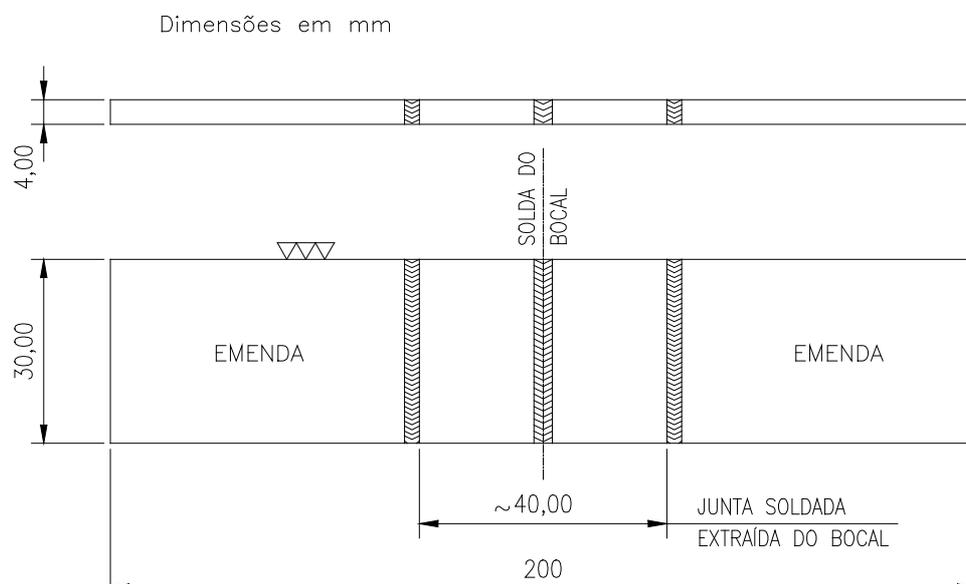


Figura 3.15 – Corpo-de-prova para ensaio de corrosão intergranular preparado conforme a norma ASTM A 262 – Prática E [ASTM A 262, 2001].

Tabela 3.7 – Quadro resumido dos ensaios realizados em cada amostra.

Soldagem	Amostras	Metal-base	Metal.	Dureza	Tração	Fe δ	Corrosão
1	1	Fundido 1	Sim	Sim	Não	Sim	Não
	2	Fundido 1	Sim	Sim	Não	Não	Não
	3	Fundido 1	Sim	Sim	Não	Sim	Não
	4	Fundido 1	Sim	Sim	Não	Não	Não
	5	Fundido 1	Sim	Sim	Não	Sim	Não
	6	Fundido 1	Sim	Sim	Não	Não	Não
	7	Fundido 1	Sim	Sim	Não	Não	Não
	8	Fundido 1	Sim	Sim	Não	Sim	Não
2	1	Fundido 2	Sim	Sim	Não	Sim	Não
	2	Fundido 2	Sim	Sim	Não	Não	Não
	3	Fundido 2	Sim	Sim	Não	Não	Não
	4	Fundido 2	Sim	Sim	Não	Não	Não
	5	Fundido 2	Sim	Sim	Não	Sim	Não
	6	Fundido 2	Sim	Sim	Não	Não	Não
	7	Fundido 2	Sim	Sim	Não	Não	Não
	8	Fundido 2	Sim	Sim	Não	Sim	Não
	9	Fundido 2	Sim	Sim	Não	Não	Não
3	1	Laminado 1	Sim	Sim	Não	Sim	Não
	2	Laminado 1	Sim	Sim	Não	Sim	Não
	3	Laminado 1	Sim	Sim	Não	Sim	Não
	4	Laminado 1	Sim	Sim	Não	Não	Não
	5	Laminado 1	Sim	Sim	Não	Não	Não
	6	Laminado 1	Sim	Sim	Não	Não	Não
	7	Laminado 1	Sim	Sim	Não	Não	Não
	8	Laminado 1	Sim	Sim	Não	Sim	Não
4	1	Fundido 3 + laminado 2	Sim	Não	Não	Sim	Não
5	1	Fundido 4 + laminado 3	Sim	Não	Sim	Sim	Sim
6	1	Fundido 5 + laminado 4	Sim	Não	Sim	Sim	Não
7	1	Laminado 6 + laminado 5	Sim	Não	Sim	Sim	Sim
8	1	Laminado 6 + laminado 5	Sim	Não	Sim	Sim	Não

4.1 – Soldagem**4.1.1 – Profundidade de penetração da solda**

O estudo sistemático da soldagem permitiu definir o comportamento do material frente às variações dos parâmetros de soldagem (corrente, velocidade de soldagem e aporte de calor). A Figura 4.1 apresenta a correlação entre a profundidade alcançada e a corrente de soldagem. À medida que se eleva a corrente de soldagem, mantendo-se fixa a velocidade, obtêm-se maiores profundidades de soldagem.

Com relação à solda n° 2, a Figura 4.2 apresenta a correlação entre a profundidade alcançada em função da velocidade de soldagem para correntes fixas de 30 mA e 60 mA, respectivamente. À medida que se aumenta a velocidade de soldagem, mantendo-se fixa a corrente de soldagem, obtêm-se menores profundidades de soldagem.

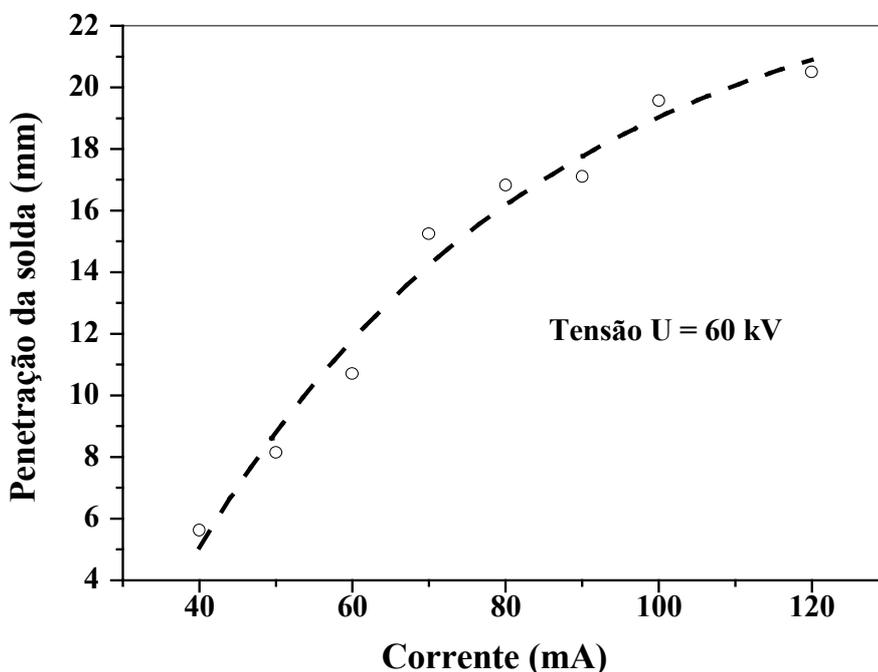


Figura 4.1 – Penetração em função da corrente para velocidade de soldagem de 13 mm/s da solda n° 1.

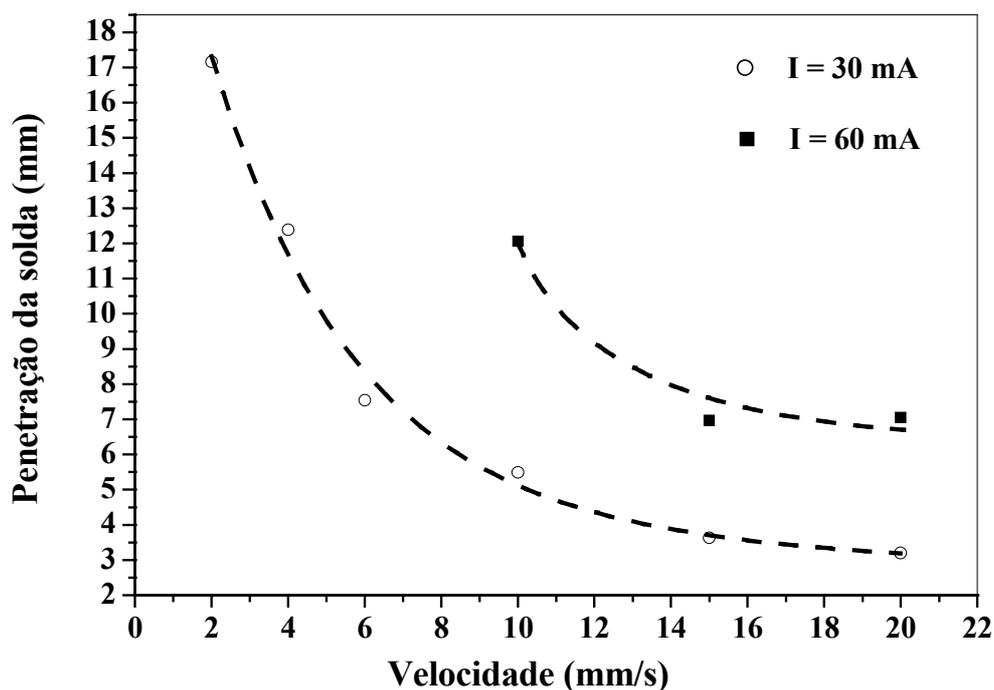


Figura 4.2 – Penetração em função da velocidade de soldagem da solda nº 2 (corrente de soldagem fixa de 30 mA com velocidades variando de 2 mm/s até 20 mm/s e 60 mA com velocidades de soldagens variando de 10 mm/s até 20 mm/s).

Os resultados experimentais dos gráfico da Figura 4.2 evidenciam que a penetração de solda e a velocidade de soldagem se relacionam de maneira inversamente proporcional [Schiller, 1982], ou seja, quanto maiores as velocidades de soldagens, menores serão as profundidades de soldagem alcançadas, enquanto que para menores velocidades de soldagens se obterão maiores profundidades de penetração da solda. A maior espessura disponível do material ensaiado na solda nº 2 (aproximadamente 25 mm) não foi suficiente para conter o comprimento de penetração da solda de 60 mA e 6 mm/s.

4.1.2 – Aporte de calor

A quantidade de calor adicionada aos materiais por unidade de comprimento, também conhecida como energia de soldagem ou aporte de calor, foi determinada em todos os corpos-de-prova das soldas nº 1, nº 2 e nº 3. Os resultados estão apresentados nas Figuras 4.3 e 4.4. Os resultados da quantidade de calor adicionada ao material da solda nº 3 não estão apresentados porque possuem os mesmos aportes de calor da solda nº 1, uma vez

que os parâmetros de soldagem foram os mesmos. Maiores potências de soldagem tendem a aumentar o raio da zona periférica fundida e conseqüentemente é possível atingir maiores profundidades de solda [Schultz, 1993].

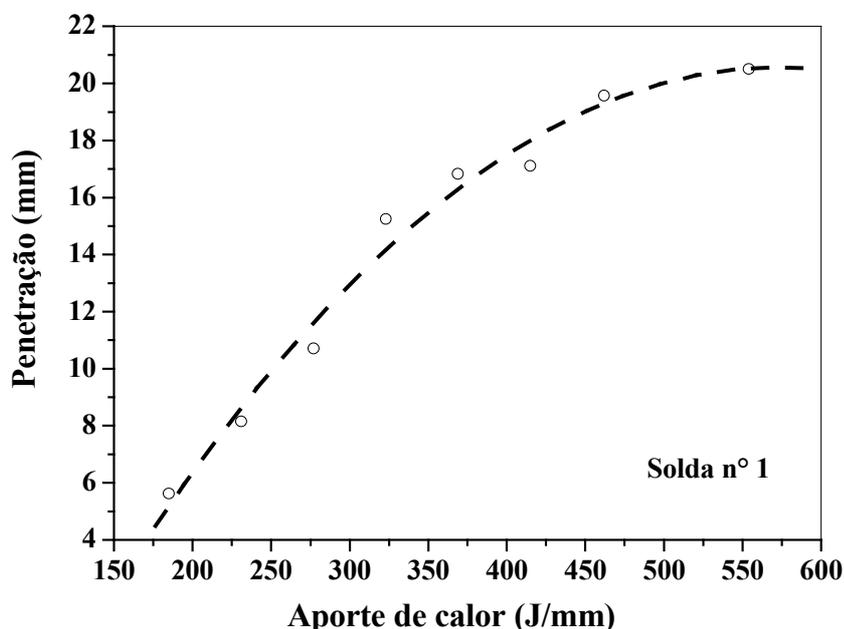


Figura 4.3 – Penetração em função do aporte de calor da solda nº 1 (velocidade de soldagem fixa de 13 mm/s e correntes de soldagens variando de 40 mA até 120 mA).

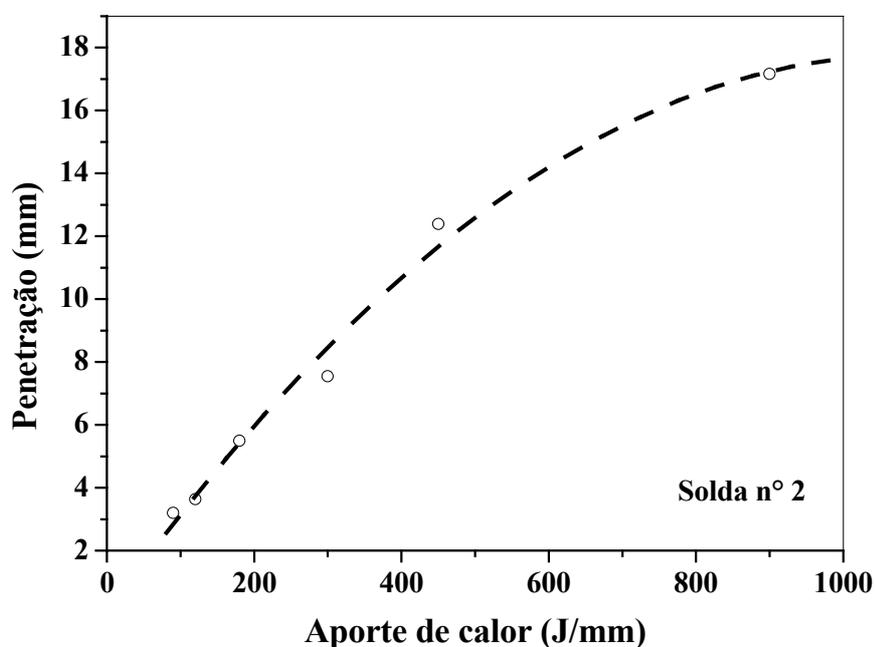


Figura 4.4 – Penetração em função do aporte de calor na solda nº 2 (corrente de soldagem fixa de 30 mA e velocidades de soldagens variando de 2 mm/s até 20 mm/s).

4.1.3 – Microdureza Vickers

Medidas de microdureza Vickers HV – 0,2 foram realizadas em todas as amostras metalográficas das soldas nº 1, 2 e 3 a fim de se conhecer o endurecimento da solda em diferentes condições de soldagem. Foram feitas 18 medidas por amostra conforme ilustrado na Figura 3.14. Os dados provenientes dos ensaios de microdureza nas seções transversais das soldas foram plotados em função dos parâmetros de soldagem, obtendo-se assim o perfil de endurecimento da zona fundida. As durezas medidas na amostra 3 da solda nº 1, amostra 8 da solda nº 2 e amostra 3 da solda nº 3 estão apresentadas nas Figuras 4.5, 4.6 e 4.7, respectivamente. Os resultados das medidas de durezas de todas as amostras encontram-se resumidos na Tabela 4.1. Nesta tabela estão incluídos a média e o desvio-padrão da microdureza medida em 18 pontos aleatórios no metal-base para efeito de comparação com as durezas medidas nas soldas. Estes valores de microdurezas encontrados concordam com as resistências mecânicas dos metais-base indicadas nas Tabelas 3.3 e 3.5. A média das diagonais das impressões de dureza das amostras da solda nº 1, 2 e 3 foi de 69 μm , 49 μm e 152 μm , respectivamente. Para efeito de comparação dos tamanhos das impressões de dureza com o tamanho das soldas; a largura média dos cordões de solda é de 2 mm. Pode-se observar a partir dos dados apresentados que não existe variação significativa entre as microdurezas medidas nas soldas e nos metais-base e também não há variação apreciável entre as microdurezas medidas e os parâmetros de soldagem experimentados para o caso dos aços ACI CF3 e AISI 304L (baixo C). Alguns pontos de dureza mais baixa verificadas nos ensaios das soldas nº 1, 2 e 3 podem ser devidas a participação da fase ferrita delta presente na microestrutura, uma vez que esta fase é mais macia que a austenita. Em soldagens de alta intensidade de energia, como é o caso da soldagem por feixe de elétrons, é de se esperar um maior endurecimento da zona fundida próxima à raiz, uma vez que nesta região as taxas de resfriamento e de solidificação são as mais altas. No entanto, a tendência ao maior endurecimento aumenta à medida que o teor de carbono também aumenta. As altas taxas de resfriamento experimentadas em soldagens por feixe de elétrons no endurecimento da zona fundida somente se tornam significativas em aços com teores de carbono em torno de 0,2%, alcançando durezas de até 700 HV em tais tipos de aço [*Schultz, 1993*]. Aços inoxidáveis austeníticos soldados por “*laser*” exibem pico de dureza na região da solda em torno de 210HV-0,1 [*Çam, 1999*].

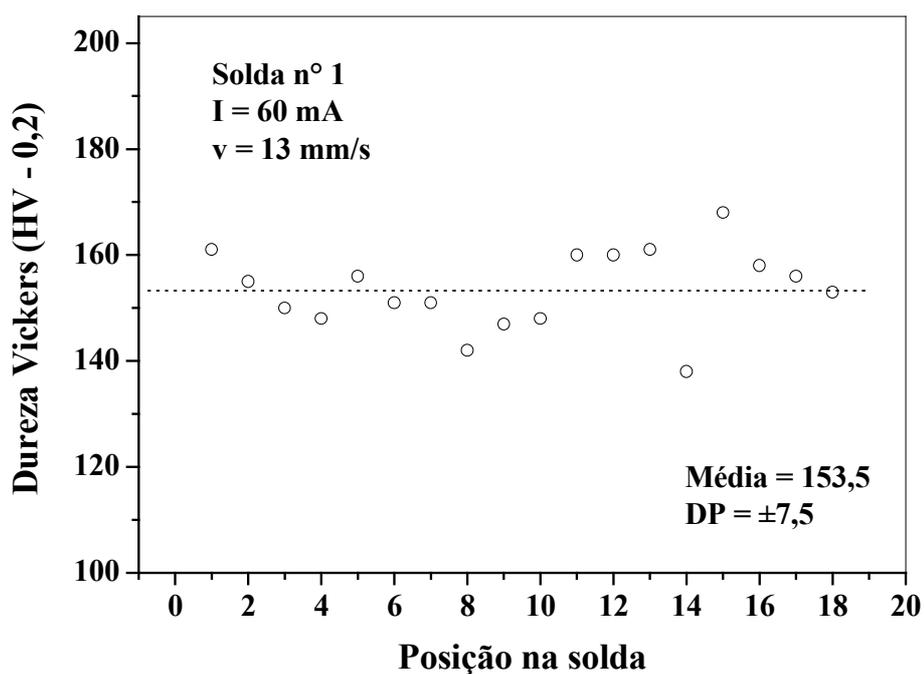


Figura 4.5 – Microdureza Vickers HV - 0,2 medida na amostra 3 da solda n° 1 (corrente de 60 mA e velocidade de soldagem de 13 mm/s).

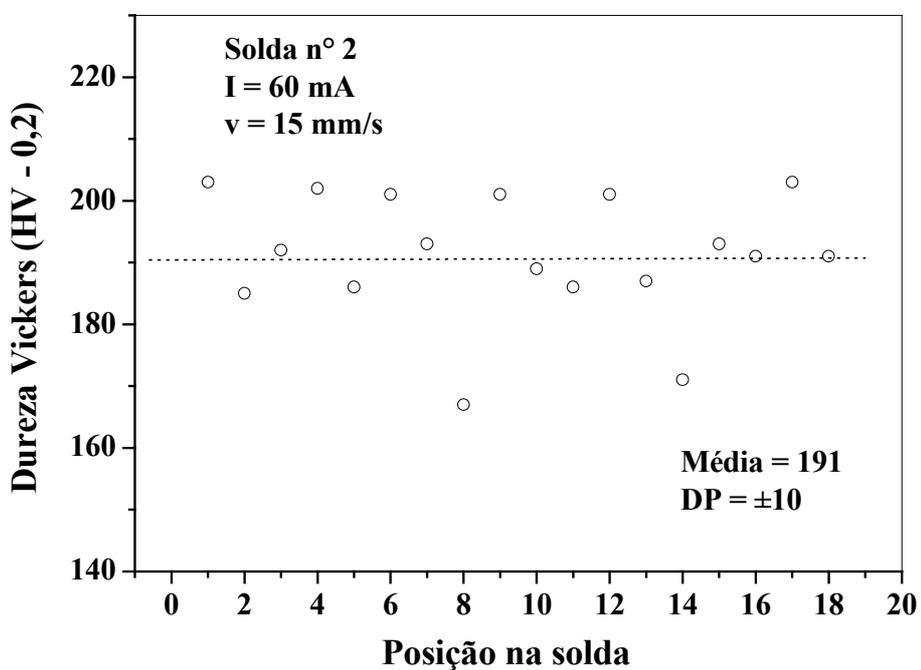


Figura 4.6 – Microdureza Vickers HV - 0,2 medida na amostra 8 da solda n° 2 (corrente de 60 mA e velocidade de soldagem de 15 mm/s).

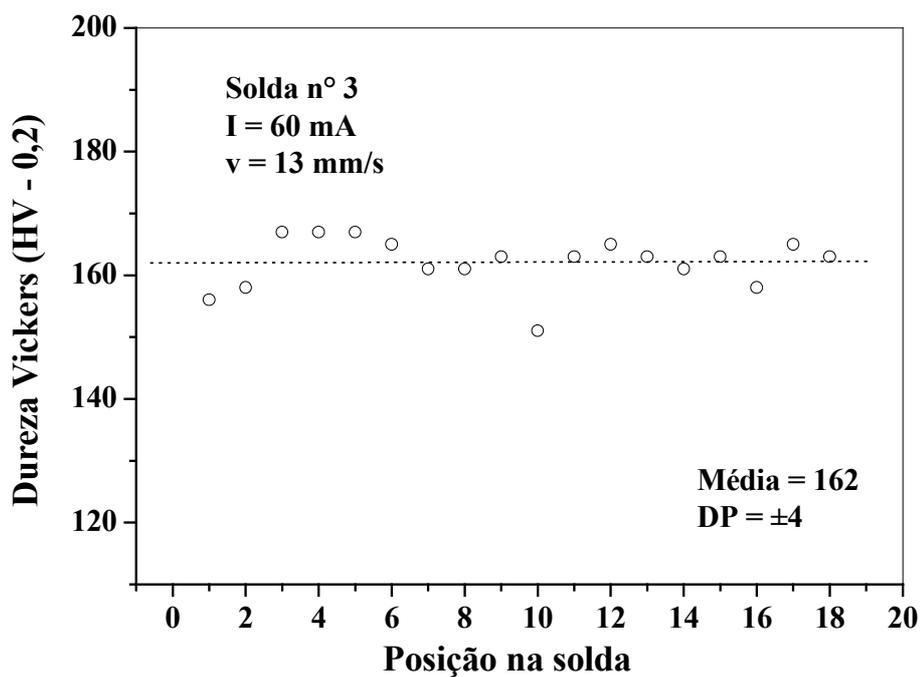


Figura 4.7 – Microdureza Vickers HV 0,2 medida na amostra 3 da solda nº 3 (corrente de 60 mA e velocidade de soldagem de 13 mm/s).

Tabela 4.1 – Médias e desvios - padrão das microdurezas Vickers HV - 0,2 medidas nas seções transversais das soldas nº 1, 2 e 3, conforme apresentado nas Figuras 4.5, 4.6 e 4.7.

	Solda nº 1	Solda nº 2	Solda nº 3
amostra 1	163 ± 12	173 ± 13	160 ± 9
amostra 2	158 ± 16	187 ± 15	161 ± 14
amostra 3	154 ± 7	188 ± 14	162 ± 4
amostra 4	164 ± 14	202 ± 14	161 ± 11
amostra 5	162 ± 19	205 ± 10	165 ± 10
amostra 6	156 ± 9	171 ± 8	157 ± 8
amostra 7	167 ± 19	199 ± 12	168 ± 4
amostra 8	175 ± 16	191 ± 10	151 ± 7
amostra 9	-	184 ± 13	-
Média ± desvio-padrão	153,5 ± 7,5	191 ± 10	162 ± 4
Metal-base	171 ± 13	180 ± 11	151 ± 6

4.2 – Ensaio de tração

A Tabela 4.2 apresenta os valores de propriedades mecânicas obtidos pela soldagem por feixe de elétrons das ligas em estudo. Como já citado anteriormente, os bocais fabricados na INB são produzidos a partir da união de fundidos com laminados (bocal inferior de Angra 1) e de laminados com laminados (bocal superior de Angra 1), daí optar-se por realizar os ensaios de tração nas soldas (nº 5, 6, 7 e 8) executadas com a combinação destes materiais. Os resultados dos ensaios de tração são satisfatórios uma vez que os corpos-de-prova ultrapassaram o limite de resistência do material menos resistente (Tabelas 3.3 e 3.5); uma exigência tecnológica das especificações de produto da INB para qualificação de soldagem [ESP/PT-53.a, 2004].

Tabela 4.2 – Valores dos limites de resistências (σ_{\max}) obtidos nos ensaios de tração dos corpos-de-prova retirados das seções transversais das soldas nº 5, 6, 7 e 8.

GEOMETRIA	CP	Parâmetros de soldagem	Experimental
solda nº 5 (fundido 4 + laminado 3)	CP nº 1	I = 52 mA v = 13 mm/s	625 MPa
	CP nº 2	I = 52 mA v = 13 mm/s	620 MPa
solda nº 6 (fundido 5 + laminado 4)	CP nº 1	I = 48 mA v = 13 mm/s	585 MPa
	CP nº 2	I = 48 mA v = 13 mm/s	623 MPa
solda nº 7 (laminado 6 + laminado 5)	CP nº 1	I = 54 mA v = 13 mm/s	726 MPa
	CP nº 2	I = 54 mA v = 13 mm/s	729 MPa
solda nº 8 (laminado 6 + laminado 5)	CP nº 1	I = 58 mA v = 13 mm/s	711 MPa
	CP nº 2	I = 58 mA v = 13 mm/s	710 MPa

4.3 – Microestrutura das soldas

Aquecimentos localizados e extremamente rápidos da soldagem por feixe de elétrons reduzem significativamente a zona afetada termicamente. Como resultado, tem-se uma capacidade maior de troca de calor por condução da zona fundida em tempos muito mais curtos do que aqueles observados em outros tipos de soldas autógenas ou a arco [Schultz, 1993]. Sendo assim, é de se esperar um tamanho de grão menor na região fundida e um tamanho de grão praticamente inalterado na região da zona afetada termicamente devido às altas taxas de resfriamento [ASM, 1996; Lan, 2003]. Tal comportamento explica uma resistência mecânica ligeiramente maior na região soldada, conseqüentemente, a ruptura dos corpos-de-prova de tração na região do metal-base de menor resistência mecânica. A granulação mais fina da região soldada, em comparação com o metal-base, ajuda também a compreender a razão dos corpos-de-prova terem rompido no metal-base mesmo quando não há diferenças significativas nas microdurezas medidas. As Figuras 4.8 até 4.11 apresentam as diferentes microestruturas observadas na região soldada e metal-base. As linhas tracejadas nas Figuras 4.8 a 4.11 delimitam a região soldada da região de metal-base.

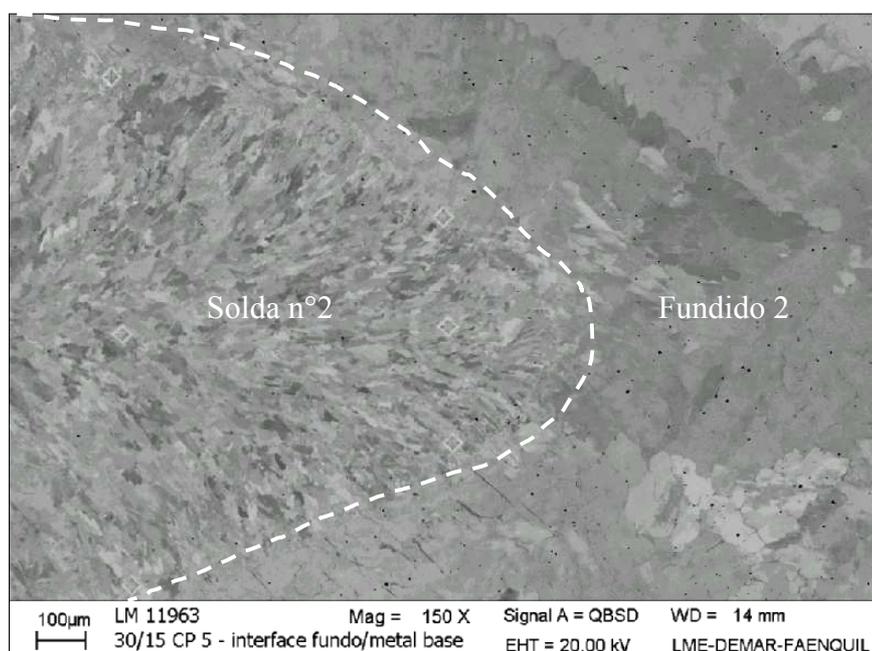


Figura 4.8 – Microestrutura da seção transversal da amostra 5 da solda nº 2 submetida a uma corrente de 30 mA e velocidade de 15 mm/s (MEV – Imagem de elétrons retroespalhados).

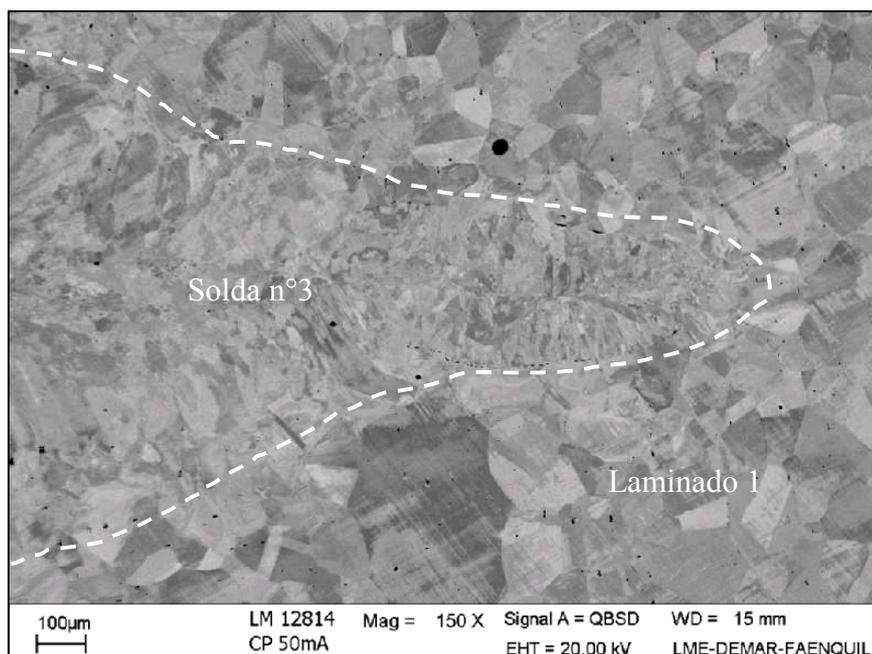


Figura 4.9 – Microestrutura da seção transversal da amostra 2 da solda n° 3 submetida a uma corrente de 50 mA e velocidade de 13 mm/s (MEV – Imagem de elétrons retroespalhados).

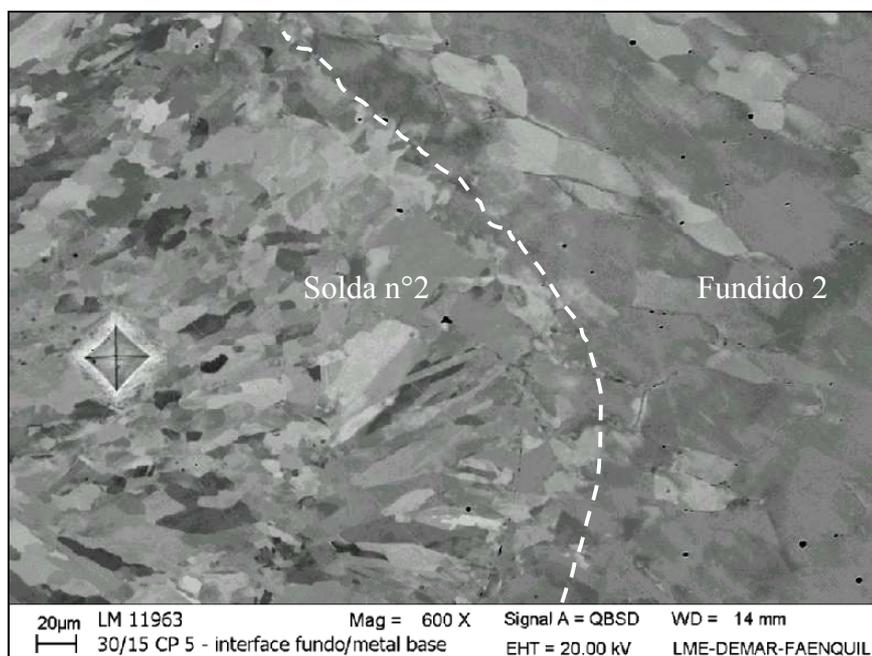


Figura 4.10 – Microestrutura da seção transversal da amostra 5 da solda n° 2 submetida a uma corrente de 30 mA e velocidade de 15 mm/s evidenciando a diferença do tamanho de grão da zona fundida e metal-base. (MEV – Imagem de elétrons retroespalhados).

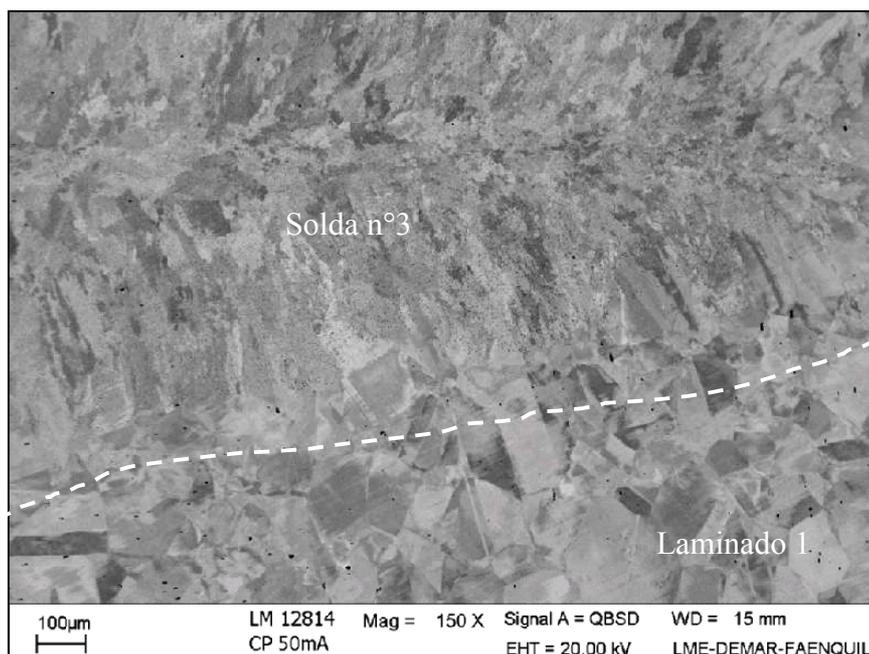


Figura 4.11 – Microestrutura da seção transversal de uma amostra da solda n° 3 submetida a uma corrente de 50 mA e velocidade de 13 mm/s (MEV – Imagem de elétrons retroespalhados).

4.3.1 – Determinação da ferrita delta e do modo de solidificação na soldagem por feixe de elétrons dos aços inoxidáveis austeníticos ACI CF3 e AISI 304L

As propriedades mecânicas, a soldabilidade e a resistência à corrosão de ligas Fe-Cr-Ni podem ser influenciadas positivamente ou negativamente pela relação entre a quantidade de ferrita delta e a quantidade de austenita na microestrutura. O teor de ferrita delta é fundamentalmente função da composição química da liga e sua história térmica. Devido à segregação e à composição química, o teor de ferrita delta pode diferir de ponto para ponto no metal. A estimativa do teor de ferrita delta na região soldada foi determinada a partir da composição química e por meio de exame metalográfico. As soldagens por feixe de elétrons são caracterizados por sua grande relação profundidade/largura. Tal condição impossibilitou a determinação do teor de ferrita delta no cordão por resposta magnética, bem como a partir da análise química da solda [Elmer, 1990]. Determinou-se o Cr_{eq} e o Ni_{eq} dos metais-base para conhecer Cr_{eq} e Ni_{eq} do cordão. Todas as soldagens realizadas foram autógenas. Para o caso das soldagens executadas em metal-base (solda n° 1, 2 e 3),

as relações Cr_{eq}/Ni_{eq} dos cordões foram as mesmas dos respectivos metais-base. A Figura 4.12 exemplifica a soldagem em metal-base único. Já para o caso das soldagens executadas na junção de metais-base dissimilares, a relação Cr_{eq}/Ni_{eq} do cordão foi obtida a partir da diluição de 50% de cada metal-base [DeLong, 1974]. A Figura 4.13 ilustra a soldagem de dois materiais diferentes. Na Figura 4.13, o material à esquerda do cordão é o fundido n° 3 e, à direita, é a chapa laminada n° 2. O teor de ferrita delta destes materiais foi medido 40 vezes com o ferritoscópio obtendo-se $5,1\pm 1,0\%$ para o fundido e $0,1\pm 0,1\%$ para o laminado. A matriz praticamente 100% austenítica do aço AISI 304L laminado (chapa n° 2) foi obtida após tratamento térmico de solubilização a 1100°C durante aproximadamente 1 hora. A Tabela 4.3 apresenta os valores de Cr_{eq} e Ni_{eq} para os metais-base a partir das equações de Schaeffler, DeLong e WRC-1992.

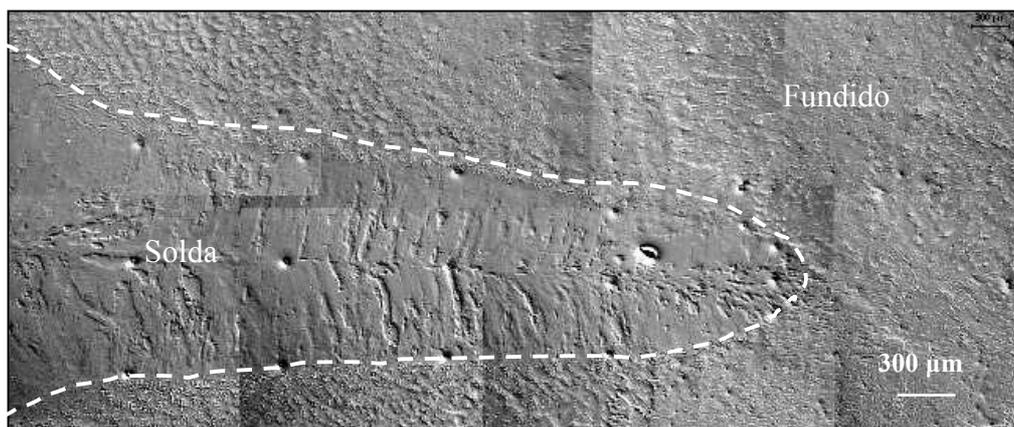


Figura 4.12 – Metalografia da seção transversal da amostra 8 do cordão de solda n° 2 submetido a uma corrente de soldagem de 60 mA e velocidade de 15 mm/s. Aumento 50X.

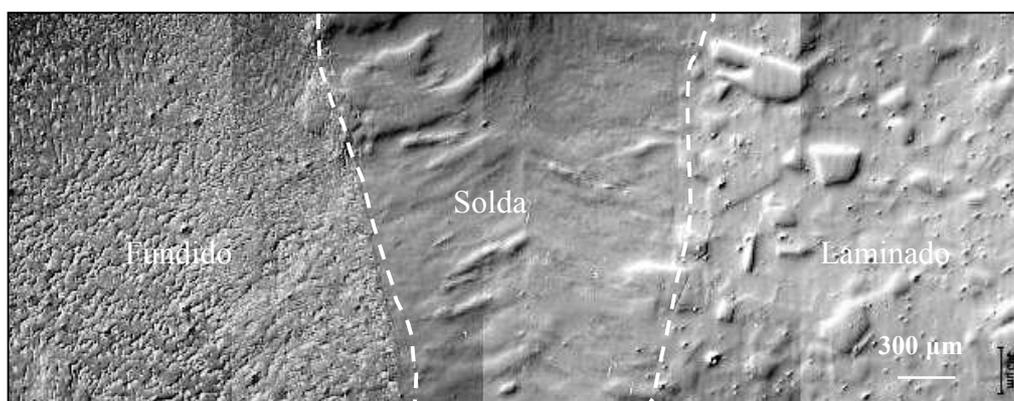


Figura 4.13 – Metalografia da seção transversal da amostra 1 do cordão de solda n° 4 submetido a uma corrente de soldagem de 58 mA e velocidade de 13 mm/s. Aumento 50X.

Pode-se observar da Tabela 4.3 que os valores de Ni_{eq} , segundo as equações de equivalência propostas por Schaeffler são os menores calculados. Isto se deve ao fato do teor de nitrogênio não ser levado em consideração na equação. As equações de Schaeffler são mais recomendadas para aços de alto teor de manganês. As equações de DeLong apresentam uma melhoria em relação às equações de Schaeffler quando são considerados os efeitos austenizantes do nitrogênio.

Tabela 4.3 – Valores de Cr_{eq} e Ni_{eq} determinados para os metais-base pelas equações de equivalência segundo Schaeffler, DeLong e Kotecki e Siewert (WRC-1992) [*Welding Handbook, 1998*].

		Equações de equivalência					
		Schaeffler		DeLong		WRC-1992	
		Metal-base	Cr_{eq}	Ni_{eq}	Cr_{eq}	Ni_{eq}	Cr_{eq}
Solda nº 1	Fundido 1	19,91	9,14	19,91	11,24	18,56	10,25
Solda nº 2	Fundido 2	21,50	10,24	21,50	12,34	19,2	11,54
Solda nº 3	Chapa 1	18,97	11,60	18,97	14,39	18,38	13,29
Solda nº 4	Chapa 2	19,37	11,66	19,37	12,95	18,77	12,38
	Fundido 3	21,57	9,83	21,57	11,93	19,29	10,96
Solda nº 5	Chapa 3	18,74	10,46	18,74	11,66	18,11	10,70
	Fundido 4	21,24	10,58	21,24	12,68	19,05	11,84
Solda nº 6	Chapa 4	18,76	10,51	18,757	12,31	18,11	11,16
	Fundido 5	21,26	9,56	21,26	11,66	19,18	10,80
Soldas nº 7 e nº 8	Chapa 5	19,07	9,43	19,07	11,11	18,41	10,02
	Chapa 6	18,86	9,87	18,86	11,37	18,15	10,21

Já as equações de Kotecki e Siewert (WRC-1992) apresentam um refinamento das equações de DeLong, quando são considerados os efeitos austenitizantes tanto do nitrogênio quanto do cobre, além da apresentação da estimativa do teor de ferrita delta em termos de número de ferrita (FN) e previsão dos modos de solidificação.

Por questões de padronização e também para evitar-se conflitos entre diferentes autores, optou-se por utilizar as equações WRC-1992 para estudo dos cordões de solda.

Na Tabela 4.4 estão apresentados os valores de Cr_{eq} e Ni_{eq} e os modos de solidificação dos cordões de solda. Vale lembrar que a relação Cr_{eq}/Ni_{eq} dos cordões de solda foi determinada a partir da composição química do metal-base.

Tabela 4.4 – Teores de ferrita delta e modos de solidificação calculados para os cordões de solda.

	WRC-1992		FN (calculado)	Modo de solidificação
	Cr_{eq}	Ni_{eq}	WRC-1992	WRC-1992
Solda n° 1	18,56	10,25	9,38	F
Solda n° 2	19,20	11,54	7,8	FA
Solda n° 3	18,38	13,29	1,4	AF
Solda n° 4	19,04	11,64	6,3	FA
Solda n° 5	18,55	11,24	5,9	FA
Solda n° 6	19,62	10,95	11,15	FA
Soldas n° 7 e 8	18,27	10,1	8,62	F

Os valores calculados e os modos de solidificação das microestruturas das soldas (Tabela 4.4) são utilizados na previsão do modo de solidificação e susceptibilidade às trincas em soldagens convencionais. É importante ressaltar que sob condições de soldagens de solidificação extremamente rápidas, como aquelas encontradas em soldagens por feixe de elétrons, o diagrama de Suutala e os teores de ferrita delta determinados pelos diagramas WRC-1992 não são válidos [*Welding Handbook, 1998*]. Portanto, a Tabela 4.5 apresenta a susceptibilidade às trincas aplicando as relações Cr_{eq}/Ni_{eq} (WRC-1992) em função dos teores totais de fósforo e enxofre ao diagrama modificado de Suutala.

A solda n° 3 apresentou-se susceptível às trincas porque o modo de solidificação previsto pelo diagrama WRC-1992 foi com formação de austenita primária (tipo “AF”). Os

modos de solidificação do tipo “A” e “AF” são os mais susceptíveis às trincas. As Figuras 4.14 e 4.15 confirmam a susceptibilidade às trincas previstas pelas equações de equivalência. Deve-se observar para a solda nº 3, que a ferrita delta formada é do tipo eutética ou secundária, típica do modo AF de solidificação.

Tabela 4.5 – Teores de ferrita delta e modos de solidificação determinados para os cordões de solda, segundo Kotecki e Siewert (WRC-1992) [*Welding Handbook, 1998*].

	P + S	WRC-1992	Susceptibilidade às trincas
		Cr _{eq} / Ni _{eq}	WRC-1992
Solda nº 1	0,020	1,8	Não susceptível
Solda nº 2	0,025	1,7	Não susceptível
Solda nº 3	0,024	1,4	Susceptível
Solda nº 4	0,024	1,6	Não susceptível
Solda nº 5	0,043	1,7	Não susceptível
Solda nº 6	0,043	1,8	Não susceptível
Soldas nº 7 e 8	0,041	1,8	Não susceptível

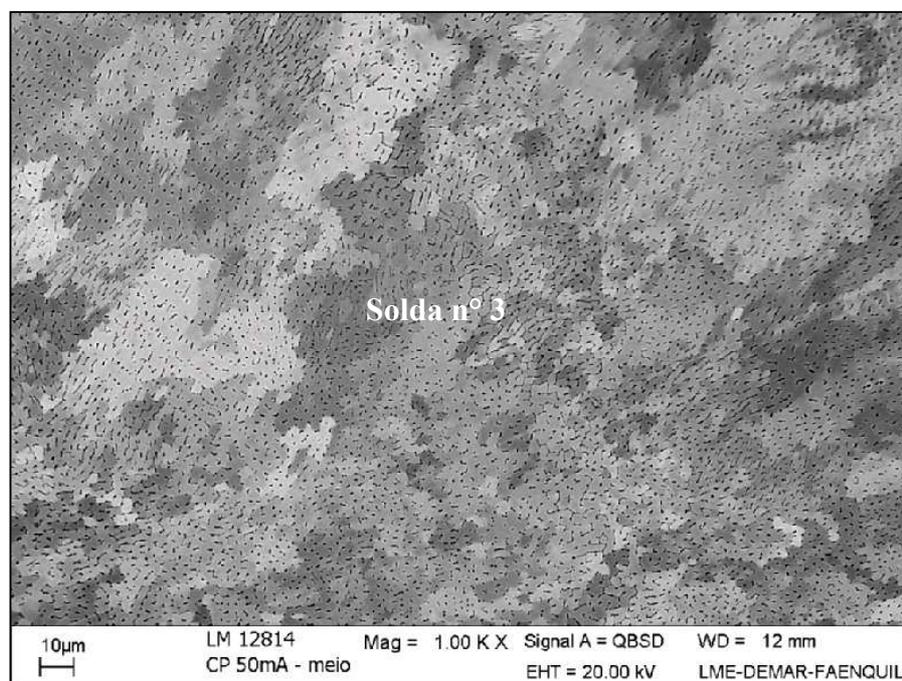


Figura 4.14 – Microestrutura da seção transversal da amostra 2 da solda nº 3 (corrente de 50 mA e velocidade de 13 mm/s) evidenciando a presença de ferrita eutética (tipo “AF”) – pontos negros (MEV – Imagem de elétrons retroespalhados).

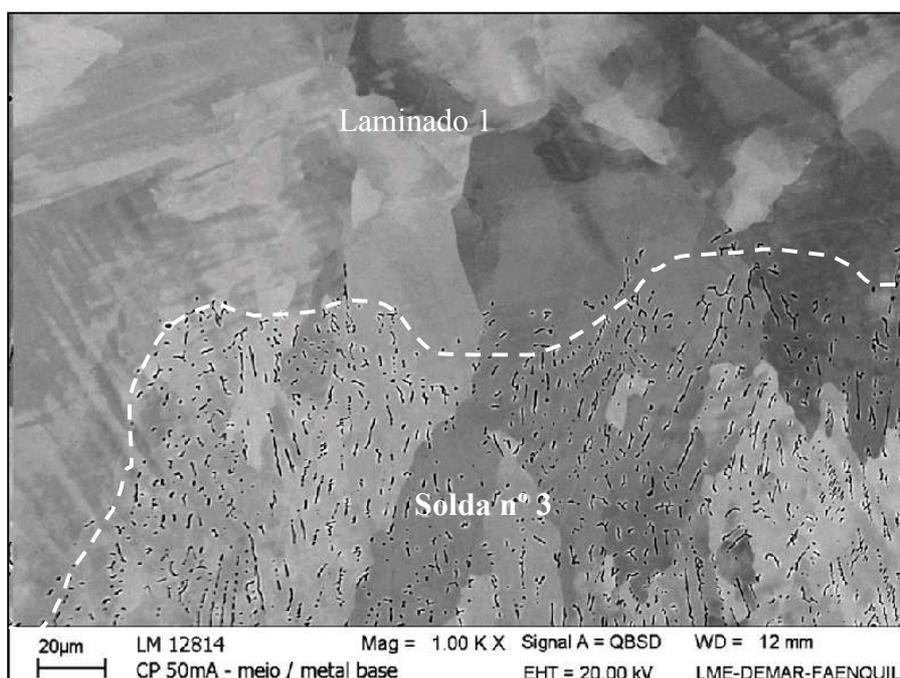


Figura 4.15 – Microestrutura da seção transversal de uma amostra de solda n° 3 (corrente de 50 mA e velocidade de 13 mm/s) evidenciando a presença de ferrita eutética (tipo “AF”) - linhas curtas (MEV – Imagem de elétrons retroespalhados).

Apesar da susceptibilidade às trincas, não foram observados quaisquer indícios de trincas nas amostras avaliadas da solda n° 3. A Figura 4.16 apresenta a microestrutura da seção transversal de uma amostra de solda n° 2. Nela pode-se observar o modo de solidificação (tipo “FA”) previsto para este tipo de solda de acordo com as Tabelas 4.4 e 4.5. Observa-se uma combinação de morfologias de ferrita delta do tipo vermicular ou esqueletal e em forma de ripa (*lathy*).

A ferrita de morfologia vermicular é muito observada em soldas de aço inoxidável austenítico. É o resultado de uma difusão controlada observada durante a transformação no estado sólido da ferrita em austenita (tipo “FA”). Ferritas deste tipo residem ao longo das dendritas da estrutura de solidificação da ferrita primária [Suutala, 1982]. A ferrita em forma de ripa também resulta da solidificação primária de ferrita. Esta morfologia de ferrita em forma de agulhas ou ripas é muito comum em soldas de alto teor de ferrita. Uma mistura de ferrita vermicular e em forma de ripa é frequentemente observada [Welding Handbook, 1998].

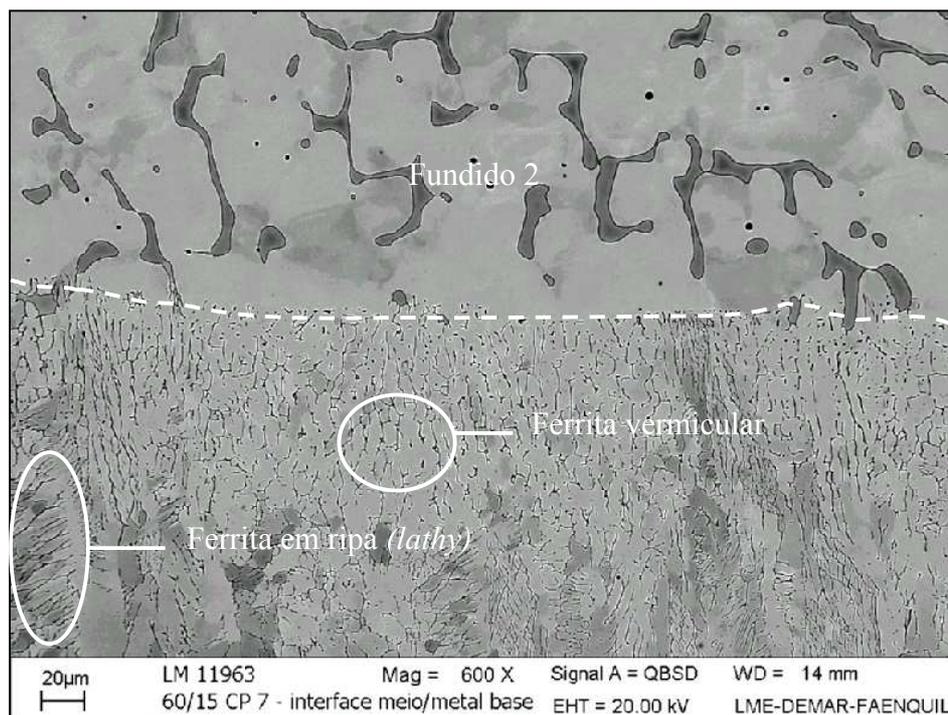


Figura 4.16 – Microestrutura da seção transversal da amostra 8 da solda n° 2 (corrente de 60 mA e velocidade de 15 mm/s) evidenciando a presença de ferrita vermicular e em forma de ripa (tipo “FA”) (MEV – Imagem de elétrons retroespalhados).

Como citado anteriormente, o teor de ferrita delta determinado através da composição química dos materiais e diagramas de relação de equivalência não consideram a alta velocidade de resfriamento das soldas por feixe de elétrons.

Altas taxas de resfriamento influenciam diretamente o modo de solidificação bem como a quantidade de ferrita delta retida ao final da solidificação.

A Tabela 4.6 apresenta a relação Cr_{eq}/Ni_{eq} segundo Kotecki e Siewert (WRC-1992) [*Welding Handbook, 1998*] e o teor de ferrita delta (% em volume) medido pelo método metalográfico de contagem manual de pontos estabelecido na norma ASTM E-562 [*ASTM E – 562, 1995*] para amostras de soldas representativas dos parâmetros de soldagem praticados na fabricação de bocais superiores e inferiores da usina Angra 1 na INB.

A pequena dispersão obtida com a contagem manual de pontos pode ser atribuída, em grande parte, ao elevado número de campos analisados. Pode-se observar da Tabela 4.6 que, para pequenas relações Cr_{eq}/Ni_{eq} , correspondem pequenas quantidades de ferrita delta.

Tabela 4.6 – Teores de ferrita delta determinados por contagem manual de pontos [ASTM E – 562, 1995].

	Parâmetros de soldagem	Metal-base	WRC-1992 Cr_{eq}/Ni_{eq}	WRC-1992 FN	Ferrita delta % em volume
Solda nº 1 (amostra 3)	I = 60 mA V = 13 mm/s	Fundido 1	1,8	9,38	6,4 ± 2,2
Solda nº 2 (amostra 5)	I = 30 mA V = 15 mm/s	Fundido 2	1,7	7,80	7,2 ± 2,2
Solda nº 2 (amostra 8)	I = 60 mA V = 15 mm/s	Fundido 2	1,7	7,80	10,4 ± 2,4
Solda nº 3 (amostra 2)	I = 50 mA V = 13 mm/s	Laminado 1	1,4	1,4	3,7 ± 2,1
Solda nº 4 (amostra 1)	I = 58 mA V = 13 mm/s	Fund. 3 + lam. 2	1,6	6,30	11,0 ± 2,7
Solda nº 5 (amostra 1)	I = 52 mA V = 13 mm/s	Fund. 4 + lam. 3	1,7	5,90	9,8 ± 2,3
Solda nº 6 (amostra 1)	I = 48 mA V = 13 mm/s	Fund. 5 + lam. 4	1,8	11,15	6,4 ± 2,3
Solda nº 7 (amostra 1)	I = 54 mA V = 13 mm/s	Lam. 6 + lam. 5	1,8	8,62	9,1 ± 2,4
Solda nº 8 (amostra 1)	I = 58 mA V = 13 mm/s	Lam. 6 + lam. 5	1,8	8,62	7,9 ± 2,3

O modo de solidificação é considerado o fator de maior importância quando se trata de trincas à quente, mas é usual determinar-se o residual de ferrita delta em temperatura ambiente, que deve estar entre 3% e 10% [El Nayal, 1986]. Considerando-se os desvios encontrados, pode-se admitir que os teores finais de ferrita delta das amostras analisadas encontram-se dentro dos valores recomendados.

4.3.2 – Alterações microestruturais devido à solidificação rápida nos aços inoxidáveis austeníticos ACI CF3 e AISI 304L

É conhecida a influência da taxa de resfriamento das soldagens na quantidade final de ferrita delta retida, possibilitando a formação da fase austenita [El Nayal, 1986]. Amostras da solda nº 1 foram analisadas quanto ao teor de ferrita delta presente e posteriormente comparadas com seus respectivos aportes de calor, como apresentado na Tabela 4.7.

Tabela 4.7 – Comparação entre os teores de ferrita delta determinados por contagem de pontos e os aportes de calor para amostras da solda nº 1 realizadas em diferentes correntes de soldagem, tensão de 60 kV e velocidade de soldagem de 13 mm/s.

Solda nº 1	Ferrita delta % em volume	Aporte de calor (J/mm)
Amostra nº 1 (40 mA)	4,1 ± 1,9	185
Amostra nº 3 (60 mA)	6,4 ± 2,2	277
Amostra nº 5 (80 mA)	7,9 ± 2,1	369
Amostra nº 8 (120 mA)	9,2 ± 2,1	554

Observa-se que, para menores valores do aporte de calor, especificamente para soldagens realizadas em menores correntes, o teor de ferrita delta retida diminui. Este fato pode ser explicado pelas maiores taxas de resfriamento existentes em soldagens de menor aporte de calor, onde há possibilidade de se alterar o modo de solidificação de ferrita primária para austenita primária. No entanto, as avaliações metalográficas realizadas não confirmaram tal mudança no modo de solidificação, sugerindo a formação de ferrita delta primária; porém, em todas as microestruturas avaliadas (Figuras 4.17 a 4.20) por microscopia óptica e MEV, foi observado que na região da raiz das soldas a microestrutura aponta ser totalmente austenítica, enquanto que nas regiões superiores à raiz (meio e topo), as microestruturas são mistas (ferrita delta e austenita). Isto pode ser atribuído ao fato de que um super resfriamento na raiz da solda pode forçar a formação de austenita ao invés de ferrita delta [Vitek, 1982].

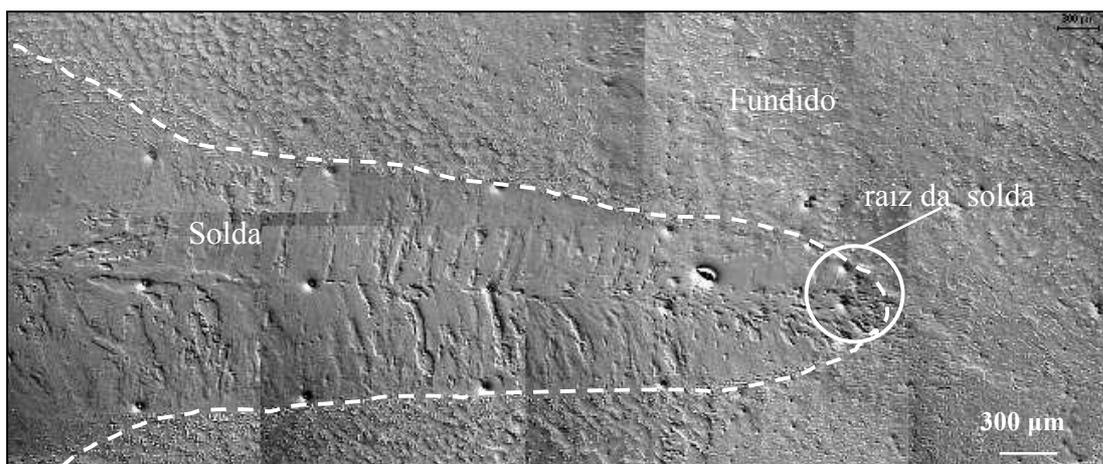


Figura 4.17 – Microestrutura da seção transversal da amostra 8 do cordão de solda n° 2 submetido a uma corrente de soldagem de 60 mA e velocidade de 15 mm/s, onde está indicada a região de raiz da solda e as impressões de microdureza. Aumento 50X.

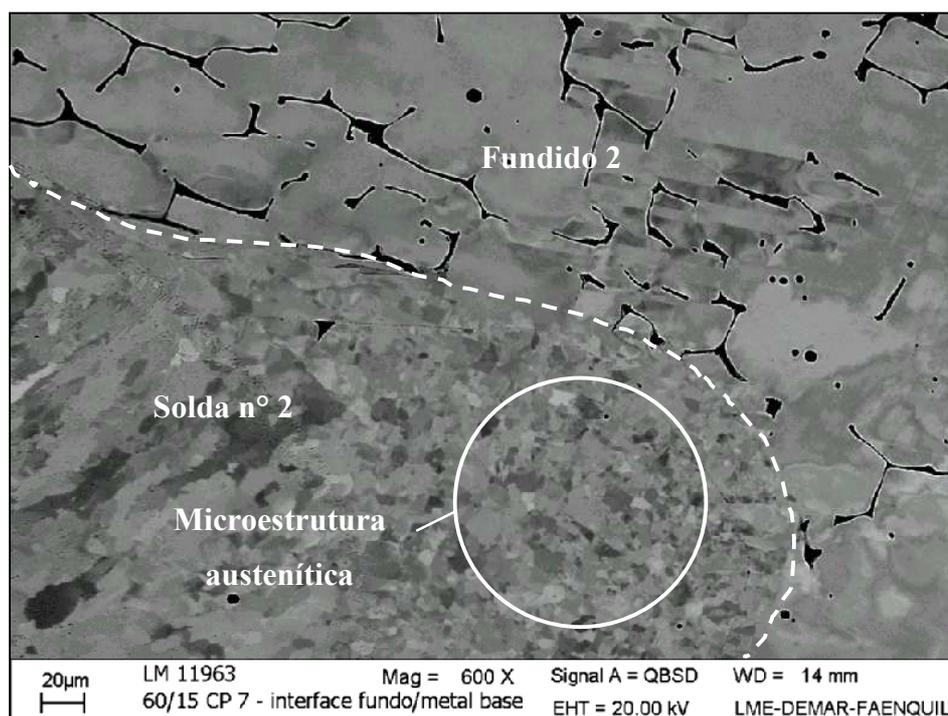


Figura 4.18 – Microestrutura da região de raiz da amostra 8 do cordão de solda n° 2 (corrente de 60 mA e velocidade de 15 mm/s) evidenciando microestrutura austenítica (MEV – Imagem de elétrons retroespalhados).

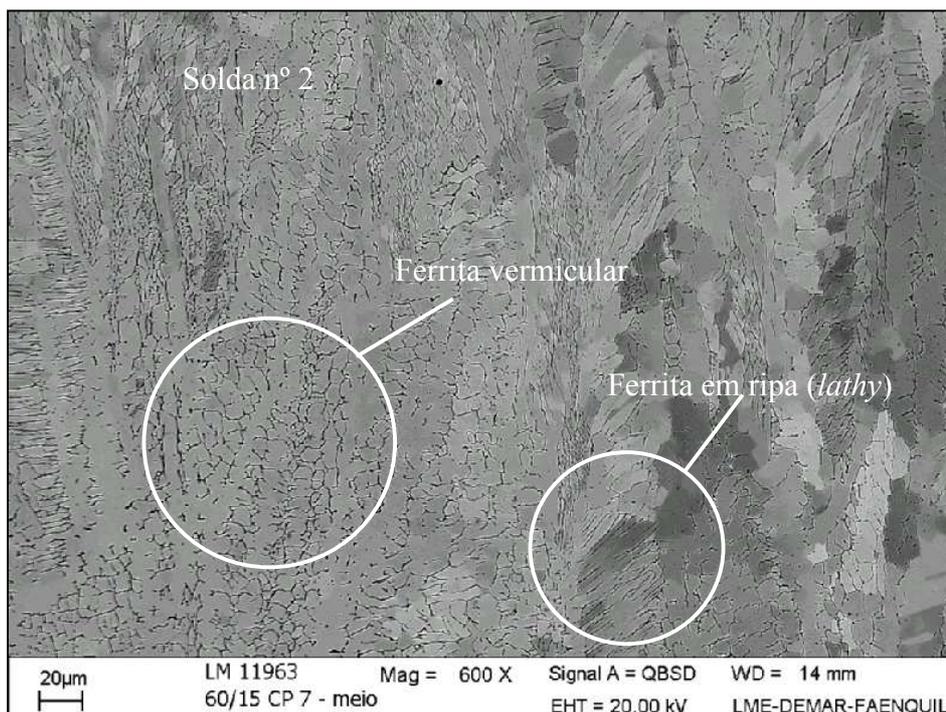


Figura 4.19 – Microestrutura da região de meio da amostra 8 da solda n° 2 (corrente de 60 mA e velocidade de 15 mm/s) evidenciando microestrutura mista (MEV – Imagem de elétrons retroespalhados).

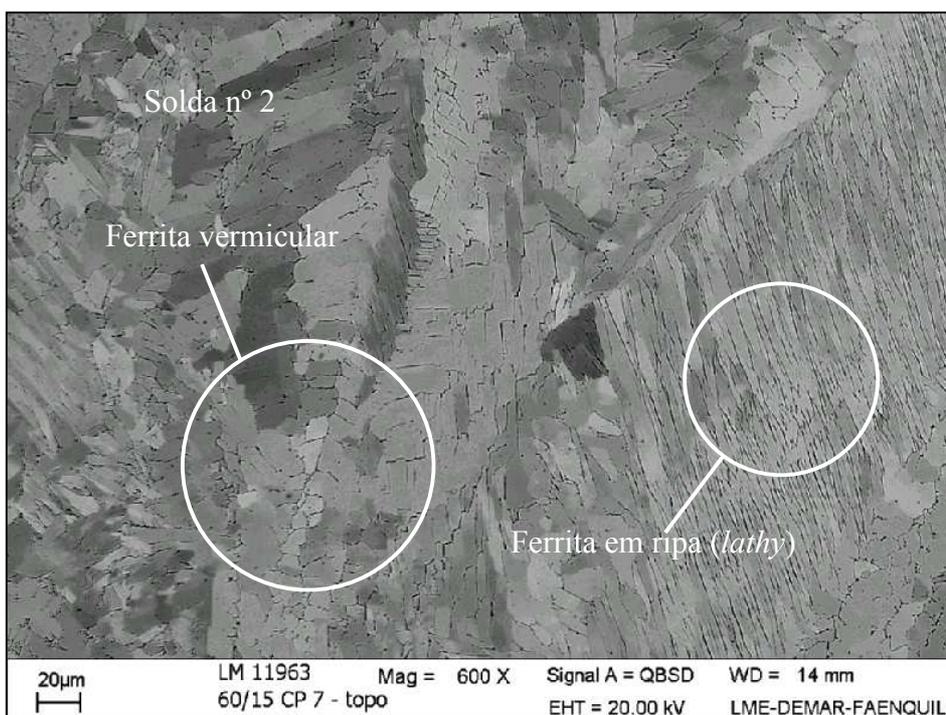


Figura 4.20 – Microestrutura da região de topo da seção transversal da amostra 8 da solda n° 2 (corrente de 60 mA e velocidade de 15 mm/s) evidenciando microestrutura mista (MEV – Imagem de elétrons retroespalhados).

As microestruturas resultantes das mudanças de fase durante o resfriamento das soldas está relacionado ao diagrama de fases e à relação Cr_{eq}/Ni_{eq} , mas também é afetado pelas taxas de resfriamento. Frederiksson [**Brooks, 1983**] controlou a solidificação de alguns aços AISI 304L e observou que, para altas taxas de resfriamento, a ferrita delta apresentava-se em forma de ripa. Para menores taxas de resfriamento, a ferrita delta apresentava-se em forma vermicular ou esqueletal. Cerca de 75% a 80% de aços AISI 304L resfriados rapidamente podem solidificar-se com a formação de ferrita delta primária antes da austenita [**Brooks, 1983**]. Todas as soldagens, onde se esperava solidificação segundo os modos “F” e “FA” foram avaliadas metalograficamente e apresentaram uma microestrutura mista de ferrita delta de morfologia vermicular ou esqueletal e em forma de ripa (Figura 4.21). A morfologia esqueletal resulta de reação de difusão controlada com partilha de Ni para a austenita e Cr para a ferrita, de modo que o núcleo da dendrita de ferrita fique rico em Cr e pobre em Ni [**Brooks, 1983**]. Pode-se entender melhor a migração do Ni e Cr anteriormente explicado observando a Figura 4.22.

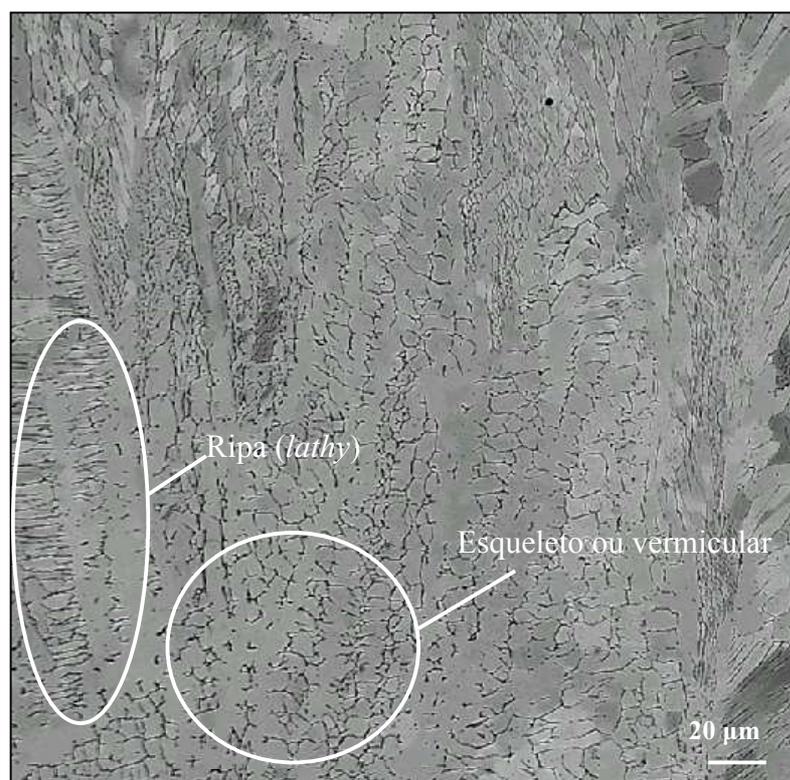
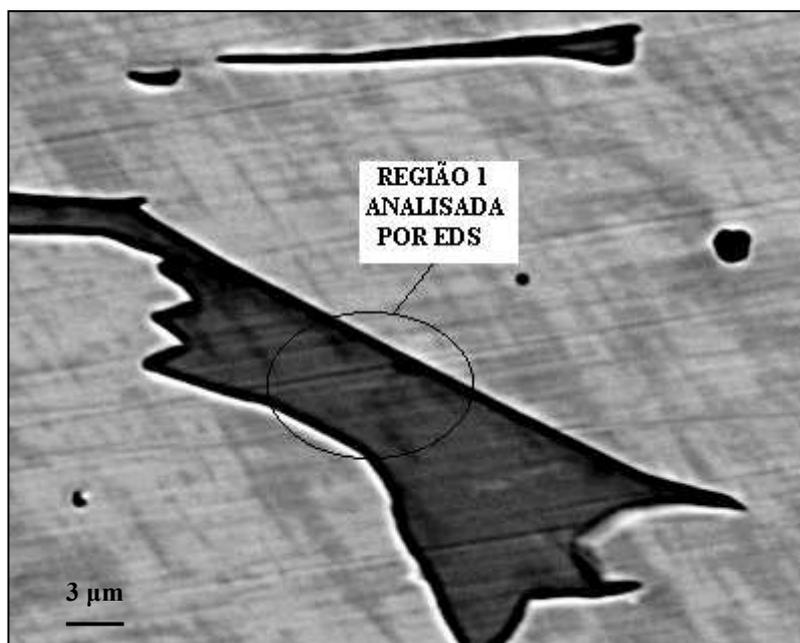
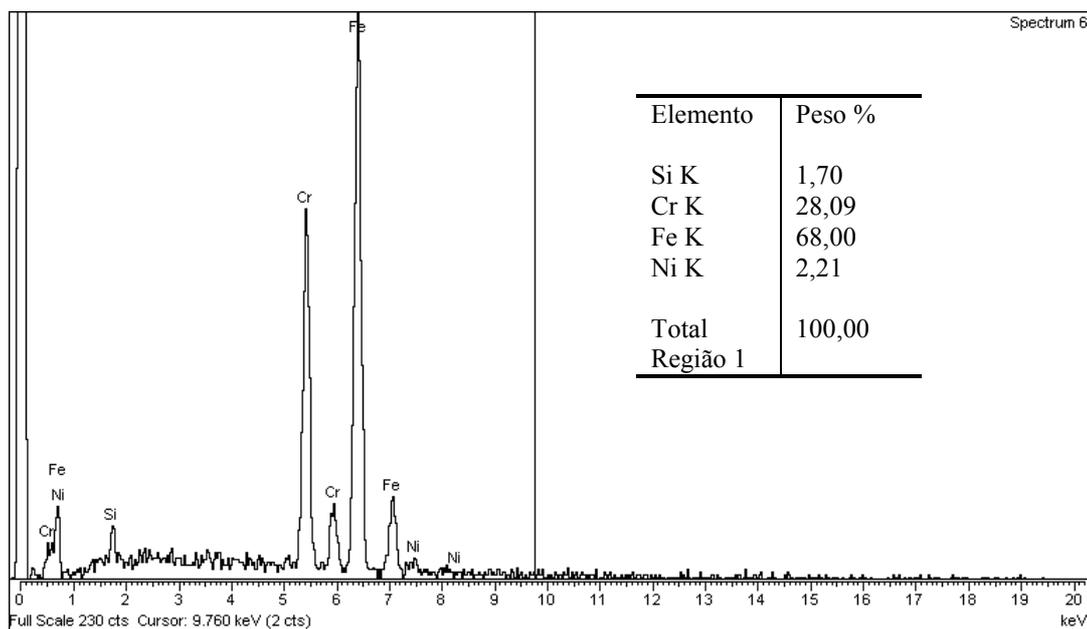


Figura 4.21 – Microestrutura mista da amostra 8 da solda nº 2 (corrente de soldagem 60 mA e velocidade de 15 mm/s) evidenciando a presença de ferrita vermicular (esqueleto) e em forma de ripa (“*lathy*”) (MEV – Imagem de elétrons retroespalhados- 600 X).



a)



b)

Figura 4.22 – Resultados da caracterização do fundido 3: a) Detalhe da região analisada por EDS (MEV – imagem de elétrons retroespalhados); b) Teores de Ni, Cr, Si e Fe detectados na região 1 (ferrita delta) do fundido 3 por EDS.

A fase ferrita delta (região 1) da microestrutura da peça fundida n° 3 foi analisada por EDS para levantamento dos teores de Cr, Ni, Si e Fe. O resultado encontrado apresenta um enriquecimento de Cr (28,09%) e um empobrecimento de Ni (2,21%) no interior da dendrita de ferrita. Deve-se salientar que o Si, outro elemento ferritizante encontra-se enriquecido no interior da dendrita. As microestruturas mistas encontradas nas amostras analisadas confirmam os estudos de Brooks et al [Brooks, 2001], em que é esclarecido o desenvolvimento de morfologias mistas do tipo esquelético e em ripa para solidificações do tipo “F” e “FA”. Outro fator que pode contribuir para reduzir a possibilidade de trincas é a rápida solidificação observada neste tipo de solda, que diminui sensivelmente a segregação de impurezas [Iamboliev, 2003]. Particularidades da microestrutura derivada de uma soldagem de alta intensidade de energia com altas taxas de resfriamento é sua textura bastante fina e dendritas com crescimento perpendicular ao plano de resfriamento [DeLong, 1974] (Figura 4.23).

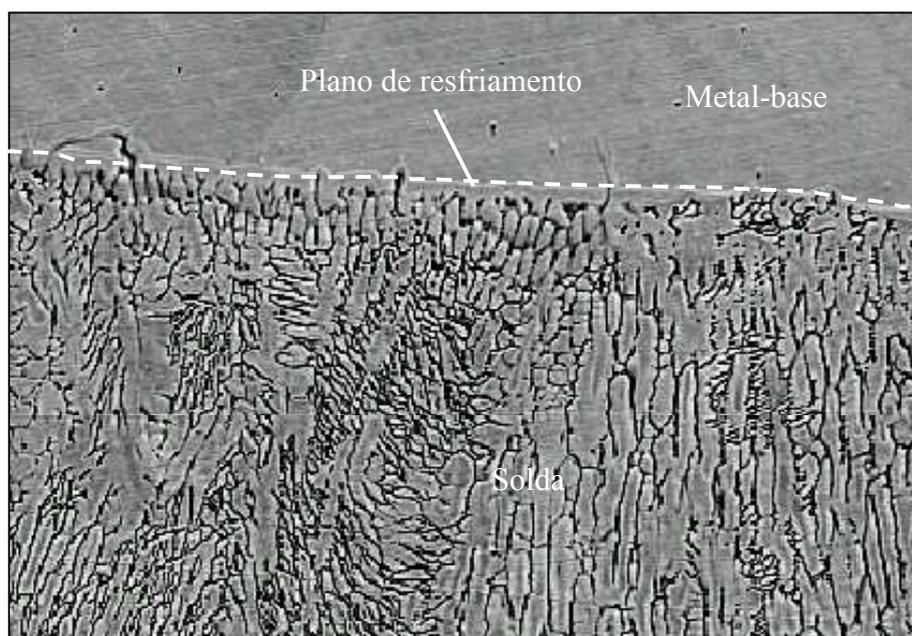


Figura 4.23 – Microestrutura mista da seção transversal da amostra 1 da solda n° 4 (corrente de 58 mA e velocidade de 13 mm/s) evidenciando a presença de ferrita vermicular e em forma de ripa (“lathy”) de textura fina e com solidificação (tipo FA) iniciada perpendicularmente ao plano de resfriamento (interface solda/metal-base) (MEV – Imagem de elétrons retroespalhados - 550 X).

4.4 – Ensaio de corrosão

As soldas nº 5 e 7 foram avaliadas macrograficamente na superfície dobrada, após submetidas a ensaio de corrosão conforme norma ASTM A 262 – Prática E [ASTM A 262, 2001] e instrução de inspeção IILM-17 [IILM-17, 2000] do Laboratório de Materiais da INB (Figuras 4.24 a 4.27). Pode-se observar que não ocorreu corrosão nas condições de soldagem experimentadas para as soldas nº 5 e 7. Tais parâmetros de soldagem são os atualmente utilizados para as soldagens de fabricação dos bocais inferiores e superiores para as usinas nucleares de Angra 1. Os aços inoxidáveis austeníticos contendo teores de carbono acima de 0,03% são susceptíveis à corrosão intergranular quando estão sensitizados, ou seja, quando ocorre a precipitação de carbonetos ricos em cromo nos contornos de grão [Bruemmer, 1986]. Este fenômeno ocorre quando os aços inoxidáveis são aquecidos e mantidos na faixa de temperatura entre 425 °C a 815 °C por 24 horas. Uma vez que a taxa de resfriamento de uma solda de alta intensidade é uma das mais altas, a faixa crítica de sensitização é atravessada rapidamente para que não ocorra a precipitação de carbonetos de modo que é possível obter-se uma zona solidificada livre de carbonetos em contorno de grãos. O teor de de carbono inferior a 0,03% previne a ocorrência de corrosão intergranular nos aços ACI CF3 e AISI 304L [ASM, 1996].

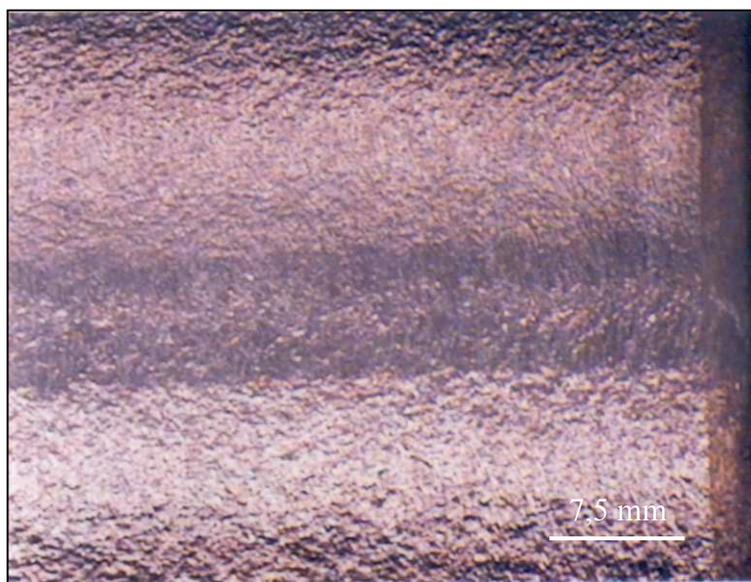


Figura 4.24 – Macrografia da superfície dobrada da amostra 1 da solda nº 7 (corrente de 54 mA e velocidade de 13 mm/s) submetido a ensaio de corrosão intergranular conforme norma ASTM A 262 – Prática E [ASTM A 262, 2001].

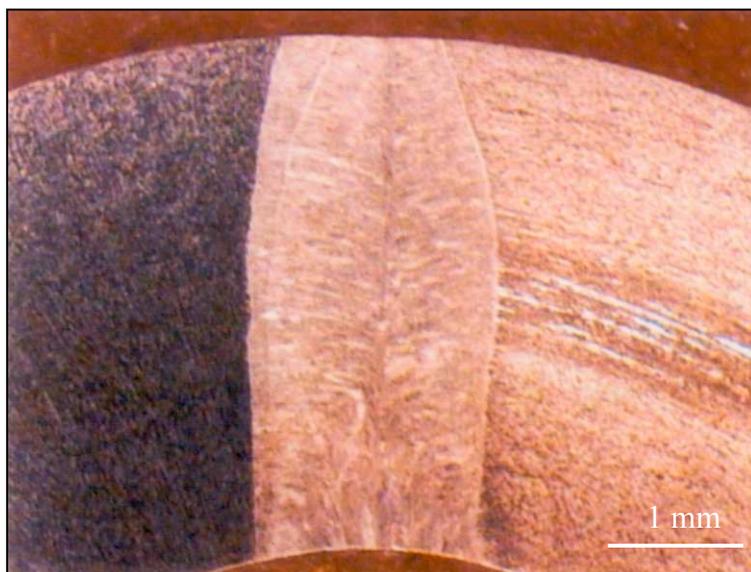


Figura 4.25 – Macrografia da seção transversal da amostra 1 do cordão de solda nº 7 (corrente de 54 mA e velocidade de 13 mm/s) submetido a ensaio de corrosão intergranular conforme norma ASTM A 262 – Prática E [ASTM A 262, 2001].

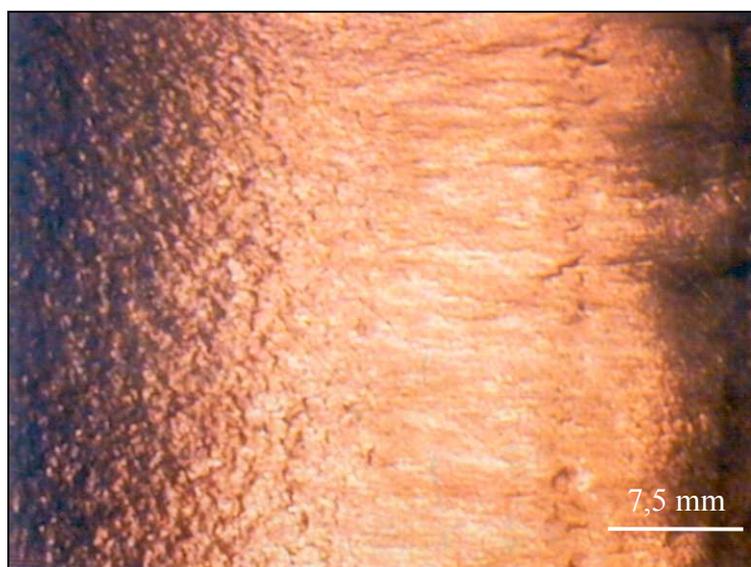


Figura 4.26 – Macrografia da superfície resultante do ensaio de dobramento na amostra 1 do cordão de solda nº 5 (corrente de 52 mA e velocidade de 13 mm/s) submetido a ensaio de corrosão intergranular conforme norma ASTM A 262 – Prática E [ASTM A 262, 2001].

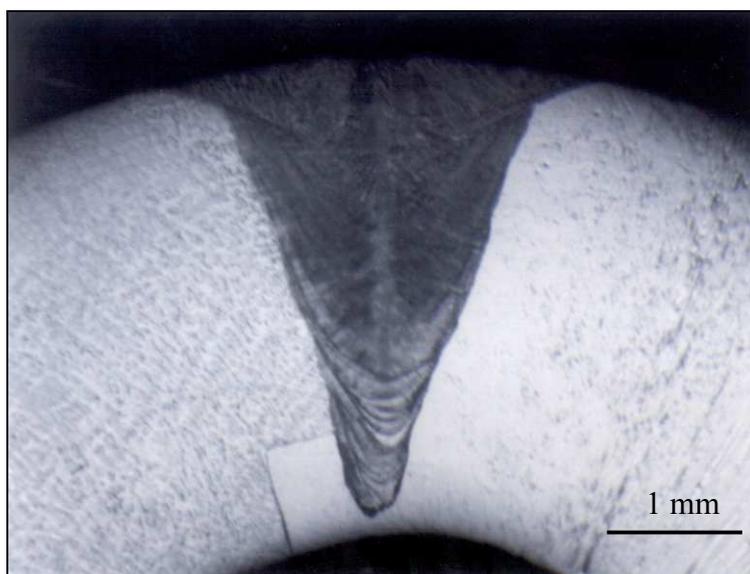


Figura 4.27 – Macrografia da seção transversal da amostra 1 do cordão de solda n° 5 (corrente de 52 mA e velocidade de 13 mm/s) submetido a ensaio de corrosão intergranular conforme norma ASTM A 262 – Prática E [*ASTM A 262, 2001*].

4.5 – Volatilização de material na soldagem por feixe de elétrons

Um fluxo contínuo de metal volatilizado e parcialmente ionizado flui da poça de fusão para o ambiente. A quantidade de material fundido perdida em função do processo de soldagem é em torno de 0,1% (insignificante) e depende basicamente dos parâmetros de soldagem e do material a ser soldado [*Schiller, 1982*]. Algumas amostras (oito) da solda n° 2 foram analisadas por EDS a fim de se detectar alguma volatilização de Cr e Ni durante a soldagem. Na amostra 8 da solda n° 2 foram analisadas por EDS duas regiões (região 2 e 3) como mostrado na Figura 4.28. Os resultados indicados na Figura 4.29 atestam que não ocorre volatilização importante dos elementos Cr e Ni durante a soldagem. Os teores de Cr, Ni, Si e Fe, tanto na região da solda (2) quanto na região de metal-base fundido (3) não sofreram variação apreciável, como se pode observar a partir das Figuras 4.29 e 4.30.

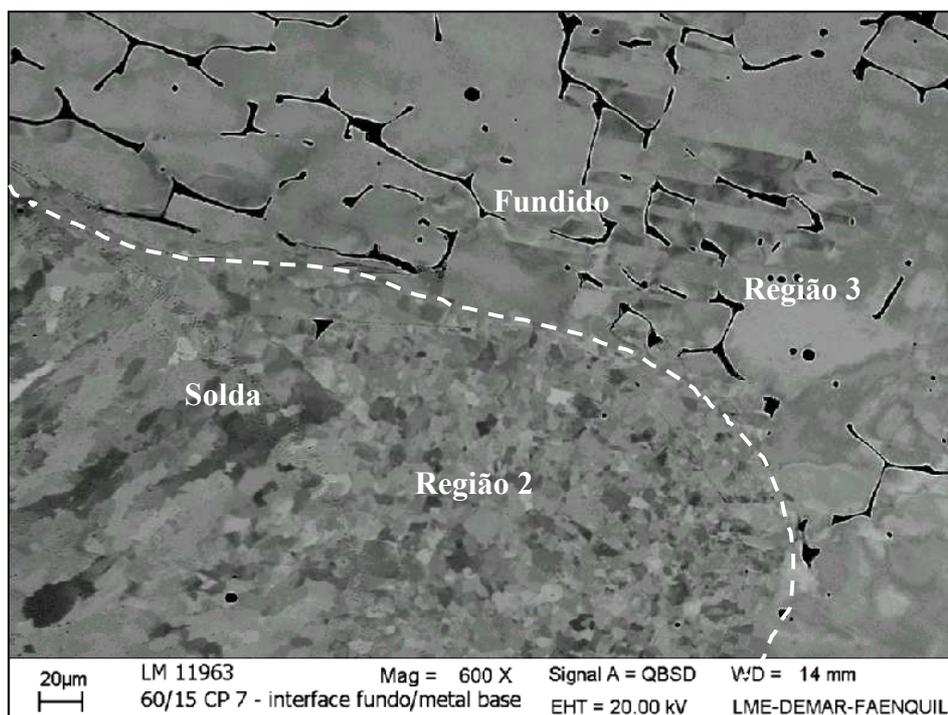


Figura 4.28 – Microestrutura da amostra 8 da solda n° 2 (corrente de soldagem 60 mA e velocidade de 15 mm/s) analisada por EDS na solda (região 2) e no metal-base (região 3 – fundido n° 2) (MEV – Imagem de elétrons retroespalhados).

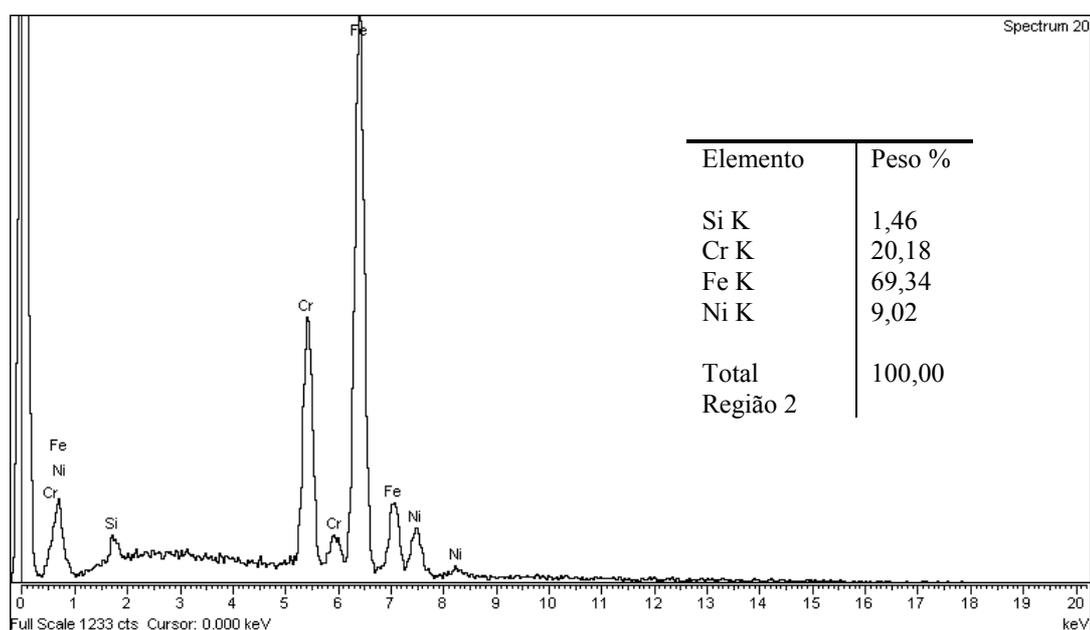


Figura 4.29 – Teores de Ni, Cr, Si e Fe detectados na região 2 da amostra 8 da solda n° 2 (corrente de soldagem 60 mA e velocidade de 15 mm/s) por EDS.

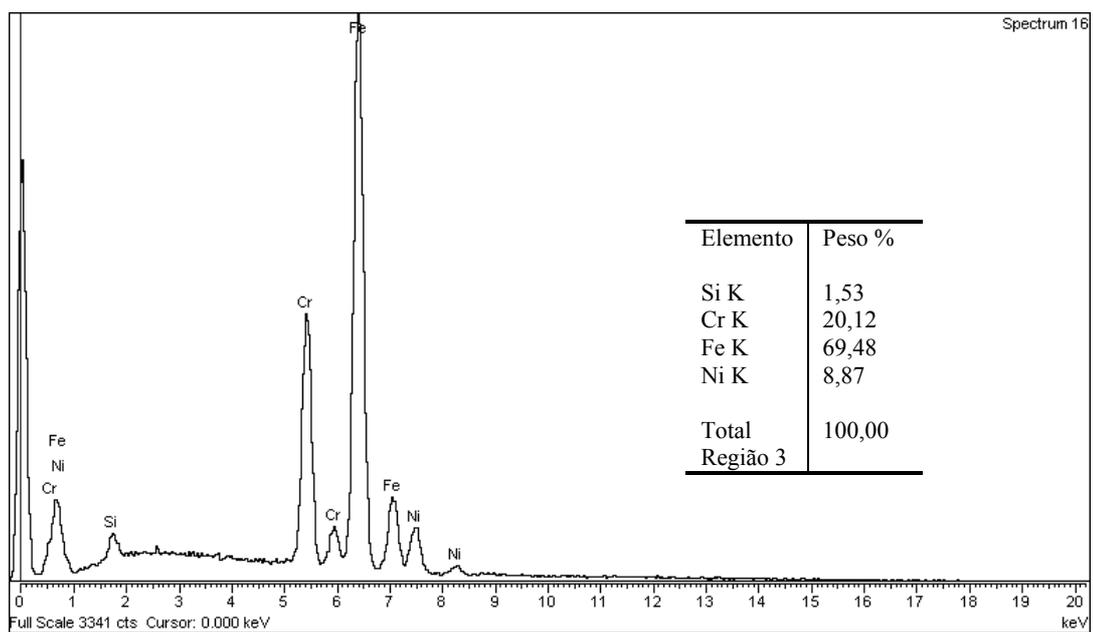


Figura 4.30 – Teores de Ni, Cr, Si e Fe detectados na região 3 da amostra 8 da solda n° 2 (corrente de soldagem 60 mA e velocidade de 15 mm/s) por EDS.

CONCLUSÕES

CAPÍTULO 5

As principais conclusões deste estudo são as seguintes:

- Todas as amostras de solda executadas com base nos parâmetros de soldagem por feixe de elétrons estabelecidos neste estudo, ou seja, com correntes de soldagem variando entre 40 mA e 120 mA, velocidades de soldagem entre 2 mm/s e 20 mm/s, tensão de aceleração constante de 60 kV e preparados metalograficamente para avaliação, atendem às características de qualidade interna e externa das juntas soldadas exigidas na especificação de produto [*ESP/PT-53.a, 2004*] da INB.
- A análise das curvas de penetração das soldas em função das correntes de soldagem para uma tensão de aceleração constante apresentam penetrações crescentes para correntes mais elevadas, enquanto que a análise das curvas de penetração em função das velocidades de soldagem e tensão constante apresentam um comportamento inverso, ou seja, penetrações decrescentes para velocidades maiores.
- A penetração das soldas em função do aporte de calor comporta-se semelhantemente às curvas de penetração em função da corrente. As penetrações aumentam para aportes de calor maiores.
- As amostras das soldas submetidas ao ensaio de tração apresentam-se resistentes e indicaram valores de resistência à tração superior a do metal-base conforme dita a especificação de produto da INB [*ESP/PT-53.a, 2004*]. O menor tamanho de grão encontrado na região soldada, em comparação com o metal-base, pode explicar os valores mais elevados de resistência mecânica.
- Como esperado, as amostras que sofreram ensaios de corrosão apresentaram-se resistentes, uma vez que os teores de carbono das juntas são abaixo de 0,03% e o tempo de permanência na faixa crítica de sensitização é pequeno o suficiente para que seja atravessado sem a precipitação de carbonetos.

- Avaliando-se as microdurezas medidas, percebe-se que não houve variação apreciável de dureza nestes aços extra-baixo carbono. As altas taxas de resfriamento experimentadas em soldagens por feixe de elétrons no endurecimento da zona fundida somente se tornam significativas em aços com teores de carbono em torno de 0,2%.
- O diagrama de equivalência WRC-1992 [*Welding Handbook, 1998*] estima o modo de solidificação com formação de ferrita delta primária para todas as soldas realizadas, exceto para a solda n° 4, em que é prevista solidificação com formação de austenita primária. Soldas com relação Cr_{eq}/Ni_{eq} menores que 1,5 obedecem à seqüência de solidificação ditada pelos modos de solidificação dos tipos “A” e “AF”.
- A ferrita delta remanescente nas microestruturas das soldas com Cr_{eq}/Ni_{eq} superior a 1,6 é do tipo “B”, ou seja, composta por ferrita delta vermicular ou esquelética e em forma de ripa (“*lathy*”). No entanto, a ferrita delta presente na microestrutura da solda com formação de austenita primária é do tipo eutética ou secundária. Tais morfologias de ferrita delta estão de acordo com os modos de solidificação estimados pelo diagrama WRC-1992.
- De acordo com o diagrama modificado de Suutala, a amostra de solda com a relação $Cr_{eq}/Ni_{eq} = 1,4$ e teores de P+S = 0,024 é susceptível à trinca de solidificação. Estruturas de solidificação dos tipos “A” e “AF” são mais propensas às trincas de solidificação. No entanto, não foi verificado qualquer indício de trinca nas amostras analisadas.
- As quantidades de ferrita delta determinadas pelo método de metalografia quantitativa [*ASTM E – 562, 1995*] e pelas equações de equivalência do WRC-1992 [*Welding Handbook, 1998*] mostram que, à medida que se têm maiores valores da relação Cr_{eq}/Ni_{eq} , maiores são as quantidades de ferrita.
- Amostras de soldas de mesmo material submetidas a diferentes correntes de soldagem, mas mesma velocidade e tensão, exibiram teores de ferrita delta reduzidos para pequenos aportes de calor. A taxa de resfriamento das soldas pode influenciar na quantidade de ferrita delta retida, possibilitando a formação direta da fase austenita

primária. Por meio da avaliação das microestruturas na região da solda, verificou-se que a taxa de resfriamento das soldas não foi suficiente para alterar o modo de solidificação conforme previsto pelos diagramas.

- Todas as regiões de raízes das soldas próximas ao metal-base, regiões de alta taxa de resfriamento, revelam microestruturas austeníticas. As microestruturas resultantes das mudanças de fase durante o resfriamento das soldas estão relacionadas ao diagrama de fases e à relação Cr_{eq}/Ni_{eq} , mas também são afetadas pelas taxas de resfriamento. Também não foram observados quaisquer indícios de trincas nas amostras analisadas.
- A fase ferrita delta do metal-base fundido foi analisada por EDS e revelou uma grande quantidade de Cr e baixos teores de Ni. A morfologia vermicular ou esquelética resulta da difusão controlada com partição de Ni para a austenita e Cr para a ferrita.
- Amostras das regiões das soldas analisadas por EDS junto ao microscópio eletrônico de varredura não evidenciaram a volatilização preferencial de Cr e Ni. Os teores de Cr, Ni, Si e Fe, tanto na região da solda, quanto na região de metal-base, não sofreram variações apreciáveis.

REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS

ALLAN, G. K., Solidification of austenitic stainless steels. *Ironmaking and Steelmaking*, v. 22, p. 465-477, 1995.

AMERICAN SOCIETY FOR TESTING AND MATERIALS, Conshohocken. A 262-01; *Standard practices for detecting susceptibility to intergranular attack in austenitic stainless steels*. Conshohocken, 2001, 16 p.

AMERICAN SOCIETY FOR TESTING AND MATERIALS, Conshohocken. A 276-96; *Standard specification for stainless steel bars and shapes*. Conshohocken, 1996, 6 p.

AMERICAN SOCIETY FOR TESTING AND MATERIALS, Conshohocken. A 370-97; *Standard test methods and definitions for mechanical testing of steel products*. Conshohocken, 1997, 46 p.

AMERICAN SOCIETY FOR TESTING AND MATERIALS, Conshohocken. A 800/A 800M-01; *Standard practice for steel casting, austenitic alloy, estimating ferrite content thereof*. Conshohocken, 2001, 6 p.

AMERICAN SOCIETY FOR TESTING AND MATERIALS, Conshohocken. A 941-97; *Terminology relating to steel, stainless steel, related alloys, and ferroalloys*. Conshohocken, 1997, 1 p.

AMERICAN SOCIETY FOR TESTING AND MATERIALS, Conshohocken. E 562-95; *Standard test method for determining volume fraction by sistematic manual point count*. Conshohocken, 1995, 6 p.

AMERICAN SOCIETY FOR TESTING AND MATERIALS, Philadelphia. A 351/A 351M-94a; *Standard specification for castings, austenitic, austenitic-ferritic (duplex) for pressure-containing parts*. Philadelphia, 1994, 4 p.

AMERICAN SOCIETY OF MECHANICAL ENGINEERS, New York. QW-150; ASME boiler and pressure vessel code section IX: *Qualification standard for welding and brazing procedures, welders, brazers, and welding and brazing operators*. New York, 1998.

AMORIM, H., Combustíveis Nucleares. 2ª ed. Rio de Janeiro: NUCLEBRAS, 1991.

BLOOM, E. E., STIEGLER, J. O., Effect of fast neutron irradiation on the creep rupture properties of type 304 stainless steel at 600°C. Irradiation effects on structural alloys for nuclear reactor applications, *ASTM STP 484*, AMERICAN SOCIETY FOR TESTING AND MATERIALS, p. 451-467, 1970.

BROOKS, J. A., ROBINO, C. V., HEADLEY, T. J., MICHAEL, J. R., *Weld solidification and cracking behavior of free-machining stainless steel*. *Welding Journal*, p. 51-64, 2003.

BROOKS, J. A., WILLIAMS, J. C., THOMPSON, A. W., Microstructural origin of the skeletal ferrite morphology of austenitic stainless steel welds. *Metallurgical Transactions*, v. 14A, p. 1271-1281, 1983.

BROOKS, J. A., YANG, N. C. Y., KRAFCIK, J. S., Clarification on development of skeletal and lathy ferrite morphologies in stainless steel welds. *Science and Technology of Welding and Joining*, v. 6, p. 412-414, 2001.

BRUEMMER, S. M., Composition-based correlations to predict sensitization resistance of austenitic stainless steels. *National Association of Corrosion Engineers*, v.42, p. 27-35, 1986.

ÇAM, G., ERIM, S., YENI, Ç., KOÇAK, M., *Determination of mechanical and fracture properties of laser beam welded steel joints*. *Welding Journal*, p. 193-201, 1999.

CARVALHOS, M. H., SEQUEIRA, J. A., CARVALHINHOS, H., Estrutura e propriedades de aços inoxidáveis austeníticos obtidos por solidificação unidirecional. *Fundação*, v.76, p. 82-90, 1974.

CASTRO, R., CADENET, J. J., *Welding metallurgy of stainless and heat-resisting steels*. Cambridge: Cambridge University Press, 1975, 187 p.

COCHRAN, R. G., TSOULFANIDIS, N., *The nuclear fuel cycle: analysis and management*. 2^a ed. American Nuclear Society, 1999.

CREDER, H., *Instalações Elétricas*. Rio de Janeiro: LTC – Livros Técnicos e Científicos Editora SA, 2002.

Current practices for the management and confinement of uranium mill tailings. International Atomic Energy Agency, Vienna, 1992.

DA COSTA, J. R., *Curso de introdução ao estudo dos “ciclos do combustível”*. São Paulo: Cidade Universitária “Armando de Salles Oliveira”, 1972.

DA SILVA, H. A. et al, *Manual do elemento combustível*. Resende: INB, 2004.

DAVID, S. A., BABU, S. S., VITEK, J. M., *Recent advances in modelling and characterisation of weld microstructures*. *Science and Technology of Welding and Joining*, v. 6, p. 341-346, 2001.

DELONG, W. T., *Ferrite in austenitic stainless steel weld metal*. *Welding Journal*, p. 273-286, 1974.

DUDERSTADT, J. J., HAMILTON, L. J., *Nuclear reactor analysis*. New York: John-Wiley & Sons, 1976.

EL NAYAL, G., BEECH, J., *Relationship between composition, impurity content, cooling rate, and solidification in austenitic stainless steels*. *Materials Science and Technology*, v. 2, p. 603-610, 1986.

ELMER, J. W., ALLEN, S. M., EAGAR, T. W., *The influence of cooling rate on the ferrite content of stainless steel alloys*. *ASM International*, p. 165-170, 1989.

ELMER, J. W., EAGAR, T. W., *Measuring the residual ferrite content of rapidly solidified stainless steel alloys*. Welding Research Supplement, p. 141-150, 1990.

ESP/MA-50.-, Especificação de material para placas e chapas de aço inoxidável tipo 304L para peças estruturais de elementos combustíveis e outros componentes do núcleo, espessura ≤ 40 mm. Resende: INB, 2003.

ESP/MA-52.-, Especificação de material para peças fundidas de aço inoxidável. Resende: INB, 2003.

ESP/PS-12.-, Especificação de processo para a determinação do teor de delta-ferrita em aços austeníticos Cr-Ni para peças de montagem do núcleo. Resende: INB, 1997.

ESP/PT-53.a, Especificação de produto para bocal superior e bocal inferior soldados para elementos combustíveis de reatores de água pressurizada. Resende: INB, 2004.

FARRAR, R. A., HUELIN, C., THOMAS, R.G., *Phase transformation and impact properties of type 17-8-2 austenitic weld metals*. Journal of Materials Science, p. 2828-2838, 1985.

FROST, B. R. T., Nuclear fuel elements. Elmsford: Pergamon Press, 1982.

GILL, T. P. S., GNANAMOORTHY, J. B., *A method for quantitative analysis of delta-ferrite, sigma and $M_{23}C_6$ carbide phases in heat treated type 316 stainless steel weldments*. Journal of Materials Science, p. 1513-1518, 1982.

GILL, T. P. S., GNANAMOORTHY, J. B., PADMANABHAN, K. A., Influence of secondary phases on the localized corrosion of thermally aged AISI 316L stainless steel weld metal. *National Association of Corrosion Engineers*, v.43, p. 209-213, 1987.

GILL, T. P. S., SHANKAR, V., PUJAR, M. G., RODRIGUEZ, P., Effect of composition on the transformation of δ -ferrite to σ in type 316 stainless steel weld metals. *Pergamon*, v.32, p. 1595-1599, 1995.

GOODS, S. H., BROOKS, J. A., ROBINO, C. V., *Weld properties of AISI 303 free-machining stainless steel*. Welding Journal, p. 84-92, 2003.

HEADLEY, T. J., BROOKS, J. A., A new bcc-fcc orientation relationship observed between ferrite and austenite in solidification structures of steels. *Metallurgical and Materials Transactions*, v. 33A, p. 5-15, 2002.

HONG, H. U., RHO, B. S., NAM, S. W., A study on the crack initiation and growth from δ -ferrite/ γ phase interface under continuous fatigue and creep-fatigue conditions in type 304L stainless steels. *International Journal of Fatigue*, v.24, p. 1063-1070, 2002.

IAMBOLIEV, T., KATAYAMA, S., MATSUNAWA, A., *Interpretation of phase formation in austenitic stainless steel welds*. Welding Journal, p. 337-347, 2003.

IILM-17, Instrução de inspeção para ensaio de resistência à corrosão intercrystalina em aços inoxidáveis. Resende: INB, 2000.

IILM-18, Instrução de inspeção para ensaio de dureza Vickers em materiais metálicos (carga de 0,2 kgf a 10,0 kgf). Resende: INB, 2004.

JAHREIß, W., DOTTO, R., Mechanical design of 16x16 fuel assembly structure with zircaloy spacers at the inner SG positions and inconel spacers at the outermost SG positions for authorized operation. In: Work Report A1C-1302123-0. Erlangen: Siemens, 1997.

KIM, S., JEONG, S., CHUNG, H., KIM, W., Delta ferrite effects on post-treatments of AISI 304 stainless steel produced by casting process. *43rd Mechanical Working and Steel Processing Conference*. Charlotte, 2001.

KORINKO, P. S., MALENE, S. H., Considerations for the weldability of types 304L and 316L stainless steels. Springfield: U.S. Department of Commerce, National Technical Information Service, 2001.

KOSEKI, T., MATSUMIYA, T., YAMADA, W., OGAWA, T., Numerical modeling of solidification and subsequent transformation of Fe-Cr-Ni alloys. *Metallurgical and Materials Transactions*, v. 25A, p. 1309-1321, 1994.

KRISHNAN, K. N., RAO, K. P., Room-temperature stress corrosion cracking resistance of post-weld heat-treated austenitic weld metals. *National Association of Corrosion Engineers*, v.46, p. 734-742, 1990.

LAN, Y. J., LI, D. Z., LI, Y. Y., Modeling austenite decomposition into ferrite at different cooling rate in low-carbon steel with cellular automaton method. *Acta Materialia*, v.52, p. 1721-1729, 2003.

LUNDIN, C. D., DELONG, W. T., SPOND, D. F., *Ferrite – fissuring relationship in austenitic stainless steel weld metals*. *Welding Journal*, p. 241-246, 1975.

Materials and applications part 2. In: *Welding Handbook*. Miami: American Welding Society, 1998, v.4, p. 234-332.

MOISIO, T., SUUTALA, N., TAKALO, T., Single-phase ferritic solidification mode in austenitic-ferritic stainless steel welds. *Metallurgical Transactions*, v.10A, p. 1183-1190, 1979.

PADILHA, A. F., GUEDES, L. C., *Aços inoxidáveis austeníticos – microestruturas e propriedades*. São Paulo: Hemus, 1994.

PADILHA, A. F., *Materiais de engenharia – microestrutura e propriedades*. São Paulo: Hemus, 1997.

PROINFO. Rio de Janeiro: NUCLEBRAS, 1988.

RAMALHO, J. P., GIMENEZ Jr., *Soldagem por feixe de elétrons*. In: *Coleção Tecnologia SENAI*. São Paulo: SENAI, 1997.

RAJASEKHAR, K., HARENDRANATH, C. S., RAMAN, R., KULKARNI, S. D., Microstructural evolution during solidification of austenitic stainless steel weld metals: a color metallographic and electron microprobe analysis study. *Materials Characterization*, v.38, p. 53-65, 1997.

RHO, B. S., HONG, H. U., NAM, S. W., The effect of δ -ferrite on fatigue cracks in 304L steels. *International Journal of Fatigue*, v.22, p. 683-690, 2000.

RIVLIN, V. G., RAYNOR, G. V., 1: Critical evaluation of constitution of chromium-iron-nickel system. *International Metals Reviews*, v.1, p. 21-38, 1980.

SASIKALA, G., RAY, S. K., MANNAN, S. L., Kinetics of transformation of delta ferrite during creep in a type 316(N) stainless steel weld metal. *Materials Science and Engineering*, v.A359, p. 86-90, 2002.

SCHILLER, S., HEISIG, U., PANZER, S., Electron Beam Technology. New York: John-Wiley & Sons, 1982.

SCHULTZ, H., Electron beam welding. Cambridge: Abington Publishing, 1993.

SHANKAR, V., GILL, T. P. S., MANNAN, S. L., SUNDARESAN, S., Solidification cracking in austenitic stainless steel welds, *Sadhana*, v.28, p. 359-382, 2003.

SOUBBARAMAYER, Uranium Enrichment. Berlin: Springer Verlag, 1979.

Stainless steels. In: ASM Specialty Handbook. Materials Park, Ohio: ASM International, 1994, 494 p.

STEFANOVIC, V. M., MILASIN, N. Lj., Correlation between the mechanical properties and microstructure of irradiated iron and low-carbon steel. Irradiation effects on structural alloys for nuclear reactor applications, *ASTM STP 484*, AMERICAN SOCIETY FOR TESTING AND MATERIALS, 1970, p. 521-536.

SUI, G., CHARLES, E. A., CONGLETON, J., The effect of delta-ferrite content on the stress corrosion cracking of austenitic stainless steels in a sulphate solution. *Corrosion Science*, v.38, p. 687-703, 1996.

SUUTALA, N., Effect of manganese and nitrogen on the solidification mode in austenitic stainless steel welds. *Metallurgical Transactions*, v. 13A, p. 2121-2130, 1982.

SUUTALA, N., TAKALO, T., MOISIO, T., The relationship between solidification and microstructure in austenitic and austenitic-ferrite stainless steel welds. *Metallurgical Transactions*, v. 10A, p. 512-514, 1979.

TAKALO, T., SUUTALA, N., MOISIO, T., Austenitic solidification mode in austenitic stainless steel welds. *Metallurgical Transactions*, v. 10A, p. 1173-1181, 1979.

VITEK, J. M., DASGUPTA, A., DAVID, S. A., Microstructural modification of austenitic stainless steels by rapid solidification. *Metallurgical Transactions*, v. 14A, p. 1833-1841, 1983.

VITEK, J. M., DAVID, S. A., HINMAN, C. R., *Improved ferrite number prediction model that accounts for cooling rate effects – part 1: model development*. *Welding Journal*, p. 10-17, 2003.

Welding, cutting and related process. In: WELDING HANDBOOK. New York: AMERICAN WELDING SOCIETY, 1970, SECTION 3A, cap. 47.

YILBAS, B. S., SAMI, M., NICKEL, J., COBAN, A., SAID, S. A. M., Introduction into the electron beam welding of austenitic 321-type stainless steel. *Journal of Materials Processing Technology*, v.82, p. 13-20, 1998.