

**AVALIAÇÃO METALÚRGICA DA SOLDAGEM DE REVESTIMENTO
INOX AUSTENÍTICO SOBRE AÇO SAE 4130**

MÁRCIO DE SOUZA ELIAS

**UNIVERSIDADE ESTADUAL DO NORTE FLUMINENSE
DARCY RIBEIRO - UENF**

**CAMPOS DOS GOYTACAZES – RJ
MARÇO – 2013**

**AVALIAÇÃO METALÚRGICA DA SOLDAGEM DE REVESTIMENTO
INOX AUSTENÍTICO SOBRE AÇO SAE 4130**

MÁRCIO DE SOUZA ELIAS

Dissertação de Mestrado submetido ao corpo docente do Centro de Ciência e Tecnologia, da Universidade Estadual do Norte Fluminense Darcy Ribeiro, como parte dos requisitos necessários à obtenção do título de Mestre em Engenharia e Ciência dos Materiais.

Orientador: Prof. Dr. Ronaldo Pinheiro da Rocha Paranhos

CAMPOS DOS GOYTACAZES – RJ

MARÇO – 2013

FICHA CATALOGRÁFICA

Preparada pela Biblioteca do **CCT / UENF**

36/2013

Elias, Márcio de Souza

Avaliação metalúrgica da soldagem de revestimento inox austenítico sobre aço SAE 4130 / Márcio de Souza Elias. – Campos dos Goytacazes, 2013.

ix, 125 f. : il.

Dissertação (Mestrado em Engenharia e Ciência dos Materiais) -- Universidade Estadual do Norte Fluminense Darcy Ribeiro. Centro de Ciência e Tecnologia. Laboratório de Materiais Avançados. Campos dos Goytacazes, 2013.

Orientador: Ronaldo Pinheiro da Rocha Paranhos.

Área de concentração: Metalurgia física.

Bibliografia: f. 113-121.

1. SOLDAGEM DE REVESTIMENTO 2. AÇO INOXIDÁVEIS AUSTENÍTICOS 3. AMANTEIGAMENTO I. Universidade Estadual do Norte Fluminense Darcy Ribeiro. Centro de Ciência e Tecnologia. Laboratório de Materiais Avançados II. Título.

CDD 669.9

AVALIAÇÃO METALÚRGICA DA SOLDAGEM DE REVESTIMENTO INOX AUSTENÍTICO SOBRE AÇO SAE 4130

MÁRCIO DE SOUZA ELIAS

“Dissertação de Mestrado submetido ao corpo docente do Centro de Ciência e Tecnologia, da Universidade Estadual do Norte Fluminense Darcy Ribeiro, como parte dos requisitos necessários à obtenção do título de Mestre em Engenharia e Ciência dos Materiais.”

Aprovada em 25 de março de 2013

Comissão Examinadora:

Prof. Dr. Eduardo Atem de Carvalho – (Doutor em Engenharia Mecânica – UENF)

Prof. Dr. João da Cruz Payão Filho – (Doutor em Engenharia Metalúrgica – UFRJ)

Prof. Dr. Ronaldo Pinheiro da Rocha Paranhos – (Doutor em Engenharia de Materiais – UENF) (Orientador)

CAMPOS DOS GOYTACAZES – RJ

MARÇO – 2013

Dedico este trabalho a minha esposa e familiares que souberam compreender as minhas ausências em muitos momentos, mas sempre me incentivaram no alcance de meus objetivos.

AGRADECIMENTOS

Agradeço a todos aqueles que, direta ou indiretamente, colaboraram na preparação deste trabalho, em particular:

A meus pais, Jacy e Maria Firmina (*in memoriam*) por tudo na minha vida.

A minha esposa Talita pelo amor e compreensão.

Aos meus sogros, José Wilson e Dionéia pelo carinho.

Ao Professor Dr. Ronaldo Paranhos que com sua extrema competência e experiência, me proporcionou a oportunidade, orientação, sugestões e ensinamentos.

A todos os docentes do LAMAV-UENF, em especial ao professor Dr. Eduardo Atem.

A todos os amigos que colaboraram no trabalho e no estudo.

A empresa Lupatech, por tornarem possível a oportunidade do mestrado e fornecerem os recursos necessários ao desenvolvimento deste trabalho.

RESUMO

O presente trabalho teve como objetivo a avaliação metalúrgica da soldagem de revestimento inox austenítico sobre a área de selagem de tubos de Riser fabricados em aço carbono SAE 4130. O estudo foi dividido em duas etapas. A primeira etapa teve como objetivo a determinação da taxa de diluição e taxa de deposição existente para os níveis máximo e mínimo da energia soldagem extraídos das EPS's dos processos TIG e ER, seguido de análise e estudo no diagrama de Schaeffler para identificar os consumíveis de solda mais adequados ao atendimento dos critérios definidos. Este estudo identificou o metal de adição 312 para a primeira camada, o 309 e 308 para a segunda, e o amanteigamento do aço 4130 com o eletrodo revestido 7018 seguido de uma camada de 312. Todos usando o nível máximo de energia de soldagem e processo de soldagem ER, com benefícios à produtividade. A segunda etapa teve como objetivo a validação dos resultados empíricos encontrados na 1ª etapa, com a execução de quatro soldas de revestimento com duas camadas cada, e a caracterização metalúrgica das juntas soldadas por ensaios mecânicos e análise microestrutural por MO e MEV. Os resultados dos ensaios mecânicos e análises metalúrgicas realizadas foram satisfatórios, sendo observada uma microestrutura austeno-ferrítica com um teor de ferrita delta entre 10 a 15% nas soldas inox. O consumível 312 assumiu posição de destaque na aplicação de 1ª camada de solda dissimilar de revestimento, em função do seu maior teor de ferrita delta e cromo. Para a segunda camada, tanto o 309 como o 308 podem ser usados. O amanteigamento de 7018 sobre o aço 4130, seguido da deposição da 1ª camada de inox 312 surgiu como uma boa alternativa para a execução deste revestimento a fim de prevenir aparecimento de trincas a quente. Todas as soldas foram feitas com elevada energia de soldagem, garantindo o aumento da produtividade, sem alteração significativa nas características físicas e mecânicas. Todos os critérios de aceitação para a qualidade do revestimento foram atendidas.

Foi constatada neste trabalho a aplicabilidade do diagrama de Schaeffler para com análises de soldas de revestimento inox, os resultados empíricos da microestrutura e características das soldas previstas pela 1ª etapa foram igualmente obtidos nos ensaios e análises da 2ª etapa, o que comprova as estimativas corretas.

Palavras-chaves: *Soldagem de revestimento, aços inoxidáveis austeníticos e amanteigamento.*

ABSTRACT

This study aimed to evaluate metallurgical welding austenitic stainless coating on the sealing area of riser pipes in carbon steel SAE 4130. The study was divided into two stages. The first step was to determine the rate of dilution and deposition rate exists for the maximum and minimum levels of energy welding extracted from EPS's processes TIG and SMAW, followed by analysis and study the diagram Schaeffler to identify consumable welding best suited to meeting the criteria. This study identified filler material for the first layer 312, 309 and 308 for the second, and the buttering steel 4130 electrode coated with 7018 followed by a layer 312. All using the maximum power level of welding and welding process SMAW, with benefits to productivity. The second step was to validate the empirical results found in Step 1, with the execution of four solder coating with two layers each, and metallurgical characterization of welded joints by mechanical testing and microstructural analysis by optical microscopy and scanning electron microscopy. The results of mechanical testing and metallurgical analyzes performed were satisfactory, being observed austenitic-ferritic microstructure with a delta ferrite content between 10-15% in stainless steel welds. The consumable 312 took position in the application of 1st layer welding dissimilar coating, according to their higher content of delta ferrite and chromium. For the second layer, both the 309 and the 308 may be used. The buttering of 7018 on the 4130 steel, followed by deposition of the 1st layer of 312 stainless steel has emerged as a good alternative for the execution of this coating to prevent the emergence of hot cracks. All welds were made with high heat input, ensuring increased productivity, without significant changes in physical and mechanical characteristics. All acceptance criteria for the quality of the coating were met.

Was found in this study the applicability of the diagram Schaeffler towards analysis of solder coating steel, the empirical results of microstructure and characteristics of welds provided by Stage 1 were also obtained in the tests and analysis of the 2nd step, which proves the correct estimates.

Keywords: *Welding coating, austenitic stainless steels and buttering.*

SUMÁRIO

ÍNDICE DE FIGURAS			iv
ÍNDICE DE TABELAS			viii
ÍNDICE DE NOMENCLATURA			iv
CAPÍTULO 1	INTRODUÇÃO		01
1.1	Aspectos Gerais		01
1.2	Objetivos		02
1.3	Justificativas		03
CAPÍTULO 2	REVISÃO BIBLIOGRÁFICA		04
2.1	Processos de Soldagem		04
2.1.1	Eletrodo Revestido		04
2.1.2	TIG		07
2.2	Soldagem de Revestimento		09
2.2.1	Conceitos e Definições		09
2.2.2	Princípios de Operação		10
2.2.3	Características do Processo		11
2.3	Soldagem de Revestimento de Aço Carbono com Aço Inoxidável		13
2.3.1	Conceitos e Definições		13
2.4	Diagrama de Equilíbrio		14
2.4.1	Diagramas Ternário Fe-Cr-Ni		17
2.4.2	Estrutura da Zona Fundida		21
2.4.2.1	Diagramas Constitucionais Empíricos		22
2.5	Diagrama de Schaeffler		24
2.5.1	Influência dos Elementos de Liga na Geração de Ferrita e de Austenita		25
2.5.1.1	Elementos Gamagênicos		26
2.5.1.2	Elementos Alfacênicos		26
2.5.2	Conceito de Níquel Equivalente		27
2.5.3	Conceito de Cromo Equivalente		27
2.5.4	Escolha da Composição Ótima para a Zona Fundida		27
2.6	A questão da Diluição		30
2.6.1	Controle da Diluição		31
2.7	Aspectos Metalúrgicos na Soldagem de Revestimento		35

	2.8	Fatores de Processo da Soldagem de Revestimento	37
	2.8.1	Energia de Soldagem	38
	2.8.2	Potência Específica em Função do Processo de Soldagem	40
	2.8.3	Composição Química Final do Revestimento Inox	42
	2.9	Características Econômicas do Cordão de Solda	42
CAPÍTULO	3	MATERIAIS E MÉTODOS	44
	3.1	Caracterização dos Materiais Utilizados	44
	3.1.1	Metal de Base	44
	3.1.2	Consumíveis	45
	3.1.3	Seqüência das Etapas de Preparação e Obtenção de Amostras	46
	3.1.4	Processos e Equipamento de Soldagem	48
	3.1.4.1	Equipamentos para Medição dos Parâmetros de Soldagem	49
	3.2	Métodos	49
	3.2.1	A Primeira Etapa	51
	3.2.1.1	Preparação de Macrografias	53
	3.2.1.2	Cálculo da Diluição	54
	3.2.1.3	Estudo e Interpretação no Diagrama de Schaeffler	54
	3.2.1.4	Cálculo da Taxa de Deposição (TD)	57
	3.2.1.5	Critérios para a Seleção Empírica de Procedimentos de Soldagem	58
	3.2.1.6	Resultados da 1ª Etapa	58
	3.2.2	A segunda Etapa	58
	3.2.2.1	Ensaio de Dureza	59
	3.2.2.1.1	Ensaio de Microdureza	59
	3.2.2.2	Ensaio de Dobramento	59
	3.2.2.3	Quantificação de Ferrita Delta	60
	3.2.2.4	Microscopia Ótica	60
	3.2.2.5	Microscopia Eletrônica de Varredura e Microanálise EDS	60
CAPÍTULO	4	RESULTADOS E DISCUSSÃO	61
	4.1	Resultados 1ª Etapa	61
	4.1.1	Macrografia	61
	4.1.2	Cálculo da Taxa de Diluição	63
	4.1.2.1	Resultado da Taxa de Diluição do Revestimento Inox	63

4.1.2.2	Resultado da Taxa de Diluição do Amanteigamento com 7018	65
4.1.3	Estudo no Diagrama de Schaeffler	66
4.1.3.1	Deposição da Primeira Camada de Revestimento sobre o Aço Carbono SAE 4130	66
4.1.3.2	Deposição da Segunda Camada de Revestimento sobre o Metal de Solda	71
4.1.3.2.1	Deposição da Segunda Camada de Revestimento sobre o Metal de Solda (312)	72
4.1.3.2.2	Deposição da Segunda Camada de Revestimento sobre o Metal de Solda (7018)	74
4.1.4	Cálculo da Taxa de Deposição	76
4.1.5	Resultados Empíricos da 1ª Etapa	77
4.2	Resultados 2ª Etapa	78
4.2.1	Soldagem dos Corpos-de-Prova	78
4.2.2	Macrografias	79
4.2.3	Ensaio de Dureza	81
4.2.3.1	Ensaio de Microdureza	84
4.2.4	Ensaio de Dobramento	85
4.2.5	Análise de Ferrita Delta pelo Ferritoscópio	86
4.2.6	Microscopia Ótica e Microscopia Eletrônica de Varredura/ Microanálise EDS	88
4.2.6.1	Metal de Base, ZTA e Zona de Ligação (SAE 4130)	88
4.2.6.2	Cp- 1 - Zona Fundida (1ª camada - 312)	92
4.2.6.3	Cp-2 - Zona Fundida (1ª camada - 312 e 2ª Camada - 308)	95
4.2.6.4	Cp-3 - Zona Fundida (1ª camada - 312 e 2ª Camada - 309)	99
4.2.6.5	Cp-4 - Zona Fundida (1ª Camada – 7018)	103
4.2.6.6	Cp-4 – Zona Fundida (2ª Camada – 312)	104
4.2.6.7	Discussões Sobre as Observações e Constatações das Análises e Ensaios Realizados na 2ª Etapa	107
4.2.7	Considerações Finais	109
CAPÍTULO 5	CONCLUSÕES	112
CAPÍTULO 6	REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS	113
ANEXOS	Anexo A.1	122

ÍNDICE DE FIGURAS

Figura 2.1	Soldagem com Eletrodo Revestido	04
Figura 2.2	Equipamento para Soldagem com Eletrodo Revestido	05
Figura 2.3	Soldagem TIG	07
Figura 2.4	Princípio de operação da soldagem de revestimento	11
Figura 2.5	Perfil geométrico desejado do cordão de solda: a) união da junta soldada (aplicações convencionais); b) soldagem de revestimento	12
Figura 2.6	Geometria desejada para a deposição de três cordões de revestimento com uma sobreposição de 40%	12
Figura 2.7	Diagrama de Equilíbrio Ferro-Cromo de acordo com Kubaschewski apud Folkhard	15
Figura 2.8	Diagrama de equilíbrio Ferro- Níquel de acordo com Kubaschewski apud Folkhard	17
Figura 2.9	Sistema ternário Fe-Cr-Ni	18
Figura 2.10	Seção vertical do diagrama ternário Fe-Cr-Ni para teores de cromo inferiores a 0,03%	18
Figura 2.11	Classificação dos aços inoxidáveis para diferentes composições	20
Figura 2.12	Estrutura da Zona Fundida	21
Figura 2.13	Diagrama de Schaeffler	23
Figura 2.14	Diagrama de DeLong	23
Figura 2.15	Diagrama de WRC92	24
Figura 2.16	O diagrama de Schaeffler usado para fazer um prognóstico da microestrutura da solda	25
Figura 2.17	Regiões problemáticas típicas da soldagem de aços inoxidáveis	28
Figura 2.18	Diluição medida na seção transversal de uma solda	31
Figura 2.19	Macrografia de uma solda de revestimento	31
Figura 2.20	Aumento da difusão entre os elementos do metal base e do metal de adição em função do aumento do nível de diluição	32
Figura 2.21	Problema metalúrgico encontrado em soldas de metais dissimilares $\alpha - \gamma$: a) Formação de zonas parcialmente diluídas na interface da linha de fusão de uma primeira camada revestimento; b) Diluição local calculada em 4 pontos a partir da linha de fusão.	37
Figura 2.22	Eficiência de fusão. a) Baixa energia e baixa velocidade de soldagem. b) Alta energia e alta velocidade de Soldagem.	40

Figura 2.23	Fluxo geral de calor na soldagem por fusão	40
Figura 2.24	Potência específica em função do processo de soldagem	41
Figura 3.1	Etapas e processos de obtenção do corpo de provas	47
Figura 3.2	Esquema de corte para obtenção dos corpos de prova: a) da seção transversal do tubo na direção radial; b) das subseções para retirada das amostras.	48
Figura 3.3	Equipamento de soldagem	48
Figura 3.4	Macrografias da solda de revestimento para 1º cordão de solda	54
Figura 3.5	Localização do Diagrama de Schaeffler	55
Figura 3.6	Planilha em Excel para cálculo de cromo e níquel equivalente	56
Figura 3.7	Soldagem de amostra para o cálculo de produtividade	57
Figura 4.1	Amostras de revestimento inox preparadas com ataque de Nital a 10%. a) E1-MAX, b) E1-MIN, c) T1-MAX, d) T1-MIN	62
Figura 4.2	Amostras de amantecimento com 7018 preparadas com ataque de Nital a 10%. a) E1-MAX, b) E1-MIN	63
Figura 4.3	Diagrama de Schaeffler representando a deposição da primeira camada de revestimento sobre o MB 4130. a) Metal de Adição 308; Metal Adição 347; Metal Adição 309; Metal Adição 312; b) Metal adição 7018.	67
Figura 4.4	Diagrama de Schaeffler representando a deposição da segunda camada de revestimento. a) Sobre o MS 312 (Ponto - A): Metal de Adição 308; Metal Adição 347; Metal Adição 309; Metal Adição 312; b) Sobre o MS 7018 (Ponto - X): Metal de Adição 308; Metal Adição 347; Metal Adição 309; Metal Adição 312.	72
Figura 4.5	Macrografias das juntas soldadas: a) Cp-1, b) Cp-2, c) Cp-3 e d) Cp-4	80
Figura 4.6	As imagens e os Gráficos mostrando o perfil de dureza ($HV_{0,2}$) dos 4 corpos-de-prova. Onde: a) Cp-1, b) Cp-2, c) Cp-3 e d) Cp-4	82
Figura 4.7	Impressões de microdureza Vickers, com carga de 25g.	85
Figura 4.8	Imagens dos Cp's após ensaio de dobramento: a) Cp-1, Cp-2, Cp-3 e Cp-4. b) Imagens da trinca após ensaio não destrutivo por líquido penetrante.	86
Figura 4.9	Imagem obtida do Cp-1 por MO da microestrutura do metal de base 4130 na zona de ligação com a ZF da 1ª camada com 312. 300x.	89
Figura 4.10	Imagens obtidas do Cp-1 por MEV: a) Microestrutura do metal base (4130), 1000x; b) Microestrutura do metal base (4130) na zona de ligação da ZF da 1ª Camada com 312. 300x.	89

Figura 4.11	Imagens obtidas do Cp-1 em MEV: a) Microestrutura de Widmanstätten presente no metal de base (4130), 600x; b) ZPD na zona de ligação entre o metal base (4130) e a 1ª camada (312). 100x.	91
Figura 4.12	Imagem obtida do Cp-1 por MO de uma ZPD na zona de ligação entre o MB (4130) e a ZF da 1ª camada (312). 300x.	92
Figura 4.13	Imagem obtida do Cp-1 por M.O da microestrutura austeno-ferrítica da ZF da 1ª camada com 312, na zona de ligação do metal base (4130). 300x.	93
Figura 4.14	Imagens obtidas do Cp-1 em MEV da microestrutura austeno-ferrítica da ZF da 1ª camada com 312. 200x.	93
Figura 4.15	Imagens obtidas do Cp-1 em MEV e EDS: a) Microestrutura da ZF da 1º Camada com 312. 1200x. b) Composição química na ferrita e c) Composição química na austenita.	94
Figura 4.16	Imagens obtidas do Cp-2 por MO: a) Microestrutura da ZF da 1º camada (312) na zona de ligação com a ZF da 2º camada (308). 300x, b) Microestrutura da ZF da 1º camada (312). 500x, c) Microestrutura da ZF da 2º camada (308). 500x.	96
Figura 4.17	Imagem e gráficos obtidos do Cp-2 em MEV e EDS: a) Microestrutura da ZF da 1ª camada (312), 1000x; b) Composição química da região ferrítica e c) Composição química da região austenítica.	97
Figura 4.18	Imagem e gráficos obtidos do Cp-2 em MEV e EDS: a) Microestrutura da ZF da 2ª camada (308), 1000x; b) composição química da região ferrítica e c) composição química da região austenítica.	98
Figura 4.19	Imagens obtidas do Cp-3 por MO: a) Microestrutura da ZF da 1º camada (312) e da ZF da 2º camada (309), na zona de ligação. 300x, b) Microestrutura da ZF da 1º camada (312). 500x, c) Microestrutura da ZF da 2º camada (308). 500x.	97
Figura 4.20	Imagem e gráficos obtidos do Cp-3 em MEV e EDS: a) Microestrutura da ZF da 1ª camada (312), 1000x; b) Composição química da região ferrítica e c) Composição química da região austenítica.	101
Figura 4.21	Imagem e gráficos obtidos do Cp-3 em MEV e EDS: a) Microestrutura da ZF da 2ª camada (309), 2000x; b) Composição química da região ferrítica e c) Composição química da região austenítica.	102

Figura 4.22	Imagem obtida do Cp-4 por MO: a) Microestrutura da ZF da 1 ^o camada (7018) o do metal base (4130), na zona de ligação. 200x.	103
Figura 4.23	Imagens obtidas do Cp-4 em MEV: a) Microestrutura da ZF da 1 ^a camada (7018) e do MB (4130), na zona de ligação, 100x; b) Microestrutura da ZF da 1 ^a camada (7018), 1000x.	104
Figura 4.24	Imagens obtida do Cp-4 por MO: a) Microestrutura na zona de ligação entre o MS da 1 ^o camada de solda (7018) e o MS da 2 ^o camada (312). 300x.	105
Figura 4.25	Imagens obtidas do Cp-4 em MEV: a) microestrutura austeno-ferrítica da ZF da 2 ^a camada (312), 500x.	106
Figura 4.26	Imagem e gráficos obtidos do Cp-4 em MEV e EDS: a) Microestrutura da ZF da 2 ^a camada (312), 1000x; b) Composição química da região ferrítica e c) Composição química da região austenítica.	107

ÍNDICE DE TABELAS

Tabela 2.1	Aço inoxidável série 300 composição química	42
Tabela 3.1	Classificação dos graus do aço carbono SAE 4130 utilizado, de acordo com manual do aço GERDAU	44
Tabela 3.2	Composição química nominal (% Peso) do aço carbono SAE 31 4130, de acordo com a norma SAE J412	44
Tabela 3.3	Propriedades mecânicas especificadas pela companhia Arcelor-Mittal Tubarão para tubos e eixos AISI/SAE 4130.	45
Tabela 3.4	Especificação da composição química do metal de adição, segundo a norma AWS 5.4	45
Tabela 3.5	Especificação das características mecânicas do metal depositado segundo o fabricante Böhler	46
Tabela 3.6	Parâmetros de soldagem e níveis de energia para revestimento inox.	50
Tabela 3.7	Parâmetros de soldagem e níveis de energia para amanteigamento com eletrodo revestido 7018.	51
Tabela 3.8	Identificação das amostras de revestimento inox soldadas na primeira etapa.	52
Tabela 3.9	Identificação das amostras de amanteigamento soldadas na primeira etapa	53
Tabela 3.10	Composição química média e calculo do Cr_{eq} e Ni_{eq} do metal de base e dos metais de adição.	55
Tabela 4.1	Resultados da taxa de diluição calculados nas macrografias das amostras de revestimento inox.	64
Tabela 4.2	Valores da diluição media para analise no diagrama de Schaeffler a partir da adaptação da Tabela (4.1).	65
Tabela 4.3	Resultados da taxa de diluição calculados nas macrografias das amostras de amanteigamento com 7018.	66
Tabela 4.4	Resultados para o calculo da taxa de deposição (TD).	76
Tabela 4.5	Fluxo de obtenção dos corpos de prova.	78
Tabela 4.6	Especificação para soldagem.	79
Tabela 4.7	Tabela de resultados de dureza Vickers ($HV_{0,2}$).	81
Tabela 4.8	Percentual de ferrita delta (δ).	87
Tabela 4.9	Resumo da analise da 1ª Etapa para com os Metais de adição e seus níveis de energia de soldagem.	108

ÍNDICE DE NOMENCLATURA

API	- American Petroleum Institute
ASME	- American Society of Mechanical Engineers
AWS	- American Welding Society
Cp	- Corpo de prova
D	- Diluição
EPS	- Especificação de Procedimento de Soldagem
ER	- Eletrodo Revestido
GTAW	- Gas Tungsten Arc Welding
HV	- Dureza Vickers
MA	- Metal de Adição
MB	- Metal de Base
MEV	- Microscopia Eletrônica de Varredura
MO	- Microscopia Ótica
MS	- Metal de Solda
SMAW	- Shielded Metal Arc Welding
TD	- Taxa de Deposição
ZDE	- Zonas de Dureza Excessiva
ZF	- Zona Fundida
ZPD	- Zona Parcialmente Diluída
ZTA	- Zona Termicamente Afetada

CAPÍTULO 1 – INTRODUÇÃO

1.1 – Aspectos Gerais

Revestimentos de aço carbono com aço inoxidável têm sido largamente utilizados em muitos produtos da indústria química, petroquímica e nuclear. As aplicações dos revestimentos não somente satisfazem aos diferentes requisitos de variadas condições de serviços, tais como resistência mecânica, resistência à corrosão e propriedades magnéticas, como também resultam em grande economia, na redução de custos de produtos, em substituição da utilização de metais mais nobres e de altos custos (Sun *et al.*, 1994).

Devido a sua elevada resistência à corrosão, os revestimentos de aço carbono com aço inoxidável são amplamente utilizados em diversos equipamentos industriais. Em muitos casos, estes materiais, por estarem submetidos a severas condições de serviço em ambientes agressivos, sofrem desgastes, necessitando muitas vezes de reparo por solda. Na soldagem de manutenção, muitas vezes utilizam-se eletrodos de aços inoxidáveis em operações de revestimento e em juntas dissimilares (Bhaduri *et al.*, 2001; Kaçar *et al.*, 2004; Tsay *et al.*, 1998).

A soldagem de revestimento de aço carbono com aço inoxidável é caracterizada por diferentes gradientes de temperaturas e mudanças microestruturais, os quais produzem grandes variações em suas propriedades químicas, físicas e mecânicas. É um processo mais complexo de soldagem que além das dificuldades normais encontradas, também apresentam os problemas já conhecidos da união dos metais individualmente e os problemas particulares que surgem quando se combinam ligas de diferentes composições. A situação complica-se ainda mais quando a soldagem de revestimento é realizada com adição de mais de uma camada e com diferentes tipos de metais de adições, o que é comum em processo de revestimento de aço carbono com aço inoxidável. (Sun *et al.*, 1994).

O revestimento por solda é realizado com a aplicação localizada de calor podendo desenvolver transformações metalúrgicas que devem ser estudadas particularmente para cada material. Como resultado, alterações das propriedades do material, nem sempre desejáveis ou aceitáveis, podem ocorrer na região do revestimento. A maioria destas alterações depende das reações ocorridas durante a solidificação e resfriamento do cordão de solda e de sua microestrutura final. Assim,

a compreensão desses fenômenos metalúrgicos é importante em muitas aplicações da soldagem (Sun *et al*, 1994).

1.2 – Objetivos

Este estudo consiste na caracterização metalúrgica do revestimento de equipamentos de aço carbono com aço inoxidável austenítico, particularmente os da classe 300 (AWS 5.4, 1992) que apresentam excelente resistência mecânica, tenacidade à fratura em baixas temperaturas e resistência à corrosão neste meio, obtendo um aumento na vida útil destes equipamentos com menor custo de fabricação.

Por este motivo o revestimento de aço carbono com aço inoxidável austenítico, tem sido usado no processo de revestimento de equipamentos que operam submersos na indústria de petróleo off-shore. Os casos que foram analisados tratam-se da soldagem de revestimento do aço carbono SAE 4130 pelos aços inoxidáveis austeníticos da classe 300 (308, 309, 312 e 347), em particular nos Riser de completação, mais especificamente na sua área de selagem, aplicado pelo processo de soldagem a arco elétrico.

Dentre as opções de eletrodos revestidos inoxidáveis austeníticos, os consumíveis 308, 309, 312 e 347 possui posição de destaque, sendo recomendado para a soldagem dissimilar de *linings* de aços inoxidáveis com aço carbono e baixa liga. Por possuírem uma composição nominal adequada, são indicados também na soldagem de *overlay* de aços estruturais, especialmente em condições de corrosão severa na qual são requeridos metais de solda com alta liga (AWS 5.4, 1992).

Devido à grande dissimilaridade entre metal base (SAE 4130) e os metais de adição (308, 309, 312 e 347), alguns problemas de ordem metalúrgica são reportados na aplicação da primeira camada de solda.

O estudo busca contribuir para o desenvolvimento do processo de soldagem de revestimento aplicado nos Riser de completação na empresa LUPATECH Oil & Gas Services, com uma possível melhoria.

Os objetivos específicos do trabalho são:

- Compreender os problemas de soldabilidade do aço inoxidável austenítico da classe 300 (AWS 5.4, 1992) em aço carbono, relacionando-os com o processo de soldagem e ao estudo metalúrgico do problema;

- Controlar e estimar a diluição do cordão de solda. Propor procedimentos de soldagem com os metais de adição mais apropriados, de forma a evitar problemas metalúrgicos na junta soldada devido aos baixos teores de Cr e Ni no depósito de solda.

1.3 – Justificativas

1.3.1 - Importância Científica

A importância científica do presente trabalho consiste em ampliar o conhecimento da soldagem de revestimento. Caracterizando os revestimentos (diluição, microestrutura, composição química e dureza), a fim de compreender plenamente a origem dos problemas metalúrgicos, e evitar sua ocorrência no futuro.

1.3.2 – Importância Econômica

Possibilidade de criar novos procedimentos de soldagem com processos mais produtivos, na soldagem de revestimento. Contribuirá significativamente para a indústria evitar perdas e retrabalho com o uso de melhores técnicas de soldagem.

1.3.2 - Importância Tecnológica

A avaliação e desenvolvimento de técnicas de controle da diluição associada com estes processos apresentam um forte impacto tecnológico, pois permitem aperfeiçoar o controle da diluição dos passes de solda, minimizando os possíveis problemas metalúrgicos de fragilização e defeitos que possam ocorrer no depósito de solda.

CAPÍTULO 2 – REVISÃO BIBLIOGRÁFICA

2.1 - Processos de Soldagem

2.1.1 - Eletrodo Revestido

Conforme Barbosa (2007), a soldagem com eletrodo revestido (Shielded Metal Arc Welding – SMAW) é definida como um processo de soldagem a arco, onde a união dos metais é produzida pelo aquecimento oriundo de um arco elétrico estabelecido entre um eletrodo revestido e o metal de base, na junta a ser soldada.

O metal fundido do eletrodo é transferido através do arco até a poça de fusão do metal de base, formando assim o metal de solda depositado. Uma escória, que é formada do revestimento do eletrodo e das impurezas do metal de base, flutua para a superfície e cobre o depósito, protegendo-o da contaminação atmosférica e também controlando a taxa de resfriamento. O metal de adição vem da alma metálica do eletrodo (arame) e do revestimento, quando constituído de pó de ferro e elementos de liga. Apresenta-se na figura (2.1) um desenho esquemático do processo de soldagem por eletrodo revestido (Marques, 1991).

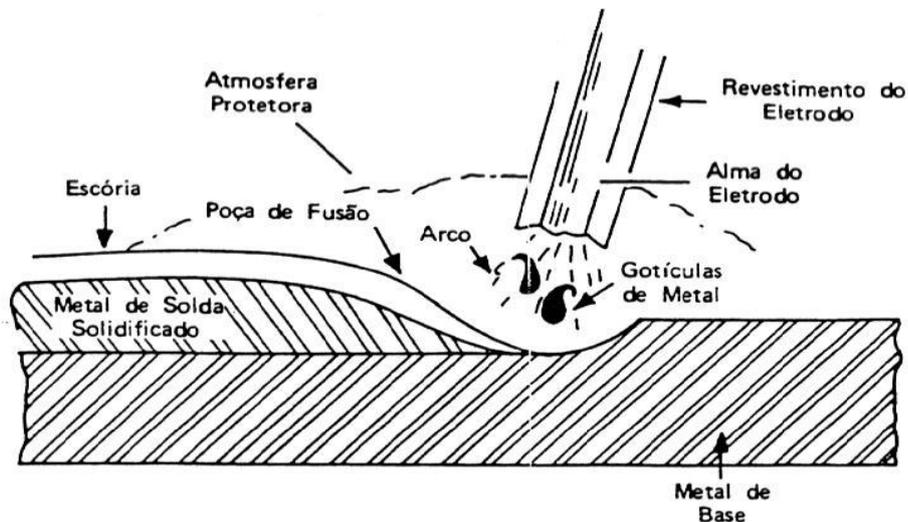


Figura (2.1) – Soldagem com Eletrodo Revestido (Barbosa, 2007).

O processo de soldagem com eletrodo revestido é usualmente operado manualmente. O equipamento básico consiste de uma fonte de energia, alicate para fixação dos eletrodos, cabos de ligação, grampo (conector de terra), e o eletrodo.

Representa-se na figura (2.2) os principais componentes do equipamento de soldagem com eletrodo revestido (Barbosa, 2007).

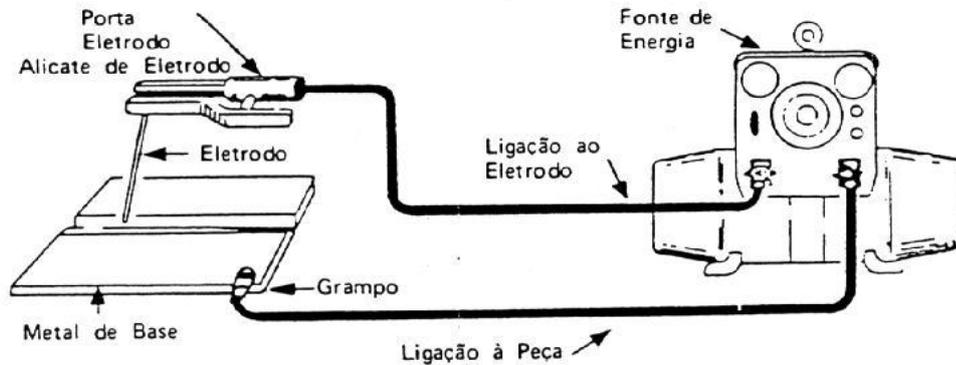


Figura (2.2) – Equipamento para Soldagem com Eletrodo Revestido (Barbosa, 2007).

As principais vantagens e limitações associadas a este processo são listadas a seguir:

- a) Equipamento simples, portátil e barato.
- b) Não necessita de fluxos ou gases externos.
- c) Pouco sensível a correntes de ar.
- d) Processo muito versátil, quanto ao tipo de materiais solúveis.
- e) Facilidade para atingir áreas restritas.
- f) Produtividade relativamente baixa.
- g) Exige limpeza após cada passe.

Um eletrodo revestido é constituído por uma vareta de metálica, recoberta por uma camada de fluxo. São obtidos através de extrusão, sob pressão de um revestimento sobre a alma, usualmente um arame endireitado e cortado na dimensão. A partir daí, uma seqüência de operações de secagem precede o empacotamento final. A composição do revestimento determina as características operacionais dos eletrodos e influencia a composição química e propriedades mecânicas de solda (Machado, 1996).

Os revestimentos são constituídos de produtos complexos que, de uma maneira geral, podem ser reunidos em três grandes grupos: revestimentos a base mineral, revestimentos a base de matéria orgânica e revestimentos básicos, a base de carbonato de cálcio (Marques, 1991).

Os primeiros a base de mineral, possibilitam a proteção do metal de solda, contra os efeitos nocivos do oxigênio e do nitrogênio do ar, fundamentalmente por meio de uma escória líquida. Os orgânicos protegem, principalmente, por meio de uma cortina gasosa, que é produzida pela combustão do material orgânico do revestimento. Os tipos básicos protegem a solda por ambos os princípios, sendo que esses geram escória de reação básica. Nos outros tipos, a reação é ácida ou neutra (Marques, 1991).

Os revestimentos exercem inúmeras funções na soldagem (Barbosa 2007):

1) Isolamento Elétrico - O revestimento é mal condutor de eletricidade; ele isola o eletrodo evitando aberturas laterais do arco.

2) Isolamento Térmico - O eletrodo é percorrido por correntes altas e devido ao seu comprimento há intensa geração de calor; em parte, o revestimento abriga este calor e evita sua perda.

3) Direcionamento do Arco_– Em certos casos, o revestimento funde-se com atraso em relação à alma e em consequência, forma-se na extremidade do mesmo, uma cratera que guia o metal fundido para a poça de fusão, estabilizando o arco e protegendo o metal fundido.

4) Função Metalúrgica – O revestimento pode conter elementos de liga que, quando de sua fusão, ficam inseridos na junta. Muitos possuem pó de ferro, que proporcionam uma maior produção de material de adição e um bom acabamento da solda. O silício atua como agente desoxidante. Após a solidificação da poça metálica, a escória solidificada acima do metal, trata termicamente a solda evitando um resfriamento demasiadamente rápido.

5) Função Ionizante – Os gases emanados do revestimento, quando da sua queima, são muito mais facilmente ionizáveis do que o ar, por isto propiciam uma abertura e manutenção mais fácil do arco.

Os eletrodos revestidos podem ser classificados tendo como base as propriedades mecânicas do metal de solda na condição “como soldado”, tipo de revestimento, composição química, posição de soldagem do eletrodo e tipo de corrente (Machado, 1996).

A classificação estabelecida pela AWS (American Welding Society) identifica os eletrodos para soldagem dos aços inoxidáveis segundo a norma AWS 5.4. A identificação consiste na letra E seguida por um conjunto de dígitos correspondendo a

classificação AISI da liga e de um sufixo designando o tipo de revestimento (Barbosa, 2007).

2.1.2 - TIG

Conforme Barbosa (2007), soldagem a arco com eletrodo não consumível de tungstênio e proteção gasosa (Gas Tungsten Arc Welding – GTAW) é um processo na qual a união de metais é produzida pelo aquecimento destes com um arco estabelecido entre um eletrodo de tungstênio não consumível e a peça.

A proteção durante a soldagem é conseguida com um gás inerte ou mistura de gases inertes, que também tem a função de transmitir a corrente elétrica quando ionizados durante o processo. A soldagem pode ser feita com ou sem metal de adição. Quando é feito com metal de adição, ele não é transferido através do arco, mas é fundido pelo arco. O eletrodo que conduz a corrente é um arame de tungstênio puro ou liga deste material (Marques, 1991).

A área do arco é protegida da contaminação atmosférica pelo gás protetor, que flui do bico da pistola. O gás remove o ar, eliminando nitrogênio, oxigênio e hidrogênio do contato com o metal fundido e com o eletrodo de tungstênio aquecido. Como não existem reações metal-gás e metal-escória, não há grande geração de fumos e gases, o que permite ótima visibilidade para o soldador (controle e inspeção da poça e da solda). O arco elétrico na soldagem TIG é bastante suave, produzindo soldas com boa aparência e acabamento, exigindo pouca ou nenhuma limpeza após a operação. Permite soldar em várias posições. A figura (2.3) mostra esquematicamente este processo (Marques, 1991).

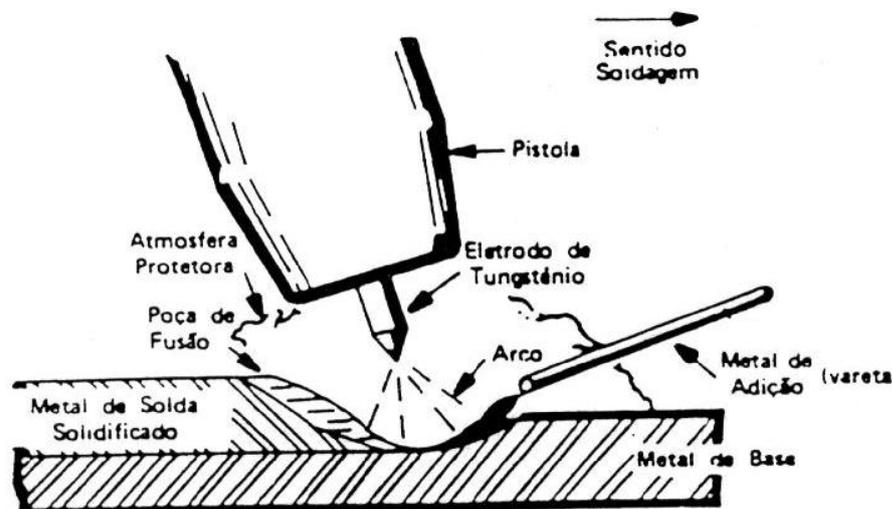


Figura (2.3) – Soldagem TIG (Barbosa, 2007).

Este processo é aplicável à maioria dos metais e sua ligas, numa ampla faixa de espessura. Entretanto, em virtude de seu custo relativamente elevado, é usado principalmente na soldagem de metais não ferrosos e aos aços inoxidáveis, na soldagem de peças de pequena espessura (da ordem de milímetros) e no passe de raiz na soldagem de tubulações (Marques, 1991).

O equipamento básico usado na soldagem TIG consiste de uma fonte de energia elétrica, uma tocha de soldagem apropriada, uma fonte de gás protetor, um dispositivo para a abertura do arco, cabos e mangueiras. A soldagem TIG é usualmente um processo manual, mas pode ser mecanizado e até mesmo automatizado para, permitir melhor controle do processo, maior produtividade, facilidade de operação (Marques, 1991).

A fonte de corrente elétrica é do tipo corrente constante, ajustável, podendo ser contínua, alternada ou pulsada. A tocha de soldagem tem função suportar o eletrodo de tungstênio, conduzir a corrente elétrica e fornecer de forma apropriada o gás de proteção. Em processos automatizados utiliza-se tocha retas e na soldagem de materiais de espessuras finas ou peças de pequena dimensão são normalmente utilizadas microtochas (Marques, 1991).

As tochas TIG possuem internamente uma pinça, que serve para segurar o eletrodo de tungstênio e fazer o contato elétrico. Além disso, as tochas possuem ainda bocais para direcionamento do fluxo de gás, que podem ser cerâmicos ou metálicos. Estes bocais são fornecidos em diversos diâmetros, que devem ser escolhidos em função da espessura da peça a ser soldada ou da corrente de soldagem a ser usada (Marques, 1991).

A fonte de gás protetor consiste de um cilindro ou cilindros de gás inerte e reguladores de pressão e vazão de gases. No caso de misturas, pode ainda ser usado um misturador. A quantidade de gás é proporcional ao diâmetro do eletrodo de tungstênio e do bocal de gás (Marques, 1991).

Os consumíveis principais na soldagem TIG são os gases de proteção e as varetas e arames de metal de adição. Os eletrodos de tungstênio, apesar de serem ditos não consumíveis, se desgastam durante o processo, devendo ser reconicionados e substituídos com certa frequência. Os gases de proteção mais comumente usados na soldagem TIG são o argônio, hélio ou mistura destes gases.

A seleção do gás de proteção é feita principalmente em função do tipo de metal que se quer soldar, da posição de soldagem e da espessura das peças a unir. O argônio é muitas vezes preferido em relação ao hélio porque apresenta várias vantagens: (Barbosa, 2007).

- a) Ação do arco mais suave e sem turbulências. Fácil iniciação do arco.
- b) Menor tensão no arco em uma dada corrente e comprimento de arco.
- c) Maior ação de limpeza na soldagem de materiais como alumínio e magnésio, em corrente alternada.
- d) Menor custo e maior disponibilidade.
- e) Menor vazão de gás para uma boa proteção.
- f) Melhor resistência a corrente de ar transversal.

Na soldagem TIG manual, o metal de adição é fornecido na forma de varetas de comprimento em torno de 1 m, enquanto que na soldagem automatizada, o mesmo é fornecido na forma de um fio enrolado em bobinas. O diâmetro do fio e varetas é padronizado e varia de 0,5 a 5,0 mm. Os metais de adição são encontrados numa ampla faixa de materiais e ligas, sendo classificados de acordo com sua composição química e com as propriedades mecânicas do metal depositado (Barbosa, 2007).

O eletrodo normalmente usado na soldagem TIG é um eletrodo de tungstênio puro ou ligado com tória (óxido de tório) ou zircônia (óxido de zircônio). A seleção sobre o qual é mais adequado para determinada aplicação é feita em função do material de base, da espessura da peça e do tipo e valor da corrente de soldagem. Os eletrodos são geralmente apontados antes de se iniciar a operação de soldagem, sendo esta variável bastante importante para se garantir uma boa repetitividade de resultados. Se a extremidade do eletrodo for contaminada pelo contato com a poça de fusão ou com a vareta, essa parte deve, então, ser eliminada (Barbosa, 2007).

2.2 - Soldagem de Revestimento

2.2.1. Conceitos e Definições

A soldagem de revestimento é definida pela AWS como a deposição de uma camada de metal de adição sobre a superfície de outro metal com o objetivo de obter propriedades ou dimensões desejadas (Phillips, 1965). Basicamente, este processo é empregado quando se deseja uma das seguintes aplicações:

- Prorrogação da vida útil de peças que não possuem todas as propriedades necessárias para uma dada aplicação;
- Recuperação de elementos afetados pelo desgaste ou corrosão;
- Criação de superfícies com características especiais.

Palani e Murugan (2006) argumentam que os componentes industriais estão sujeitos aos mais diversos tipos de desgaste, o que demanda manutenções frequentes e faz com que os custos de suas substituições sejam elevados. Conseqüentemente, a extensão da vida útil de tais componentes pode resultar em economias significativas.

Portanto, os diversos metais de adição são depositados com a finalidade de melhorar as propriedades de resistência à corrosão, resistência ao desgaste, resistência a altas temperaturas, aumento da dureza, controle dimensional ou para obtenção de algumas necessidades metalúrgicas (Murugan e Parmar, 1997). Tais características contribuem para que a soldagem de revestimento apresente as seguintes vantagens:

- Melhoria das propriedades superficiais no local desejado;
- Fácil uso de materiais de dureza elevada e ligas resistentes ao desgaste;
- Aplicação rápida do processo de revestimento;
- Uso econômico de elementos de liga de custos elevados;
- Proteção das peças;
- Obtenção de economias em função da extensão da vida útil dos componentes, redução de manutenção, substituição e recuperação de peças desgastadas, utilização de materiais base de baixo custo, redução do consumo de energia em serviço, aumento da eficiência dos componentes.

2.2.2. Princípios de Operação

Os revestimentos são geralmente depositados por processos de soldagem a arco elétrico ou gás combustível (Phillips, 1965). Técnicas manuais, semi-automáticas ou automáticas podem ser utilizadas independentemente do processo empregado. Quanto aos materiais de adição, compostos na forma de eletrodos nus, eletrodos revestidos, bobinas de arames, pastas e pós são disponíveis em uma grande variedade. A adesão com o material de base ocorre pela fusão ou união metalúrgica.

Alguns cuidados importantes no uso da soldagem de revestimento devem ser tomados em relação à geometria da peça, custo do procedimento de soldagem, desenvolvimento de trincas ou distorções a partir das tensões térmicas de soldagem e a qualidade desejada do revestimento. A qualidade do material depositado varia amplamente, dependendo da aplicação, do material utilizado e da habilidade do soldador (Gomes, 2010).

Com isso, o processo de revestimento ocorre de forma que os cordões sejam depositados lateralmente e com um dado nível de sobreposição até que toda a região de interesse seja recoberta conforme a figura (2.4). O nível de sobreposição dos cordões depende da aplicação do revestimento e do processo de soldagem empregado (Gomes, 2010).

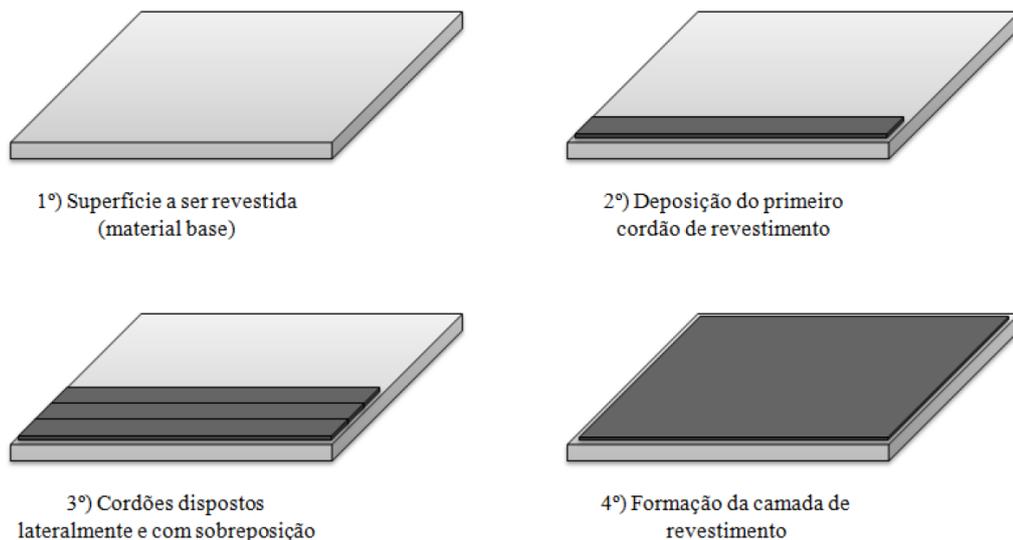


Figura (2.4) – Princípio de operação da soldagem de revestimento (Gomes, 2010).

2.2.3. Características do Processo

A principal diferença da soldagem de revestimento em relação às aplicações convencionais de soldagem diz respeito à geometria do cordão de solda. Ao contrário das aplicações convencionais, em que é desejável alta penetração (P) para garantir a resistência da junta soldada, ver figura (2.5a), na soldagem de revestimento o perfil geométrico desejado se resume a grandes larguras do cordão (W), altos reforços (R), baixas penetrações (P) e baixos percentuais de diluição (D), ver figura (2.5b). A obtenção deste perfil geométrico característico é importante para que o processo permita recobrir a maior área possível com o menor número de

passos, resultando em economias significativas de materiais e tempo. Assim, um dos maiores desafios da soldagem de revestimento consiste no ajuste adequado dos parâmetros do processo para que o material depositado adquira a geometria desejada (Gomes, 2010).

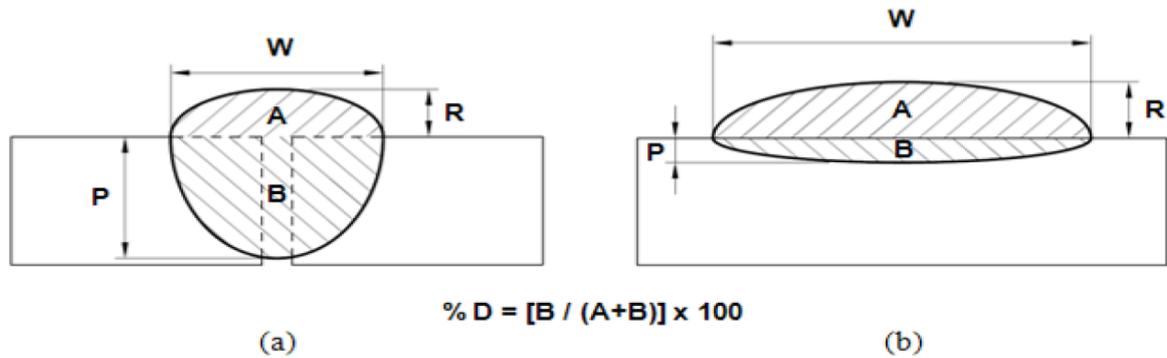


Figura (2.5) – Perfil geométrico desejado do cordão de solda: a) união da junta soldada(aplicações convencionais); b) soldagem de revestimento (Gomes, 2010).

A importância de que os cordões de revestimento apresentem a geometria definida pela figura (2.5b) vem sendo destacada por autores como Kannan e Murugan (2006) e Shahi e Pandey (2006). A figura (2.6) descreve o perfil geométrico desejado, segundo Kannan e Murugan (2006), após a deposição de três cordões com uma sobreposição de 40% para o revestimento de aços carbono com aços inoxidáveis duplex.

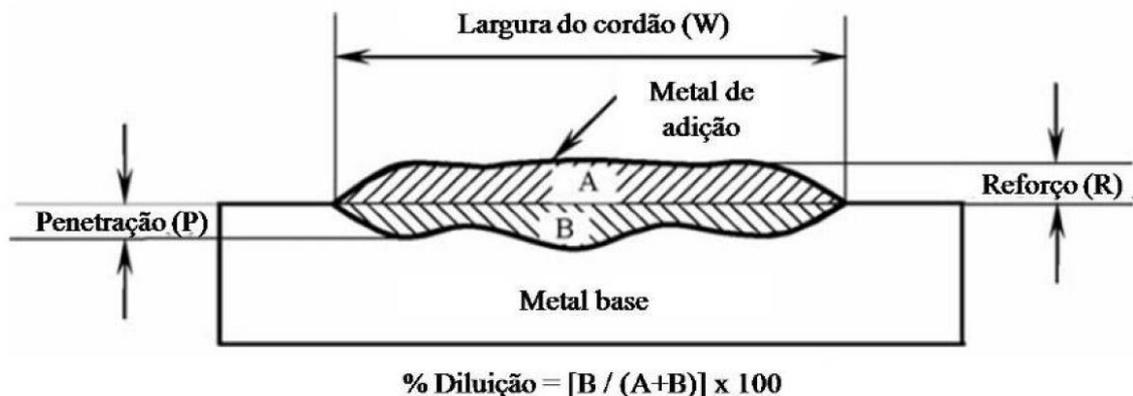


Figura (2.6) – Geometria desejada para a deposição de três cordões de revestimento com uma sobreposição de 40% (Adaptado de Kannan e Murugan, 2006).

2.3 - Soldagem de Revestimento de Aço Carbono com Aço Inoxidável

2.3.1. Conceitos e Definições

Considerando as possíveis aplicações da soldagem de revestimento apresentadas no item 2.2, verifica-se que o desenvolvimento do presente trabalho está ligado ao terceiro caso de aplicação, ou seja, a criação de superfícies com características especiais. Sendo assim, a soldagem de revestimento de aços carbono com aços inoxidáveis é definida por Palani e Murugan (2006, 2007) como a deposição de uma camada de aço inoxidável sobre superfícies de aços carbono ou aços de baixa liga com o objetivo de obter revestimentos com propriedades de anti-corrosão. Visto que o preço dos aços inoxidáveis é aproximadamente dez vezes maior que o preço dos aços carbono, a principal vantagem deste processo está relacionada ao fato de que camadas anti-corrosivas podem ser produzidas de forma mais barata, a partir de materiais de menor custo, como os aços carbono. Além disso, o emprego de um procedimento de soldagem contribui para que os revestimentos sejam depositados com rapidez e economia de material.

Quanto às propriedades dos revestimentos de aços inoxidáveis, as características desejadas do material depositado, segundo Kannan e Murugan (2006), se resumem a uma resistência razoável, boa soldabilidade com o metal base e boas propriedades de resistência à corrosão geral e à corrosão localizada. Para Ferriere *et al.* (2006), os revestimentos de aços inoxidáveis sobre aços carbono se mostram como uma boa solução para os problemas de elaboração de materiais que combinem altos níveis de propriedades mecânicas com boa resistência à corrosão.

As características anteriores têm feito da soldagem de revestimento de aços carbono com aços inoxidáveis uma operação de crescente aplicabilidade entre os mais diversos tipos de indústrias, como por exemplo, as indústrias petrolíferas, químicas, alimentícias, agrícolas, nucleares, navais, ferroviária, de construção civil, além várias outras (Murugan e Parmar, 1994; Kannan e Murugan, 2006).

Entretanto, a existência de todos esses fatores positivos faz com que este processo apresente suas peculiaridades. Conforme apresentado anteriormente, um dos principais desafios da soldagem de revestimento consiste no ajuste adequado do procedimento de soldagem para que o cordão seja depositado com a geometria desejada. Além disso, para o caso de revestimentos de aços carbono com aços inoxidáveis, verifica-se que as propriedades e a qualidade final dos revestimentos são fortemente influenciadas pelo percentual de diluição. Na medida em que este

processo se propõe à união de materiais com composições químicas diferentes, a mistura dos elementos presentes no aço carbono com os elementos do aço inoxidável pode comprometer as propriedades finais de anti-corrosão, o que inviabiliza esta operação. Portanto, o controle da diluição se caracteriza como um dos requisitos mais importantes da soldagem de revestimento de aços carbono com aços inoxidáveis (Gomes, 2010).

2.4 - Diagramas de Equilíbrio

Folkhard (1984), cita que para entender os fenômenos que ocorrem na soldagem é necessário entender a constituição dos diagramas de equilíbrio. Para que se estude a propriedade de um revestimento soldado de aço inoxidável, e os fenômenos associados que surgem na zona termicamente afetada, necessita-se ter conhecimento dos diagramas constituídos pelos elementos de liga que compõem estes aços. Muitos fenômenos de soldagem podem ser explicados e muitas das vezes previstos com a ajuda destes diagramas.

Em metalurgia físico-química, diagramas constituídos denominam-se de diagrama de equilíbrio, isto é, representam situações onde as taxas de aquecimento e de resfriamento são extremamente baixas. Em operações de soldagem, entretanto, as taxas de resfriamento são extremamente altas. Portanto, esperam-se desvios no diagrama de equilíbrios. Tais desvios devem aparecer, por exemplo, na solidificação, na forma de fenômenos de transformação em resfriamentos rápidos, ou na completa ausência destes (Folkhard,1984).

Nos casos dos aços carbono, os diagramas de resfriamento contínuo são bastante úteis. Um equilíbrio aproximado somente é encontrado durante subsequente tratamento térmico após soldagem. Entretanto, muitas das transformações que surgem durante a soldagem e solidificação podem ser até certo ponto previstas pelo diagrama de equilíbrio. É de grande importância não só o conhecimento do diagrama de equilíbrio dos aços inoxidáveis como, principalmente também, os dos metais de solda (Folkhard,1984).

A maioria dos aços inoxidáveis são ligas austeníticas de ferro-cromo-níquel, sendo os de maior representatividade os chamados aços 18/8, onde se tem cerca de 18% de Cr e 8% de Ni (AISI 302), desenvolvido em 1912 por Straub e Maurer apud Folkhard (1984). Materiais auteníticos mantêm sua estrutura a temperatura ambiente, isto é, transformações γ - α não ocorrem.

Porém, processos de segregação e precipitação durante o resfriamento e tratamento térmico de alívio de tensões pós-soldagem, influenciam diretamente na resistência a trincas, tenacidade e propriedades de corrosão da junta soldada. Com um conhecimento adequado do diagrama de equilíbrio é possível, portanto, prever satisfatoriamente as possíveis reações metalúrgicas que ocorrerão no metal de solda e na zona termicamente afetada. Este conhecimento é completado com sucesso por um conhecimento da cinética de transformação e dos processos de precipitação bem como das possíveis segregações particulares do metal de solda (Folkhard,1984).

A figura (2.7) mostra o diagrama de equilíbrio Ferro-Cromo de acordo com Kubaschewski apud Folkhard (1984). O elemento cromo restringe o limite da fase γ (austenita), à medida que se aumenta o conteúdo de liga, até desaparecer completamente com aproximadamente 12% de cromo.

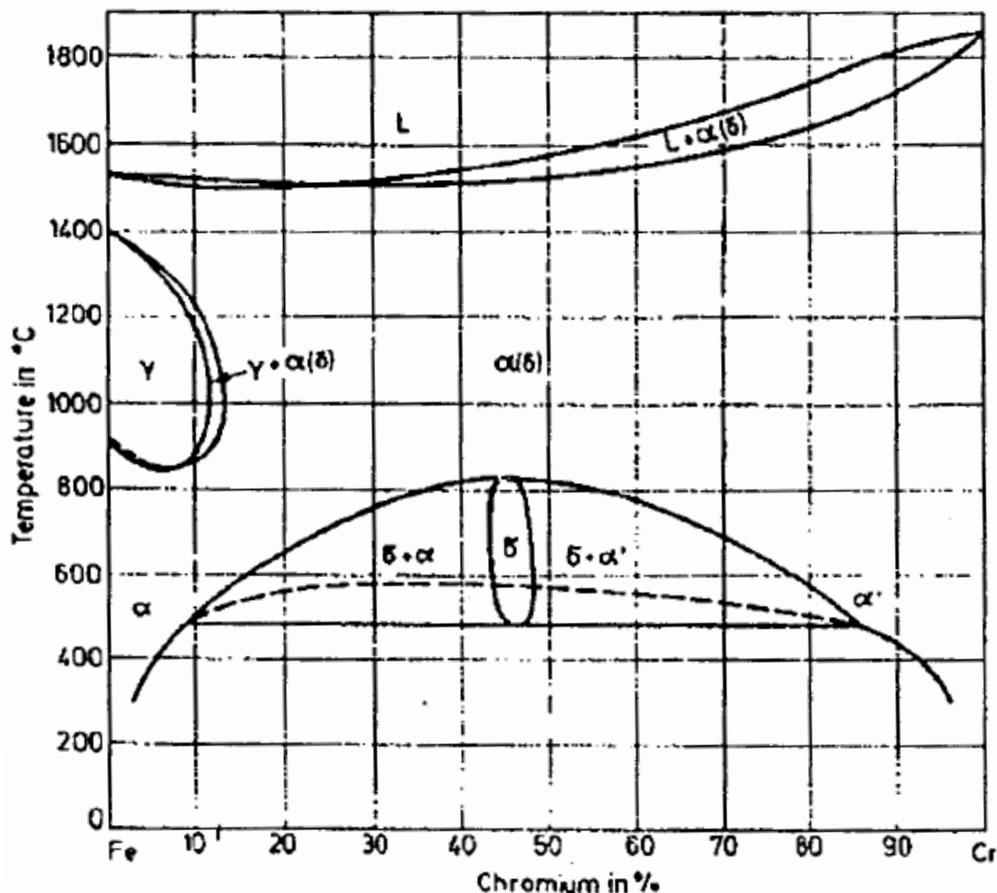


Figura (2.7) – Diagrama de Equilíbrio Ferro-Cromo de acordo com Kubaschewski apud Folkhard (1984).

Isto significa que ligas Fe-Cr com mais de 12% de cromo não mostram nenhuma transformação γ - α . Assim, exclui-se qualquer refino de grão e em consequência a possibilidade de endurecimento (Folkhard,1984).

Cromo é considerado alfacênico, isto é, um elemento de liga fortemente estabilizador de ferrita. Ferrita δ e ferrita α apresentam o mesmo tipo de estrutura cristalina caracterizado por uma rede cúbica de corpo centrado (c.c.c). Em soldagem de ligas austeníticas, a ferrita formada pela precipitação primária (oriunda da solidificação) é comumente chamada de ferrita delta (δ) (Folkhard,1984).

Com um alto teor de cromo, a frágil fase sigma σ inicia sua precipitação nas ligas ferríticas Fe-Cr próximo a 820°C; ela contém aproximadamente 45%Cr e representa um composto intermetálico de ferro e cromo (Fase sigma é um composto intermediário de estrutura tetragonal e um arranjo regular de átomos), (Folkhard,1984).

Seu reticulado cristalino tem um arranjo alternado um átomo de ferro e um átomo de cromo. Devido a isto, em ligas que contem altos teores de cromo pode ocorrer a fragilização. A fase sigma precipitada leva a um empobrecimento de cromo no contorno de grão, deste modo tem-se um efeito prejudicial na resistência a corrosão(Folkhard,1984).

Abaixo de 600°C, defronta-se com uma separação de ferrita, em ferrita α ferromagnética rica em ferro e ferrita α' rica em cromo paramagnética com aproximadamente 80% de cromo, não detectável por microscopia optica, onde tem-se a formação de ferrita delta com a precipitação de fase sigma, causa da chamada fragilização a 475°C dos aços inoxidáveis; a linha pontilhada da figura (2.8) apresenta a temperatura máxima onde ocorre a fragilização em torno de 475°C (Folkhard,1984).

A figura (2.8) mostra o diagrama de equilíbrio Ferro-Níquel de acordo com Kubaschewski apud Folkhard (1984). Ao contrário do cromo, o níquel tem uma forte tendência em direção a formação de austenita (fase γ), isto é, a partir de 5% de Ni em diante, o fundido não mais se solidifica como cristais δ e sim como cristais γ .

A formação de ferrita da fusão é limitada a um pequeno canto de ferrita δ à esquerda e acima na figura (2.8); com esta ferrita voltando a ser austenita quando os passes resfriam-se do limite de temperatura de 1450°C para 1400°C esta transformação é peritática (o que ocorre entre as fases líquidas e sólidas), (Folkhard,1984).

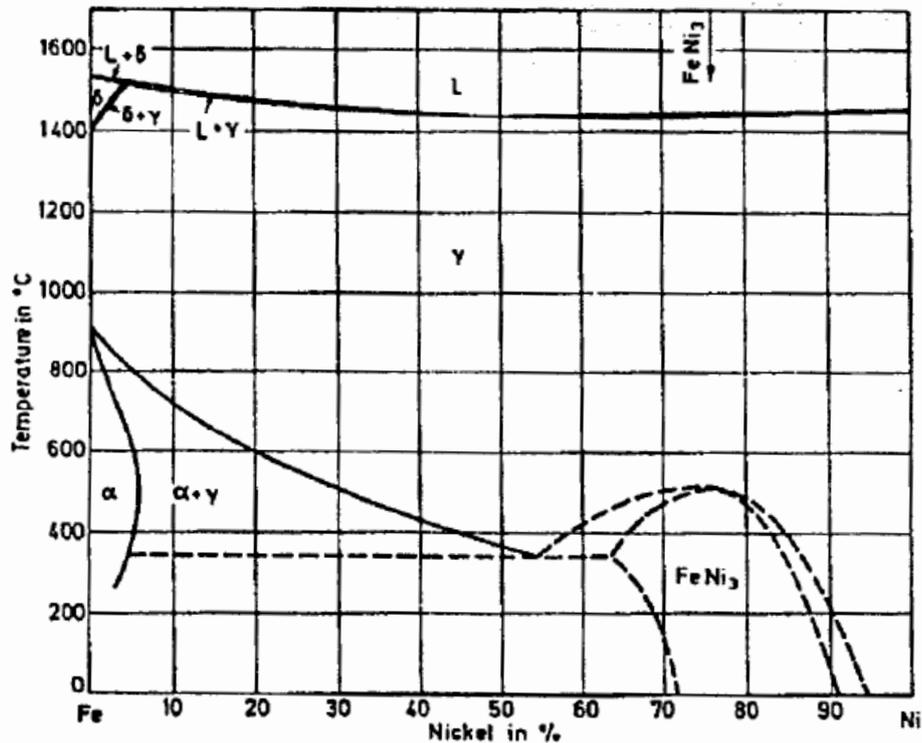


Figura (2.8) – Diagrama de equilíbrio Ferro- Níquel de acordo com Kubaschewski apud Folkhard (1984).

Diferente do cromo, o níquel não restringe, mas expande substancialmente a área da austenita. Com um aumento do teor de níquel, a área de transformação γ - α é deslocada para temperatura mais baixa, de cerca de 900°C para 350°C. A estrutura é estabilizada de tal modo que qualquer queda de temperatura mesmo que seja de 1°C desestabiliza-a, buscando sempre se igualar à temperatura ambiente, com taxas rápidas de resfriamento (Folkhard,1984).

Os aços austeníticos ao cromo e níquel são baseados neste efeito, de modo que a classe destes aços, não é dotada de grande dureza, tendo em vista o domínio completo desta transformação γ - α . As estruturas austeníticas não são magnéticas e podem facilmente ser distinguidas dos aços ferríticos com o auxílio de um ímã (Folkhard,1984).

2.4.1 - Diagramas Ternário Fe-Cr-Ni

Os Aços inoxidáveis austeníticos são ligas do sistema ternário Fe-Cr-Ni, a figura (2.9) que apresentam estrutura cúbica de faces centradas (CFC) à temperatura ambiente.

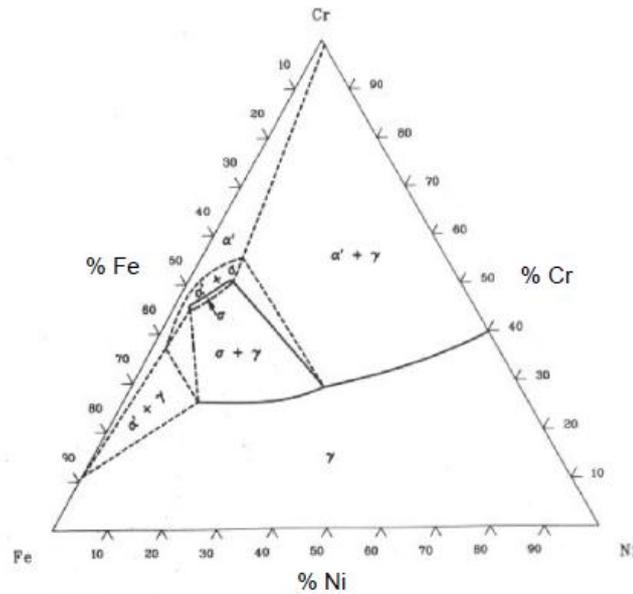


Figura (2.9) – Sistema ternário Fe-Cr-Ni (Ferreira, 2008).

Essa classe de aços possui um teor mínimo de 16% de cromo, 8% de níquel e uma variação na porcentagem de carbono compreendida entre 0,02% a 0,15%. Para compreender melhor a estrutura desses elementos anteriormente citados na estrutura do aço inoxidável austenítico é mostrado uma seção vertical do diagrama ternário Fe-Cr-Ni como ilustrado na figura (2.10) (Ferreira, 2008).

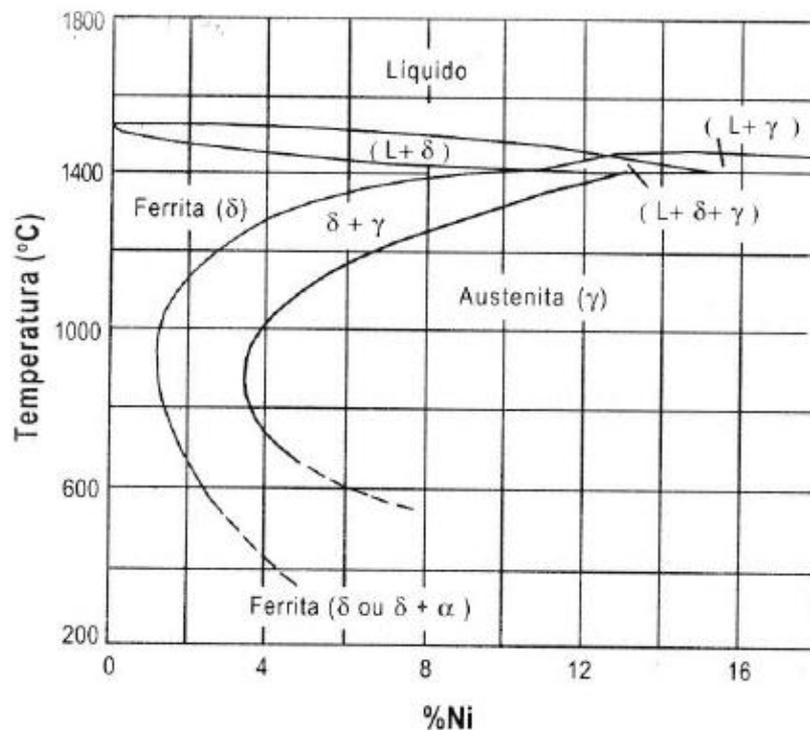


Figura (2.10) - Seção vertical para 18% de Cr do diagrama ternário Fe-Cr-Ni para teores de carbono inferiores a 0,03% (Modenesi, 2001).

De acordo com a figura (2.10), aços inoxidáveis austeníticos com composições inferiores a 1% ou 1,5% de níquel apresentam microestrutura ferrítica entre a temperatura ambiente e o início da fusão. De acordo com Padilha e Guedes (1994), para valores compreendidos entre 2% e 3,5% de níquel, o aço apresenta estrutura bifásica (austenita e ferrita) que aumenta progressivamente com o aumento do teor de Ni.

Para teores acima de 3,7% de Ni, ocorre a presença completa da estrutura austenítica que se amplia gradativamente com a elevação dos teores de Ni, enquanto a temperatura de início da formação de martensita é diminuída. Contudo, para teores de Ni acima de 8% consegue-se obter a estrutura austenítica a temperatura ambiente, obtendo-se, dessa maneira, aços inoxidáveis austeníticos que são ligas contendo teores superiores a 18% de cromo e 8% de níquel como afirmação da literatura de Padilha e Guedes (1994). Além do Cr e Ni, podem ser adicionados outros elementos constituintes para melhorar as propriedades mecânicas do aço.

Esse tipo de inox γ não é ferromagnético, possui baixo limite de escoamento em comparação aos martensíticos e apresentam alta ductilidade, além de boa trabalhabilidade e soldabilidade conforme referência bibliográfica de Moreira e Lebrão (2002).

Os aços inoxidáveis austeníticos podem ser endurecidos por precipitação, mas sua resistência à tração e dureza pode ser aumentada por encruamento. Os aços inoxidáveis austeníticos são muito empregados em equipamentos, estruturas e tubulações para diversas indústrias, principalmente a petroquímica (Ferreira, 2008).

Este grupo de aços é o mais utilizado, representando cerca de 65% a 70% do total em uso. Esta posição dominante é função do alto nível de fabricabilidade, resistência à corrosão e uma grande variedade na combinação de propriedades que podem ser obtidas por diferentes composições, fornecendo uma boa escolha do material para um grande número de aplicações como mostra a figura (2.11) (Ferreira, 2008).

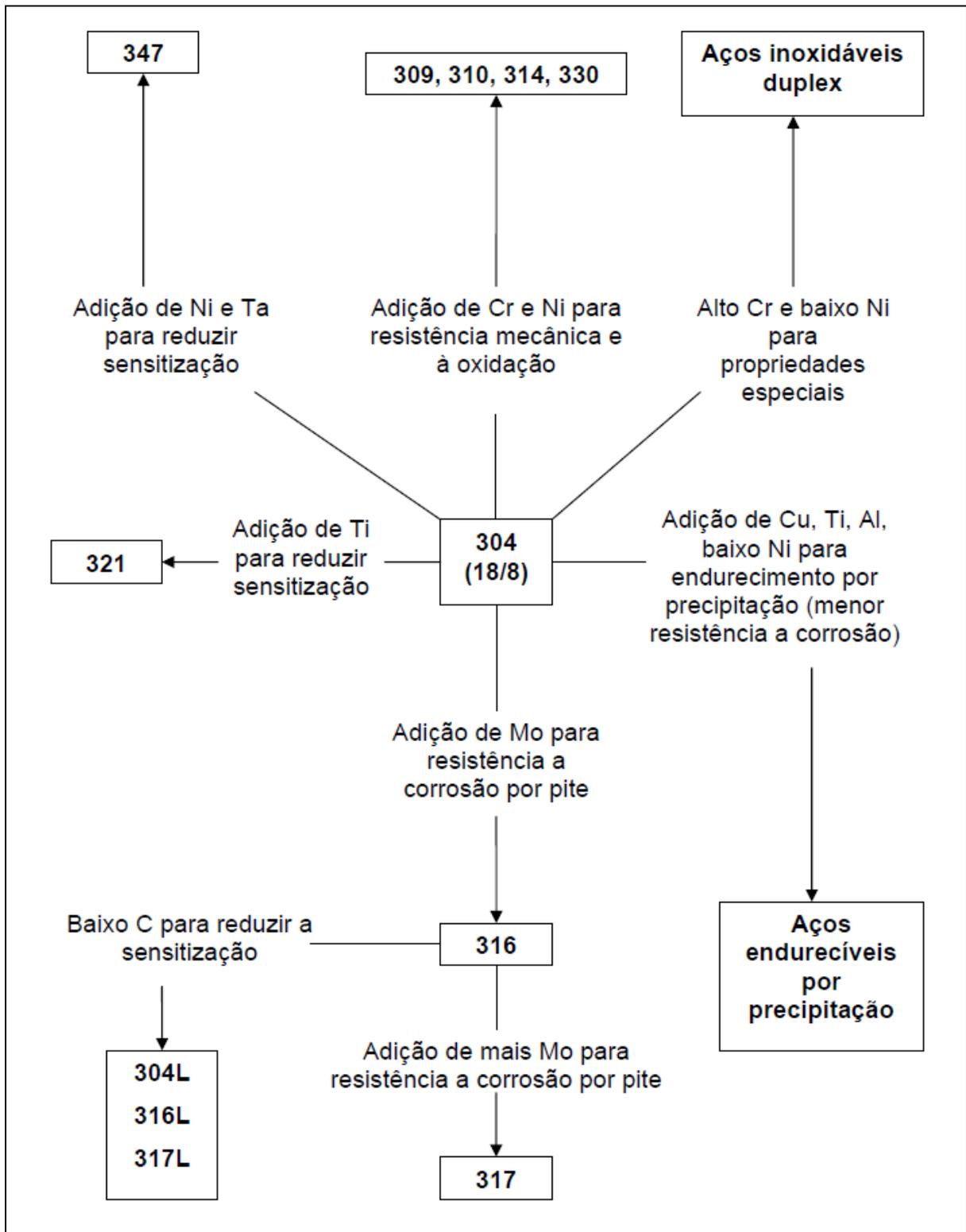


Figura (2.11) - Classificação dos aços inoxidáveis para diferentes composições (Ferreira, 2008).

2.4.2 – Estrutura da Zona Fundida

Segundo Modenesi (2001), a microestrutura final da ZF de um aço inoxidável austenítico dependerá da forma de solidificação do aço e das transformações subseqüentes no estado sólido. Esta microestrutura pode ser classificada de acordo com a morfologia da ferrita. As principais microestruturas encontradas, para valores crescentes da região Cr/Ni, são as da figura (2.12):

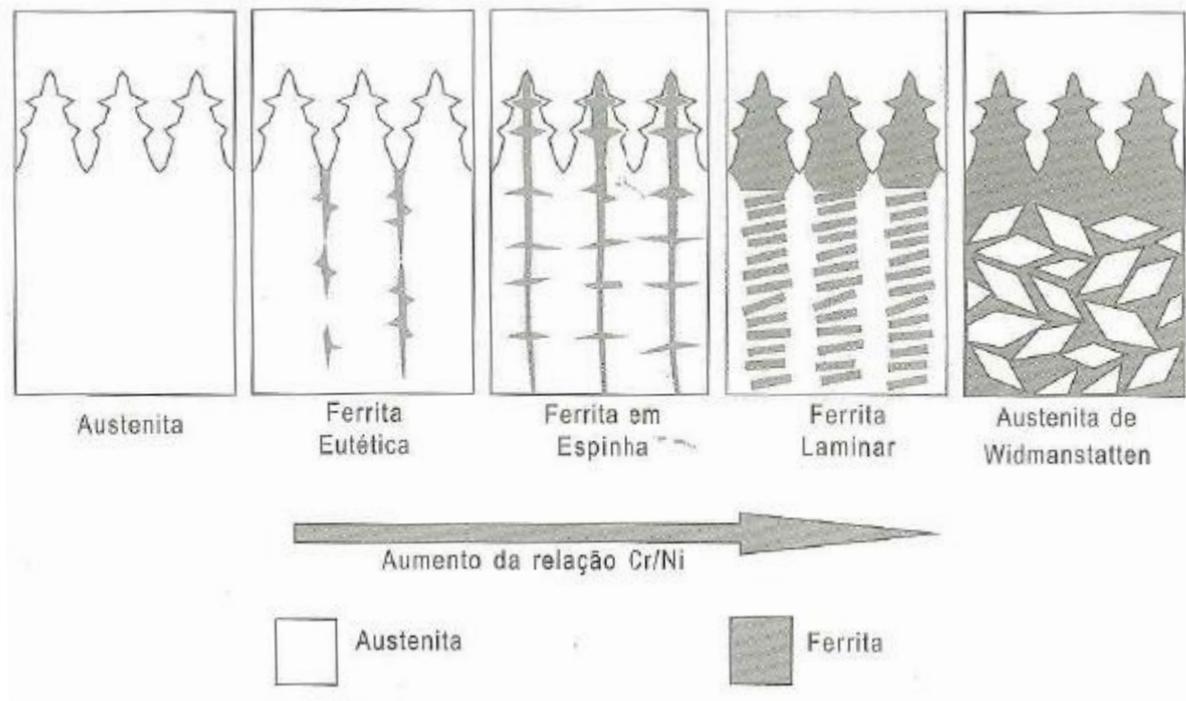


Figura (2.12) – Exemplo de morfologia da ferrita δ na zona fundida de aços inoxidáveis austeníticos (Modenesi, 2001).

- Austenita: Este tipo de microestrutura resulta da solidificação direta para austenita, sem formação de ferrita.

- Austenita + Ferrita eutética: Resulta de solidificação em austenita primária com formação de ferrita em reação eutética ao final da solidificação e localizada em contornos de grão ou dendritas ou células.

- Austenita + ferrita em espinha ou vermicular: Resulta da solidificação em ferrita primária com formação de austenita tanto nas etapas finais desta como estado sólido. A ferrita remanecente se localiza ao longo do centro das dendritas. Esta é a morfologia mais comumente observada em soldas de aços inoxidáveis austeníticos.

- Austenita + ferrita laminar ou rendilhada: Resulta da solidificação em ferrita primária com transformação desta em austenita ao seu estado final principalmente no estado sólido. Microestrutura característica de soldas com elevada quantidade de ferrita ou resfriadas rapidamente. A austenita aparece na forma de laminais aproximadamente paralelas com a ferrita remanescente localizada entre as lâminas.

- Ferrita + Austenita de Widmanstätten: Neste caso, a solidificação ocorre somente com formação de ferrita. A austenita é formada, na matriz de ferrita já completamente solidificada, nucleando nos contornos de grão de ferrita e crescendo como placas para o interior dos grãos.

2.4.2.1 – Diagramas Constitucionais Empíricos

A estrutura de solda não depende somente da velocidade de resfriamento e da razão Cr/Ni. Em particular, os outros elementos de liga adicionados ao aço também afetam a estabilidade relativa das fases. Para classificar o efeito destes elementos, estes foram divididos em formadores de ferrita (por exemplo, Cr, Mo, Si, Nb e Al) e de austenita (por exemplo, Ni, C, N e Mn). O seu efeito relativo na formação de uma fase ou outra é, em geral, expresso em termos de equivalência de cromo e equivalência de níquel e a sua influência combinada pode ser apresentada em diagramas constitucionais empíricos. Dentre estes podemos citar: Diagrama de Schaeffler, que permite prever a microestrutura da ZF com base na sua composição química e não é restrito aos aços inoxidáveis austeníticos, figura (2.13); Diagrama de DeLong, proposto na década de 70, é similar ao de Schaeffler, a diferença é que passou a considerar o efeito do nitrogênio, um elemento formador de austenita, figura (2.14); Diagrama do WRC, criado em 1992, este é particularmente útil para avaliar a microestrutura de aços inoxidáveis martensíticos e ferríticos, figura (2.15) (Modenesi, 2001).

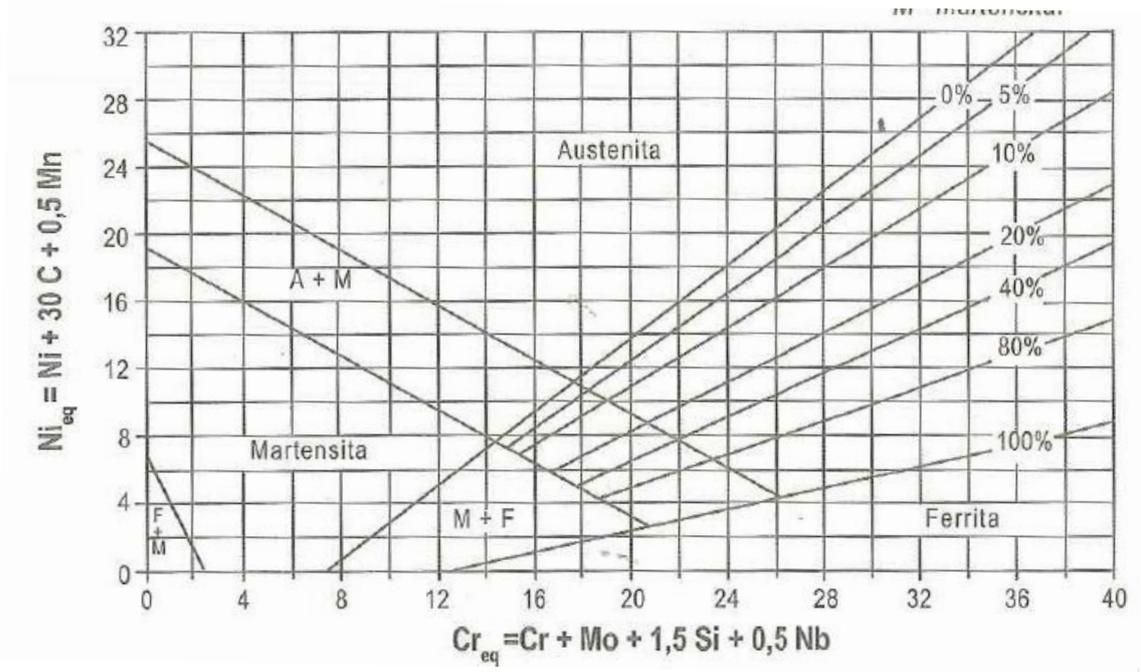


Figura (2.13) – Diagrama de Schaeffler (Modenesi, 2001).

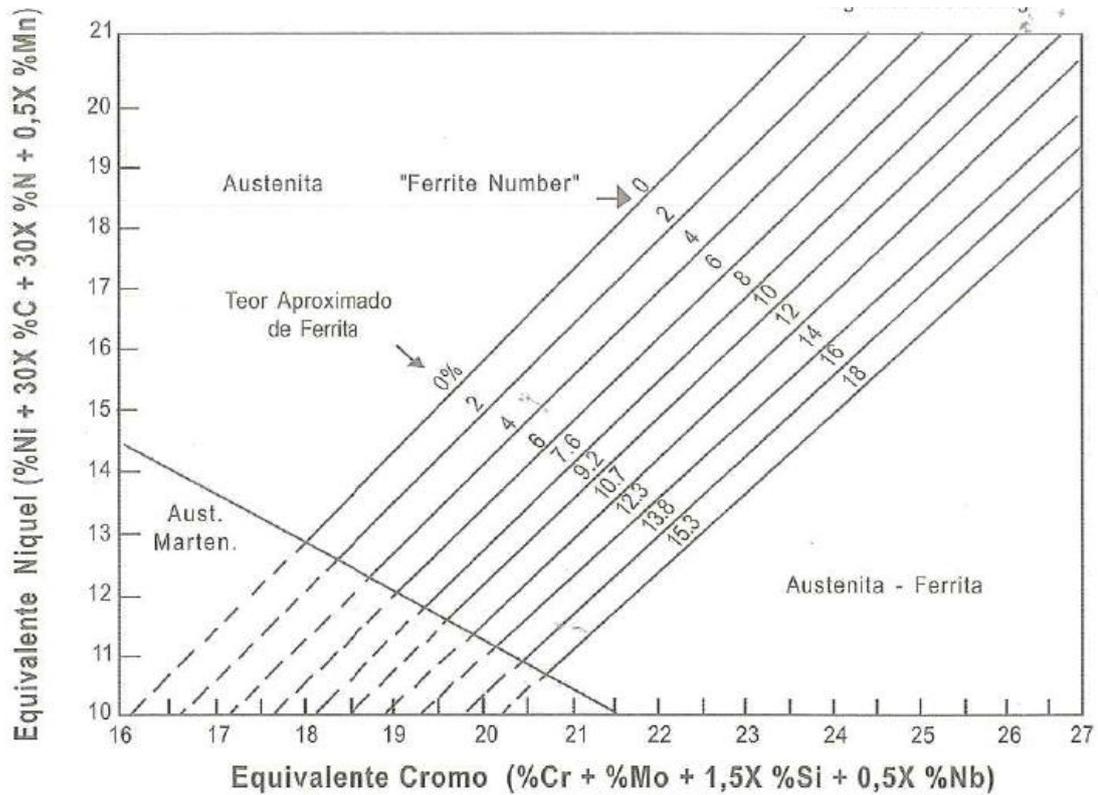


Figura (2.14) – Diagrama de DeLong (Modenesi, 2001).

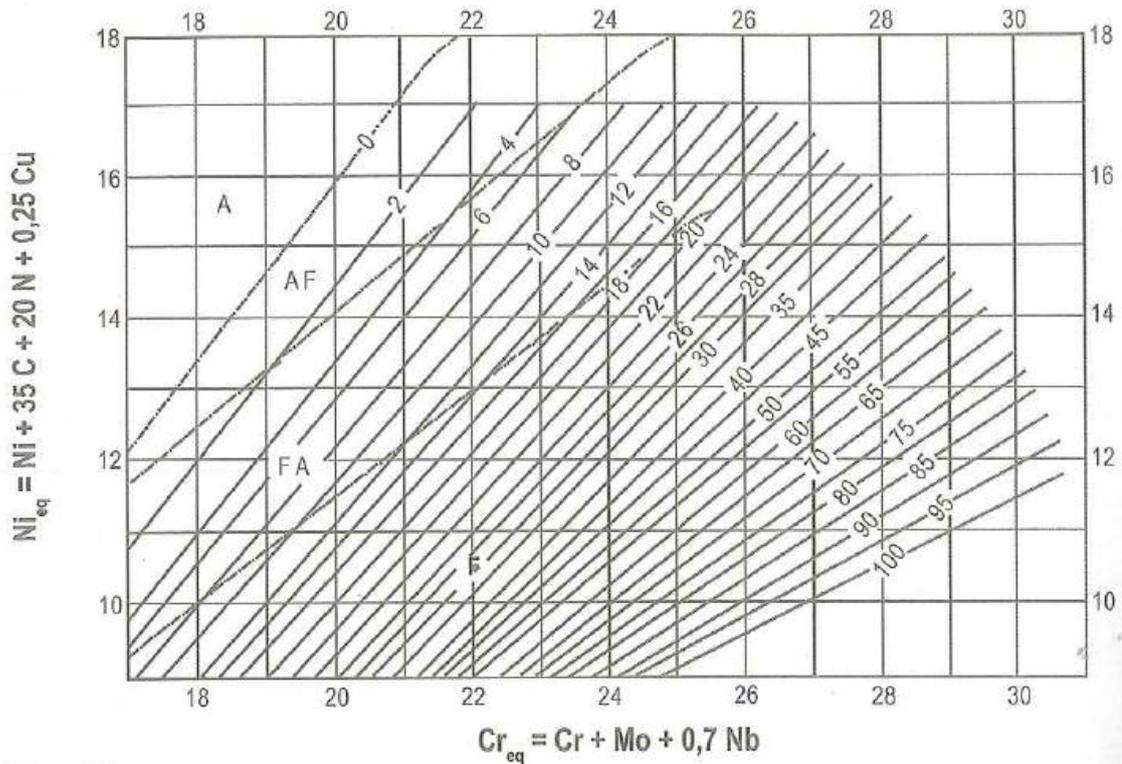


Figura (2.15) – Diagrama do WRC92 (Modenesi, 2001).

2.5 - Diagrama de Schaeffler

O diagrama de Schaeffler é um valioso instrumento para a avaliação do depósito de solda. Ele permite estudar a composição química e a estrutura final de uma solda de um aço ligado. Permite também escolher os eletrodos apropriados para cada soldagem, mesmo dissimilar, de aço liga, aço carbono, aço inox ferrítico, austenítico, etc. Chega-se a comparar a importância do diagrama de Schaeffler para os aços inoxidáveis à importância do diagrama Fe-C para os aços carbono (Almir, 1990).

Já existia, para os aços ao cromo e níquel laminados e forjados, desde 1920, um diagrama estrutural, chamado diagrama de Maurer. Porém Schaeffler modificou e o adaptou à soldagem, utilizando eletrodos revestidos de 4,7mm de diâmetro e diferentes composições de cromo e níquel. O método consistiu em depositar cordões simples e sem diluição conforme as normas da American Welding Society. Determinando a estrutura e a composição desse metal depositado, encontram-se os seguintes constituintes (Almir, 1990):

- AUSTENITA: uma estrutura puramente austenítica, c.f.c., de grande tenacidade, mas sujeita a fissurações a quente;

- FERRITA: uma estrutura ferrítica pura, e também uma estrutura austeno-ferrítica, de grande importância;

- MARTENSITA: uma estrutura pura e pouco tenaz (de acordo principalmente com o teor de carbono), sujeita a trincas a frio. Pode ser encontrada pura, ou o que é mais comum, com austenita e/ou ferrita. Nesse caso, suas propriedades devem ser melhores;

Em um sistema de coordenadas, onde os eixos representavam o efeito dos elementos alfacênicos, locou-se os pontos referentes aos materiais envolvidos, encontrando as respectivas estruturas a temperaturas ambiente na figura (2.16).

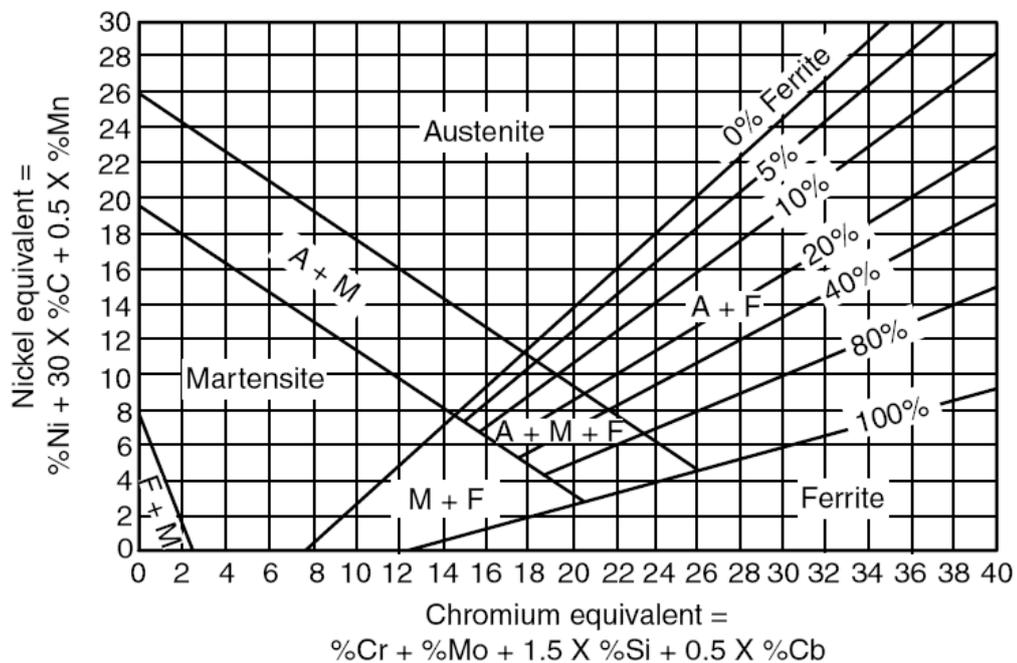


Figura (2.16) – O diagrama de Schaeffler usado para fazer um prognóstico da microestrutura da solda (Kou, 2003).

2.5.1 - Influência dos Elementos de Liga na Geração da Ferrita e da Austenita

Schaeffler mostrou que outros elementos agiam como o cromo e o níquel em maior ou menor escala. Seu grande trabalho foi pesquisar a influência de cada um. Verificou que todos eles (os usados realmente) podiam se encaixar em uma das duas categorias: alfacênicos ou gamagênicos (Almir, 1990). Essas propriedades e fases presentes são especificadas para cada elemento participante da constituição dessa ligas conforme referências bibliográficas de Padilha e Guedes (1994) e Moreira e Lebrão (2002):

2.5.1.1 – Elementos Gamagênicos

Consideram-se como Gamagênicos os seguintes elementos:

- Níquel: é o gamagênico principal, isto é, sua adição amplia a faixa de estabilidade da austenita. É um elemento endurecedor por solução sólida. Também pode auxiliar na formação da camada passiva (óxido de Cr-Ni) aumentando a resistência à corrosão e ao calor;

- Carbono: usado em pequenas percentagens, raramente ultrapassa 0,30% e raramente situa-se a menos de 0,03%. A adição de C está relacionada com o tipo de aço inoxidável. Nos aços martensíticos, a adição visa aumentar a dureza da martensita e a precipitação de carbonetos aumentando dessa maneira a resistência mecânica e ao desgaste. Nos aços austeníticos e ferríticos, o teor de C é limitado devido ao fenômeno de sensibilização e corrosão intergranular;

- Nitrogênio: em teores maiores que 0,07%, o nitrogênio pode ser considerado como elemento de liga que tem efeito análogo ao do carbono. Melhora a ductilidade (para teores de 0,5% a 1%) e a dureza (para teores de 0,3% a 0,4%). Estabiliza a austenita podendo ser empregado como um substituto de níquel, sem o inconveniente da precipitação de carbonetos que o carbono oferece.

- Manganês: pode substituir uma parcela considerável de níquel para conseguir, a temperatura ambiente, manter a estrutura austenítica. Em teores maiores que 6% (alguns autores dizem 4%) pode se comportar como alfacênico, exigindo um maior teor de níquel para contrabalançar seu efeito.

- Cobre: parece ser levemente gamagênico. Pode melhorar a resistência em certos meios de corrosão, assim como a resistência a fluência.

2.5.1.2 – Elementos Alfacênicos

Consideram-se como alfacênicos os seguintes elementos:

- Cromo: é o principal; é o termo de comparação dos demais elementos alfacênicos. É o elemento responsável pela formação da camada passiva na superfície. Além da resistência à corrosão, o Cr é um elemento “alfacênico”, isto é, amplia a faixa de estabilidade da ferrita. As adições de Cr têm influência significativa nas propriedades mecânicas promovendo o endurecimento por solução sólida.

- Silício: possui uma influência 50% maior (coeficiente de 1,5), que o cromo, até o teor de 1%. Pode ser utilizado como elemento de liga nos aços refratários, ou

para melhorar a resistência dos aços 18-10 (18%Cr e 10%Ni), em certos casos de corrosão sob tensão.

- Molibdênio: Aumenta a estabilidade da camada passiva e a resistência à corrosão em ácido sulfúrico e na água do mar com conseqüente resistência a corrosão por pite. Sua influência é aproximadamente a mesma do cromo (fator 1,0).
- Tungstênio: melhora a resistência mecânica a temperaturas elevadas.
- Nióbio-Titânio: usados em teores bem pequenos, são alfacênicos e contribuem para fixar o carbono, evitando a corrosão intergranular.

2.5.2 – Conceito de Níquel Equivalente

Conceitua-se, como níquel equivalente, a soma dos teores de níquel e dos elementos gamagênicos, multiplicados pelo fator que expressa sua influência relativamente ao níquel. Assim o teor de níquel equivalente pode ser expresso por:

$$\text{Ni eq.} = \% \text{Ni} + 30 \times \% \text{C} + 0,5 \times \% \text{Mn} \quad \text{Equação [2.1]}$$

2.5.3 – Conceito de Cromo Equivalente

Analogamente o cromo equivalente será a soma ponderada dos elementos alfacênicos:

$$\text{Cr eq} = \% \text{Cr} + \% \text{Mo} + 1,5 \times \% \text{Si} + 0,5 \times \% \text{Nb} \quad \text{Equação [2.2]}$$

A parte mais importante do diagrama é a região austeno-ferrítica, onde se encontram várias curvas que expressam o teor de ferrita na estrutura. Essas linhas são de grande utilidade, ver diagrama de Schaeffler, figura (2.14).

2.5.4 – Escolha da Composição Ótima para a Zona Fundida

Demarcação de campos: sobre o diagrama de Schaeffler, pode-se demarcar regiões de problemas característicos. As composições químicas das soldagens que caírem dentro dessas regiões mostradas na figura (2.17), tendem a apresentar os problemas caracterizados. Assim, ao se executar a soldagem deve-se levar em conta primeiramente a prevenção contra o problema indicado abaixo conforme as referencias bibliográficas de Barbosa (2007) e Cordeiro (2008):

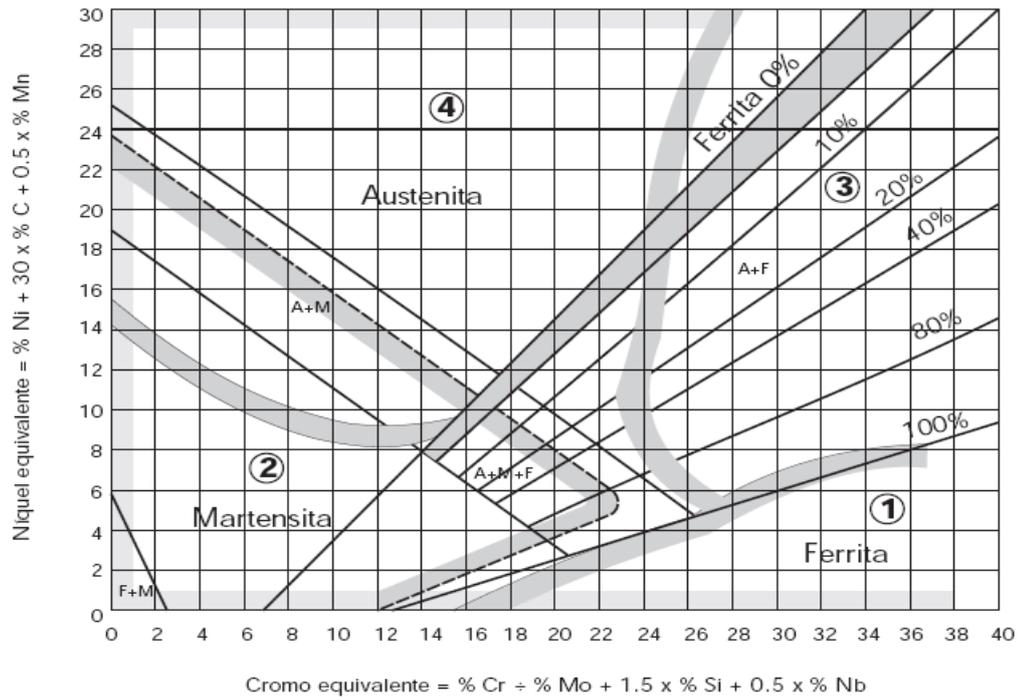


Figura (2.17) – Regiões problemáticas típicas da soldagem de aços inoxidáveis (ACESITA S/A, 2003).

CAMPO 1: ZONA DE CRESCIMENTO DE GRÃO

Abrange geralmente a região dos aços inoxidáveis ferríticos, ao cromo e com baixo teor de carbono; o problema é o crescimento irreversível dos grãos, quando o aço está aquecido a temperaturas maiores que 1150°C.

Esse crescimento irreversível dos grãos é mais acentuado na zona termicamente afetada, resultando em fragilização. Normalmente não resiste sequer aos esforços de contração próprios da soldagem.

Por essa razão, procurava-se evitar a soldagem desses aços, especificando-se outro tipo que, embora mais caro, evite tais riscos. O uso mais generalizado desses aços é na soldagem de revestimento de chapas (“clad”), muito comum na indústria petrolífera e petroquímica, porque a fragilidade do revestimento é, em parte, compensada pela ductilidade da chapa base.

CAMPO 2: ZONA DE FISSURAÇÃO A FRIO

Esse campo abrange as estruturas martensíticas e parte das estruturas mistas martensíticas-austeníticas e martensíticas-ferríticas. São normalmente os aços temperados ou temperados e revenidos, com teores mais altos de carbono (ex: 0,3%) e os revestimentos duros que são os problemas desse campo.

A fissuração a frio (abaixo de 400°C) ocorre nesses aços devido à coexistência desses três fatores: estrutura metalúrgica martensítica, tensões e hidrogênio.

A fissuração normalmente se localiza na zona termicamente afetada da junta soldada, mas pode também ocorrer no cordão de solda.

CAMPO 3: ZONA DA FASE SIGMA

Este campo engloba todas as composições de ligas que têm possibilidade de, após longo tempo de permanência a temperaturas na faixa de 500-900°C, fazer surgir uma fase chamada fase sigma, basicamente Fe-Cr, que tem como principal característica, uma fragilidade elevada a temperatura ambiente. A fase sigma sendo formada basicamente de ferro e cromo, tem mais facilidade de se desenvolver a partir da ferrita. Entretanto também pode ser formada na austenita. Sendo a proporção na fase de aproximadamente um átomo de ferro para um átomo de cromo, era de se esperar que só ligas de alta percentagem de cromo fossem susceptíveis. Porém, devido a possibilidade de difusão, aliada ao fato de haver regiões microsegregadas de composições químicas diversas, há ocorrência de fase sigma em ligas com até 20% de cromo, austeníticas ou ferríticas.

CAMPO 4: FISSURAÇÃO A QUENTE

O campo engloba basicamente as composições austeníticas. O problema que pode ocorrer nas soldagens de ligas cuja composição esteja nesse campo é a fissuração a quente. Ocorre em temperaturas acima de 1250°C. a explicação desse fenômeno é que, nessas ligas, há possibilidade de formação de fases segregadas, de menor resistência mecânica. Esse fato, aliado a tensões de contração oriundas de uma soldagem, é suficiente para fissurar a solda em temperaturas ainda elevadas. Ocorre basicamente no cordão fundido, embora possa ocorrer na ZTA.

REGIÃO CENTRAL: "ISENTA DE PROBLEMAS"

No centro do diagrama existe uma região que não pertence a nenhum dos quatro campos. As composições químicas que pertencem a essa região indicam que a liga está livre dos quatro efeitos citados.

O objetivo então é tentar fazer com que a composição química da zona fundida caia dentro dessa região, embora esse procedimento não resolva a situação para a zona termicamente afetada, cuja composição química é a do metal de base. Os parâmetros a controlar para alcançar esse objetivo são basicamente a escolha do eletrodo (metal de adição, fluxo, etc) e o controle da diluição (participação do

metal de base) pela seleção apropriada dos parâmetros do processo de soldagem utilizado. Ainda que esse objetivo não seja atingido, o diagrama de Schaeffler indicará o problema principal a encontrar na soldagem, possibilitando a prevenção (ou correção) necessária (Barbosa, 2007).

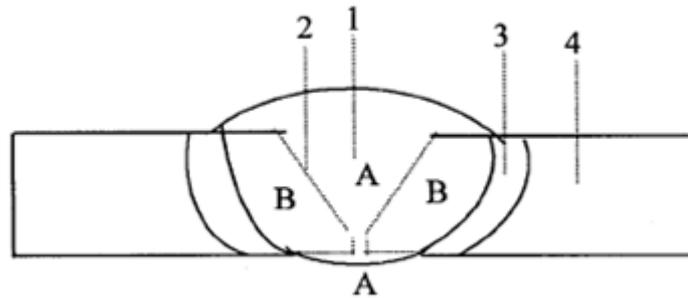
2.6 – A Questão da Diluição

Nos processos de fusão, a zona fundida pode ser formada sob as mais diversas condições. Nos processos mais comuns, isto é, na soldagem a arco com eletrodo consumível, o metal de adição fundido é transferido para a poça de fusão na forma de gotas, aquecidas a temperaturas muito elevadas, acima de 2000°C, no caso de aços (Marques, 1991).

Nas partes mais quentes da poça de fusão, localizadas logo abaixo do arco, o metal de adição é misturado, sob intensa agitação, ao metal de base fundido. Na parte superior da poça, a temperatura cai e ocorre a solidificação. Nas regiões superaquecidas ocorre uma intensa interação do metal fundido com os gases e escórias presentes na região do arco. Essas interações envolvem a absorção de gases (por exemplo, o hidrogênio pelo aço, alumínio ou cobre), a redução de óxidos, com a transferência de oxigênio para o metal, a transferência de elementos de liga e impurezas do metal fundido para a escória ou vice-versa e a volatilização de elementos com maior pressão de vapor (por exemplo, Zn, Cd, Cr e Al) (Marques, 1991).

A composição química final da zona fundida depende da intensidade destas interações, das composições químicas do metal de base e de adição e da participação relativa destes na formação da zona fundida. Esta participação relativa é conhecida como “coeficiente de diluição” ou simplesmente, como “diluição” (ver equação 3). A diluição pode ser medida em macrografia da seção transversal de soldas, como mostra a figura (2.18) e (2.19). Seu valor pode variar entre 100% (soldas sem metal de adição) e 0% (brasagem) (Marques, 1991).

O controle de diluição é importante na soldagem de metais dissimilares, na deposição de revestimentos especiais sobre uma superfície metálica, na soldagem de metais de composição desconhecida, caso muito comum em soldagem de manutenção de materiais que tenham altos teores de elementos prejudiciais à zona fundida, como o carbono e o enxofre (Irving, 1992).



1. Zona Fundida
2. Zona de Ligação
3. Zona Afetada Termicamente
4. Metal de Base

Figura (2.18) – Diluição medida na seção transversal de uma solda (Marques, 1991).

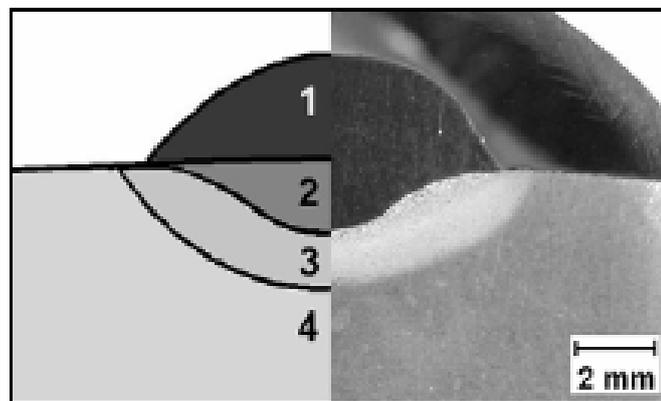


Figura (2.19) – Macrografia de uma solda de revestimento (Bohórquez *et al.*, 2010).

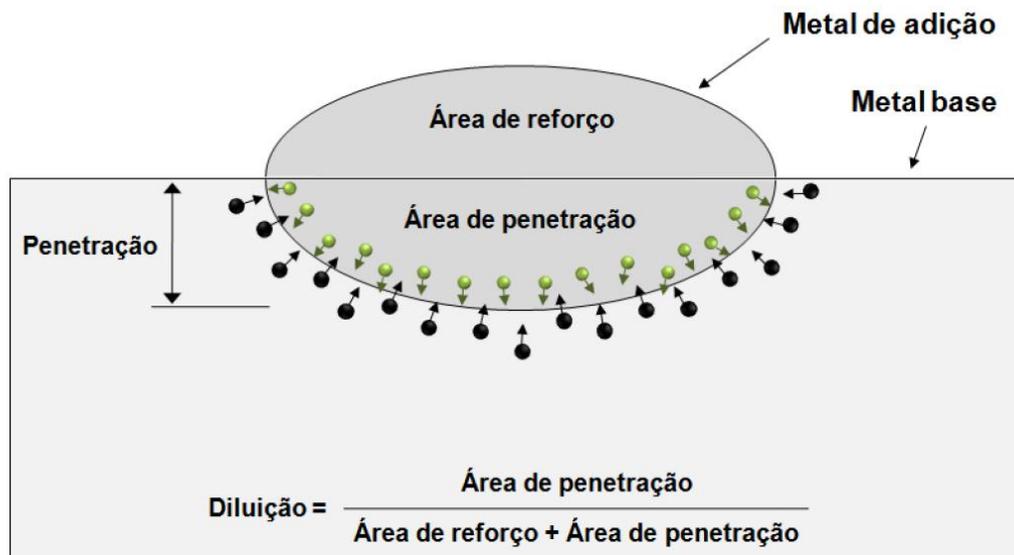
$$\text{Diluição} = \frac{\text{Massa do metal base fundido B}}{\text{Massa total da solda A+B}} \times 100\%$$

Equação (2.3) – Cálculo da diluição (Marques, 1991).

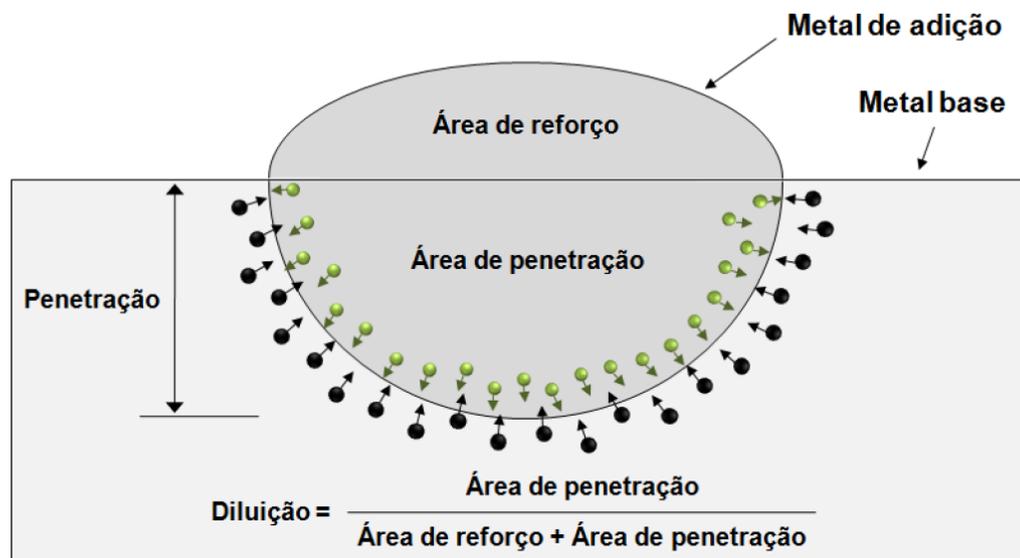
2.6.1 – Controle da Diluição

A diluição é definida, de acordo com a figura (2.20) como a relação entre a área de penetração e a área total da seção transversal do cordão de solda. Assim, o aumento da penetração provoca o aumento da área de penetração e esta, consequentemente, aumenta o nível de diluição. No caso da união de materiais diferentes, o aumento da diluição faz com que exista uma maior difusão entre os elementos presentes na composição química dos respectivos materiais. A figura (2.20) ilustra a afirmação anterior, indicando que a união de materiais com

composições químicas diferentes tende a difundir os elementos entre o metal base e do metal de adição, o que pode resultar na formação de novos compostos, conforme figura (2.20a). Dessa forma, o aumento da penetração e, conseqüentemente, da diluição, faz com que a região de contato entre os materiais também aumente, resultando em uma maior difusão entre os seus elementos, conforme figura (2.20b), (Gomes, 2010).



(a)



(b)

Figura (2.20) – Aumento da difusão entre os elementos do metal base e do metal de adição em função do aumento do nível de diluição (Gomes, 2010).

Quando se trata do revestimento de aços carbono com aços inoxidáveis, o aumento da interação entre os materiais se mostra como um fator prejudicial aos resultados do processo, já que compromete as propriedades finais de resistência à corrosão. Isto explica porque diversos pesquisadores apresentam o controle da diluição como um dos fatores de maior importância para a qualidade final dos revestimentos de aços inoxidáveis (Murugan e Parmar, 1997; Ghosh *et al.*, 1998; Palani e Murugan, 2007; Shahi e Pandey, 2008; Balasubramanian *et al.*, 2009).

Kannan e Murugan (2006b) e Shahi e Pandey (2008b) afirmam que o aumento da diluição reduz os elementos de liga e aumenta o conteúdo de carbono da camada revestida, reduzindo as propriedades de resistência à corrosão além de causar outros problemas metalúrgicos.

Para Palani *et al.* (2006), o nível de diluição depende da diferença entre as composições químicas do metal base e metal de adição, da diluição inerente ao processo de soldagem utilizado e da técnica de soldagem. Além disso, independentemente do processo de soldagem escolhido, as variações na diluição são fortemente influenciadas pelas variáveis do processo, tais como corrente, tensão e velocidade de soldagem.

Kiser apud Irving (1992), diz em seu trabalho que os processos contribuem para a diluição, com a influência de muitas variáveis incluindo a técnica de operação e ao arco elétrico, no processo eletrodo revestido, por exemplo, a diluição pode variar de 10% a 30%. O processo MIG-MAG, aparece contribuindo com a mesma diluição. Já o processo TIG pode ser o menor de todos, com 2%, mas também pode alcançar um máximo de 40% em alguns casos. O processo a arco-submerso situa-se entre 20 a 40%.

O diagrama de Schaeffler, dentro de suas limitações, não somente é útil para prever a estrutura da zona fundida de uma solda de aço inoxidável, como pode prever a estrutura da zona fundida de soldas heterogêneas, de metais diferentes, ou de um mesmo metal com eletrodo diferente. Mas também para prever a estrutura da zona fundida e a possibilidade da ocorrência de problemas na soldagem de aços inoxidáveis (Modenesi, 2001).

Como todo diagrama de fases, a regra da alavanca é válida e, conhecendo-se ou mesmo estimando-se a porcentagem da mistura, pode-se estimar a composição resultante e em conseqüência sua estrutura e propriedades esperadas (Barbosa, 2007).

Na soldagem de revestimento de aço inox, o mais importante é a composição final do metal de solda e suas propriedades. Esta composição não depende só da composição do metal de base e do metal de adição, mas também, e principalmente, da diluição deles. Normalmente a composição do metal de solda não é uniforme, particularmente em soldagem de revestimento, onde a composição do metal de adição é diferente e o grau de mudança da composição do metal de solda em função da diluição é praticamente o mesmo em toda superfície revestida. As características de solidificação do metal de solda, também são influenciadas pela diluição relativa e pelo grau de mudança da composição próximo ao metal base. A utilização de um metal de adição específico deverá prever, segundo Schaeffler, se sua composição não favorecerá trincas a quente na solidificação do metal depositado, assegurando que esta trinca não ocorrerá durante a fabricação ou em serviço. O conceito básico de formação de ligas, as características metalúrgicas da liga resultante, e as propriedades mecânicas e físicas devem ser consideradas quando se projeta um revestimento de aço carbono com aço inoxidável. (Sun *et al*, 1994).

Se um metal de base forma uma continuidade metálica quando fundido, tal como o cobre e o níquel, produzir uma solda de revestimento neste é tarefa facilmente realizada. Por outro lado, se fases complexas, ou compostos intermetálicos são formados, quando os dois metais são fundidos, o sucesso desse revestimento vai depender do metal de adição utilizado, além do procedimento de soldagem, os quais evitarão que tais compostos ou fases surjam, fazendo com que este revestimento tenha as propriedades aceitáveis para o fim a que se destina (Sun *et al*, 1994).

Esta avaliação é a principal consideração que deve ser feita, cada vez que se combina no mínimo um metal base e no mínimo um metal de adição num processo de revestimento inox. (Sun *et al*, 1994).

A existência de todas essas características tem contribuído para que o estudo e desenvolvimento de procedimentos capazes de oferecer uma diluição ótima se tornassem de grande importância nos últimos anos. Entretanto, apesar de valores mínimos de diluição serem desejados, o fator produtividade não pode ser esquecido (Gomes, 2010).

2.7 – Aspectos Metalúrgicos na Soldagem de Revestimento

Todos os aços austeníticos são relativamente simples de soldar, com exceção dos aços com adição de enxofre para usinagem fácil. Os aços austeníticos apresentam coeficiente de expansão térmica maior (cerca de 45%), maior resistência elétrica e menor condutividade térmica que os aços doces. Nos aços com teor de carbono superior a 0,06%, carbonetos podem ser precipitados nos contornos de grão da ZTA, durante o ciclo térmico de soldagem, prejudicando a resistência à corrosão. Para minimizar este problema e, também, problemas de distorção, recomenda-se soldar estes aços com uma maior velocidade de deslocamento. Devido à menor temperatura de fusão destes aços e sua menor condução de calor, a corrente de soldagem é usualmente menor que a usada em aços doces. Um maior coeficiente de expansão térmica torna maior a tendência à distorção na soldagem destes aços e levam à necessidade da adoção de técnicas para a sua redução. Para chapas finas, dispositivos de fixação e um ponteamto cuidadoso são, em geral, uma necessidade. Dependendo de sua composição química (maior quantidade de elementos gamagênicos), o metal de solda pode solidificar-se com uma estrutura completamente austenítica. Nestas condições, a solda é muito sensível ao aparecimento de trincas durante a solidificação. Este problema é minimizado pela seleção de metal de adição que possibilite uma estrutura austeno-ferrítica na solidificação e resulte em cerca de 4 a 10% de ferrita na solda à temperatura ambiente. Nos casos em que a seleção de um consumível deste tipo não seja possível, isto é, havendo a necessidade de uma estrutura completamente austenítica na solda (em ambientes altamente corrosivos ou em aplicações criogênicas, por exemplo), eletrodos com baixos teores de enxofre e fósforo e elevada relação Mn/S devem ser usados junto com um procedimento de soldagem que minimize o nível de tensões na solda (Modenesi, 2008).

Em metais de solda inoxidáveis é possível obter-se uma microestrutura bifásica a qual é constituída por austenita e ferrita δ . O teor e morfologia da ferrita presente no metal de solda depende da composição química e dos parâmetros de soldagem (David, S. A., 1981; DeLong, T. W., 1974). A variação da quantidade de ferrita δ e de sua morfologia pode ocasionar mudanças nas características mecânico/metalúrgicas do metal de solda.

Vários trabalhos apresentam que a presença de ferrita δ contribui para uma melhor soldabilidade, evitando principalmente problemas de trincas de solidificação

(Hull, F. C., 1967; Arata, *et al.*, 1976; Radhakrishnan, V. M., 2000). Brooks & Thompson (1991), citam que a presença de ferrita δ nos contornos de grãos da austenita atua como barreira ao movimento das trincas. Cieslak *et al.*, (1982), entretanto, verificaram em seu trabalho que o modo de solidificação influencia a suscetibilidade à trincas de solidificação, no qual o modo de solidificação em austenita primária torna o metal de solda mais suscetível à trincas, quando comparado com o modo ferrita primária, devida a uma maior segregação de impurezas para os contornos de grãos.

David (1981), estudando a morfologia da ferrita δ , identificou quatro tipos de morfologias em metais de solda da classe 308, classificando-as como: vermicular, placas (lathy), acicular e globular. Segundo ele, as três primeiras morfologias estão relacionadas com o processo de solidificação e transformações no estado sólido. Já a quarta é obtida devido à instabilidade de qualquer uma das outras três morfologias, associada com efeitos térmicos. Lippold & Savage (1980), estudando o efeito da composição química sobre a morfologia da ferrita δ no metal de solda, definiu quatro regiões no diagrama pseudobinário, onde em cada uma é possível obter morfologias com características distintas. Ele também relata que variações localizadas da composição química da liga e da velocidade de resfriamento ao longo da solidificação, resultando numa microestrutura com morfologia mista.

O principal problema metalúrgico encontrado em soldas de metais dissimilares $\alpha - \gamma$ é a formação, ao longo da interface da linha de fusão, de regiões que podem atingir durezas superiores a 400 HV, ver figura (2.21), o que indica estarem constituídas de martensita e, portanto, serem frágeis. Estas regiões, com largura de dezenas de micrômetros possuem composições químicas intermediárias entre a do metal de solda e do metal de base, as quais não podem ser previstas através de cálculos usuais de diluição (Bohórquez *et al.*, 2010). Devido a estas características, as ZDE (Zonas de Dureza Excessiva) tornam-se susceptíveis a ataques corrosivos por *pitting*, fragilização por hidrogênio, corrosão sob tensão podendo resultar em falhas na interface metal de solda e metal de base da estrutura (Omar, 1998).

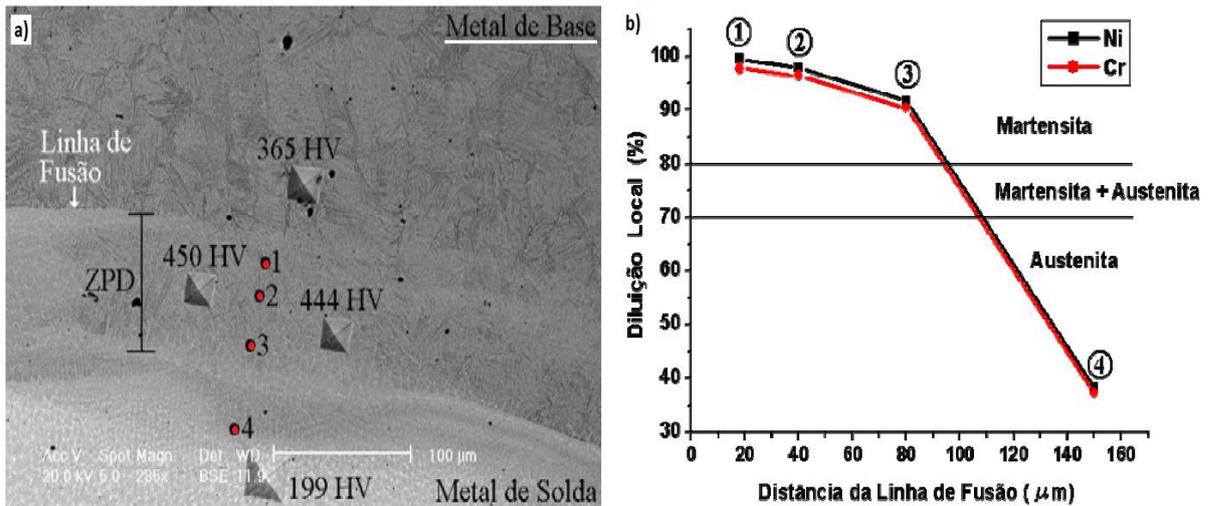


Figura (2.21) – Problema metalúrgico encontrado em soldas de metais dissimilares $\alpha - \gamma$: a) Formação de zonas parcialmente diluídas na interface da linha de fusão de uma primeira camada revestimento; b) Diluição local calculada em 4 pontos a partir da linha de fusão. (Adaptado de Bohórquez *et al.*, 2010).

Ao se analisar a microestrutura das soldas dissimilares depositadas em diferentes condições de corrente e velocidade de soldagem, verificou-se que a formação de ZPD (Zona Parcialmente Diluída) ocorre com mais frequência quando utilizadas correntes de soldagem mais altas, mesmo quando empregadas baixas velocidades de soldagem (que tendem de uma forma geral a diminuir a diluição global). Quando utilizadas correntes mais baixas, existe uma redução na formação de ZPD sobre a linha de fusão (Bohórquez *et al.*, 2010).

Portanto, torna-se necessário buscar condições de soldagem que minimizem ou até eliminem estas zonas de dureza excessivas (Silva *et al.*, 2010). Quanto menor a diluição, menor a probabilidade de formação de microestruturas frágeis e susceptíveis a corrosão (Wainer, 1992).

2.8 – Fatores de Processo da Soldagem de Revestimento

Existe uma aplicação muito comum na indústria de petróleo e gás o revestimento de substrato de aço carbono com aço inoxidável (Paranhos, 2010). Os motivos para esta grande utilização incluem do lado dos aços carbono e C-Mn de grau estrutural, o seu menor custo em relação aos aços inoxidáveis austeníticos, aliado a uma maior resistência mecânica, principalmente em relação ao limite de escoamento e, do lado dos aços inoxidáveis, a sua resistência à corrosão muito

superior e necessária em aplicações em que um meio agressivo esteja em contato com alguma parte do equipamento (Modenesi, 2001). Portanto os requisitos básicos de projeto em geral para esse tipo de revestimento inoxidável são:

- a) Boa resistência à corrosão.
- b) Não pode haver surgimento de trincas de solidificação.
- c) Boa soldabilidade e um adequado procedimento de soldagem.
- d) Dureza necessária no metal de solda final.
- e) Composição química mínima necessária no metal de solda final.

É bem conhecido que na soldagem de revestimento de aço carbono com aço inoxidável austeno-ferríticas, os maiores problemas encontrados estão na diluição do metal de solda, pois átomos de carbono migram próximos à linha de fusão formando uma zona de transição martensítica através da linha de fusão entre o metal de solda e o aço ferrítico, com diferentes coeficientes de expansão térmica (Sun *et al*, 1994).

Os problemas de diluição e migração de carbono na soldagem de revestimento dissimilar martensítica-austenítica não são tão severos como no revestimento dissimilar austeno-ferrítica, devido à menor diferença relativa de composição química que há entre estes tipos de revestimentos. Entretanto, trincas a frio nos aços martensíticos e trincas a quente nos aços austeníticos podem ocorrer por causa das características especiais destes tipos de aço. A utilização de metal de adição no metal de base no processo de revestimento, requer um estudo no diagrama de Schaeffler, pois, dependendo da escolha do consumível, pode vir a cair em regiões que afetarão a soldabilidade e por conseqüência, a qualidade do revestimento inox. Todos esses fatores necessitam ser avaliados antes da utilização em aplicações industriais (Sun *et al*, 1994).

2.8.1 – Energia de Soldagem

Durante a soldagem, a variação de parâmetros tais como, intensidade de corrente, tensão e velocidade de soldagem, tem forte influência nas características da solda. Estes parâmetros determinam a energia envolvida no processo. Como em situações práticas, nem sempre é possível medir a energia fornecida durante a execução da solda, é possível estimar seu valor conforme a equação 4. A energia fornecida pelo arco por unidade de comprimento de solda é conhecida por energia nominal (Machado, 1996):

$$E_n = \frac{U \times I}{v_s}$$

Equação [2.4]

Onde: E_n é a energia nominal de soldagem (J/mm)

U é a tensão do arco (V)

I é a corrente de soldagem (A)

v_s é a velocidade de soldagem (mm/s)

Somente uma parcela da energia do arco é efetivamente transferida para a solda, pois grande parte da energia acaba servindo simplesmente para aquecer o eletrodo, ocorrendo também perdas de calor para o ambiente. Para calcular a energia líquida, ou seja, a energia absorvida efetivamente pela peça, é necessário utilizar a seguinte relação dada pela equação 5:

$$E = r \times E_n$$

Equação [2.5]

Onde: E é a energia de soldagem (J/mm)

r é o rendimento térmico do processo de soldagem

E_n é a energia nominal de soldagem

Características do processo e condições de soldagem conforme diferentes intensidades de energia que é transferida para a junta, a eficiência térmica da fonte de calor é uma particularidade de cada processo. Para o processo a arco elétrico com eletrodo revestido, Grong (1994) admite valores para rendimento térmico entre 0,66 a 0,85. O valor de 0,75 é habitualmente usado nos cálculos de aporte térmico em soldagens por eletrodo revestido (9).

A energia de soldagem tem impacto direto nas propriedades da solda, de forma que seu controle é fundamental para se obter soldas com as características desejáveis. A figura (2.22) ilustra a forte dependência do aporte térmico com o cordão de solda, no caso mostrado, a eficiência de fusão.

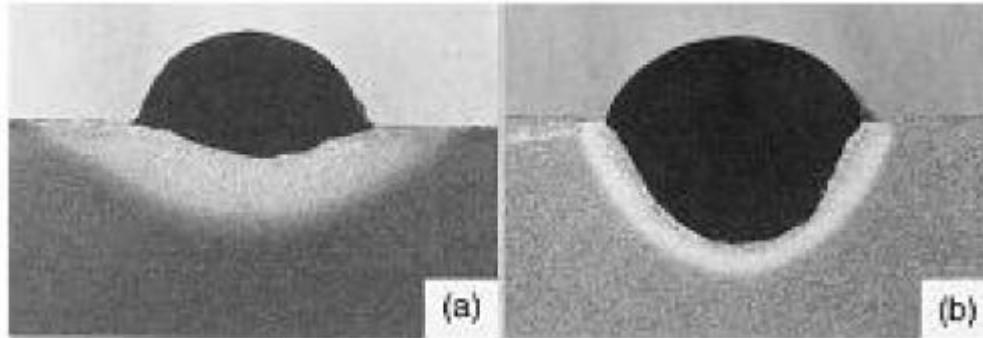


Figura (2.22) – Eficiência de fusão. a) Baixa energia e baixa velocidade de soldagem. b) Alta energia e alta velocidade de Soldagem (Adaptado de: Kou, 1987).

2.8.2 – Potência Específica em Função do Processo de Soldagem

Um fator importante é qual o melhor processo de soldagem a utilizar, já que ao realizar-se a soldagem por fusão, a região é aquecida acima da temperatura de fusão do material. Para isso, a fonte de calor deve apresentar algumas características, tais como (Calvo, 1997):

- A energia deve ser concentrada
- Deve-se gerar uma potência específica para proporcionar a fusão do local a ser soldado e contrabalançar as perdas de calor para a região vizinha, a qual está fria, figura (2.23).

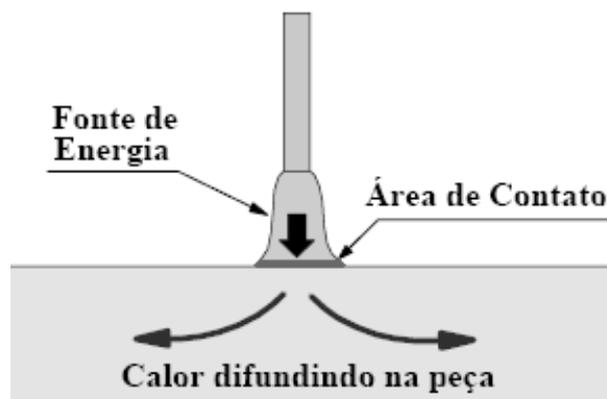


Figura (2.23) – Fluxo geral de calor na soldagem por fusão (Modenesi, 2007).

Cada processo de soldagem tem sua distribuição de potência específica típica, ver figura (2.24). Os processos de soldagem com fonte de calor de feixe de alta densidade focado (Feixe de Elétrons e Laser) têm uma potência específica elevada e são bastante concentrados, quando comparados aos processos TIG, Arco Plasma e Oxigás. A partir da comparação da distribuição da potência específica das

fontes de calor têm-se as vantagens e limitações dos diferentes processos de soldagem (Rykaline, 1974).

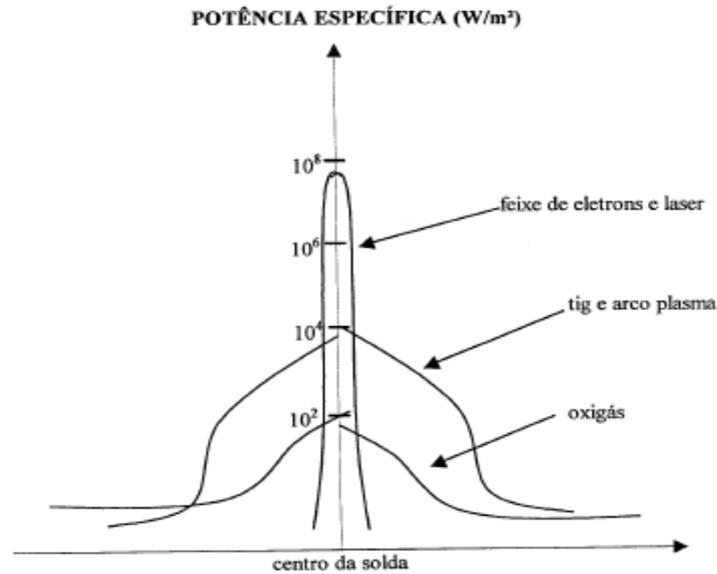


Figura (2.24) – Potencia especifica em função do processo de soldagem (Calvo, 1997).

Para se garantir uma alta produtividade, um valor elevado de corrente deve ser usado, o que pode levar a uma diluição muito alta (de até 70%) e, assim, alterar significativamente a composição do metal de solda, induzindo a problemas de ordem metalúrgica (Paranhos, 2010). Dois processos a arco elétrico que podem trabalhar com uma menor diluição, minimizando tais problemas é o processo eletrodo revestido, por exemplo, pode variar de 25% a 30% ou o processo TIG que pode ser o menor de todos, com 5% a 40% sendo o mais indicado (Irving, 1992).

Para viabilizar a solda, o processo de soldagem TIG utiliza o calor produzido pelo arco formado entre o eletrodo não consumível de tungstênio, com ou sem liga, e o metal base. O gás inerte, como argônio e/ou hélio, é soprado ao redor do arco, a fim de protegê-lo de impurezas e contaminações atmosféricas, que contem oxigênio, hidrogênio e nitrogênio. A soldagem TIG é utilizada para executar soldas versáteis de alta qualidade e alta resistência mecânica, principalmente na soldagem de aços inoxidáveis, alumínio, titânio, cobre, níquel e suas ligas e outros metais não ferrosos. As fontes de energia operam em corrente contínua ou, para materiais que formam óxidos refratários, em corrente alternada (Calvo, 1997).

2.8.3 – Composição Química Final do Revestimento Inox

Normas do segmento de petróleo devem ser atendidas, outro parâmetro muito importante é a composição química final, tendo para a soldagem de overlay uma composição química final do revestimento inox, segundo (API - 6A), no seu item, (6.5 - Revestimento de solda para resistência à corrosão e / ou revestimento duro e propriedade de dureza de superfície de material de controles), no sub-item (6.5.1.2.1 - Procedimento de soldagem, qualificação e desempenho) o seguinte critério:

A Qualificação deverão estar em conformidade com os artigos II e III da ASME seção IX para revestimento de solda.

A análise química deve ser realizada na solda do metal em conformidade com os requisitos da ASME Seção IX, com a mínima cobertura de sobreposição especificada pelo fabricante para as peças acabadas.

Tabela (2.1): Aço inoxidável série 300 composição química (API 6A, 2004).

Elemento	Composição (%)
Níquel	8,00 mínimo
Cromo	16,00 mínimo
Carbono	0,18 máximo

Também segundo a (API 6A), testes de dureza deve ser realizada no metal de solda como parte do processo do teste de qualidade. Os locais de teste devem ser de 3mm de material de base original. Com uma média de 3 ou mais resultados de testes, o resultado deve ser igual ou superior a Rockwell B 83.

2.9 – Características Econômicas do Cordão de Solda

Os valores da taxa de deposição (TD), taxa de fusão (TF) e rendimento (R) serão calculados pelas Equações. 6, 7 e 8. Segundo Silva Filho *et al.* (2003), a taxa de deposição é definida como a massa do consumível incorporada ao metal de solda na unidade de tempo, já a taxa de fusão é a massa do consumível fundida na mesma unidade de tempo e o rendimento é a razão entre estas taxas, obtidas durante a operação de soldagem.

$$TD = 3,6 \frac{(M_f - M_i)}{t_s} \text{ (Kg/h)}$$

Equação [2.6]

Fórmula de Taxa de deposição - TD

Onde: M_f - Massa final da junta depois da soldagem (g);

M_i - Massa inicial da junta antes da soldagem (g).

t_s - Tempo de soldagem (s).

$$TF = 3,6 \frac{\rho \ell}{t_s} \text{ (Kg/h)}$$

Equação [2.7]

Fórmula de Taxa de fusão - TF

Onde: ℓ - Comprimento consumido (m);

ρ - Densidade linear do arame (g/m).

$$R = \left(\frac{TD}{TF} \right) \times 100 \text{ (\%)}$$

Equação [2.8]

Fórmula do Rendimento - R

Onde: TD – Taxa de Deposição (kg/h);

TF – Taxa de Fusão (kg/h).

CAPÍTULO 3 – MATERIAIS E MÉTODOS

Neste capítulo será apresentada uma descrição dos materiais e métodos experimentais empregados na avaliação, confecção das soldas de revestimento inox e posterior caracterização metalúrgica. Pretende-se com este estudo, avaliar combinações de metais de base e adição, que podem ser usadas na primeira e segunda camada de solda, e suas consequências do ponto de vista metalúrgico.

3.1 – Caracterização dos Materiais Utilizados

3.1.1 – Metal de Base

Foi usado o aço carbono SAE 4130, cuja designação conforme diversas normas é apresentada na Tabela (3.1), a composição química nominal na Tabela (3.2) e as propriedades mecânicas na Tabela (3.3).

Tabela (3.1) - Designações do aço carbono SAE 4130 utilizado, de acordo com manual de aços (GERDAU, 2003).

AÇO	GRAUS					
	ABNT/ AISI/ ASTM	DIN	UNI	JIS	BS	AFNOR
4130	4130	(30CrMo4)	(30CrMo4)	SCM 3H	(708A30)	(30CD4)

Tabela (3.2) - Composição química nominal (% Peso) do aço carbono SAE 4130, de acordo com a norma SAE J412 (1995).

MATERIAL	C	Mn	P	S	Si	Cr	Mo
SAE	0,28 a	0,40 a	<0,030	<0,040	015 a	0,80 a	0,15 a
4130	0,33	0,60			0,35	1,10	0,25

Tabela (3.3) - Propriedades mecânicas especificadas para tubos e eixos conforme AISI (2007).

Material	Limite de resistência mecânica (MPa) ^(§)	Limite de escoamento, a 0,2% (MPa) ^(§)	Dureza HB ^(#)
SAE 4130	750 a 850	550	228 a 271

^(§) Máximo e ^(#) Mínimo)

Este aço é empregado na fabricação de tubo de Riser, que é utilizado na completção de poços de petróleo. Os Risers são acoplados uns aos outros, por meio de caixa e pino localizados nas suas extremidades. Este acoplamento ou conexão precisa ser eficiente e seguro, e deve prevenir a possibilidade de corrosão. Portanto, esta região do Riser recebe um revestimento inox, sendo esta é a forma de assegurar a não ocorrência de possíveis vazamentos na sua utilização devido aos efeitos da corrosão.

3.1.2 - Consumíveis

Os metais de adição a serem avaliados serão (não necessariamente a serem soldados, veja item 3.2.2), segundo a norma AWS 5.4 (1992), os eletrodos 308, 309, 312 e 347 e segundo a norma AWS 5.1 (1992), o eletrodo 7018. A composição química desses consumíveis é mostrada na Tabela (3.4). A Tabela (3.5) mostra as propriedades mecânicas desses materiais.

Tabela (3.4) - Especificação da composição química dos metais de adição.

Material	C	Cr	Ni	Mo	Mn	Si	P	S	Cu	Nb	Ta
308	0,08	18,0-21,5	9,0-11,0	0,75	1,0	0,9	0,03	0,04	0,75	n/a	n/a
309	0,14	22,0-25,0	12,0-14,0	0,75	1,0	0,9	0,03	0,04	0,75	n/a	n/a
312	0,15	28,0-32,0	8,0-10,5	0,75	1,0	0,9	0,03	0,04	0,75	n/a	n/a
347	0,08	18,0-21,0	9,0-11,0	0,75	1,0	0,9	0,03	0,04	0,75	0,8	0,8
7018	0,07	----	-----	0,50	0,8	0,8	0,03	0,04	0,75	---	---

Tabela (3.5) - Especificação das características mecânicas do metal depositado segundo o fabricante Böhler (2009).

Material	Modelo Böhler (Eletrodo Revestido)	Modelo Böhler (Arame sólidos, varetas)	Limite de Escoamento N/mm ² (§)	Resistência à Tração N/mm ² (§)	Alongamento % (§)	Dureza HB (#)
308	UTP68LC	UTPA68LC	350	510 - 660	35	200
309	UTP682LC	UTPA682LC	440	550 – 700	30	210
312	UTP65	UTPA65	700	800	22	240
347	UTP68	UTPA68	390	590-740	30	180
7018	UTP7018	UTPA7018	400	490	22	150

(§ Máximo e # Mínimo)

3.1.3 – Sequência das Etapas de Preparação e Obtenção de Amostras

Na confecção das amostras soldadas, serão empregadas as mesmas técnicas utilizadas no processo de soldagem da empresa Lupatech.

A preparação do metal de base foi por usinagem para retirada do revestimento antigo. Em seguida a superfície foi avaliada por ensaio não destrutivo com líquido penetrante.

Será utilizado um rolo virador que movimentará o tubo durante o processo, permitindo que a solda seja realizada na posição plana, o que facilita a operação.

Será aplicado um pré-aquecimento de 250°C, onde para atingir esta temperatura no metal de base, será feita a utilização de um maçarico. A temperatura entre-passes será também próxima de 250°C, sendo monitorada durante o processo de soldagem do revestimento inox.

As soldas serão do tipo “cordão sob circunferência tubular”, consistindo na deposição de uma ou duas camadas com vários cordões de solda adjacentes em cada camada sob circunferência interna do tubo de Riser de 12 polegadas de diâmetro (mais especificamente na sua área de selagem).

Após a soldagem, o tubo de Riser será cortado com auxílio de uma serra fita horizontal e por fim passará pela etapa de corte manual para obtenção dos corpos de prova. O início e final das soldas serão descartados no processo de corte das amostras.

A figura (3.1) ilustra as etapas e processos de obtenção de amostras. A figura (3.2) mostra como será cortada a seção do tubo para a retirada dos corpos de prova.



a) Tubo Riser como recebido



b) Após pré-usinagem e END (LP)



c) Aplicação do pré-aquecimento



d) Execução da soldagem.



e) Corte do tubo Riser (serra fita)



f) Secção corpos de prova (lixadeira disco corte)

Figura (3.1) – Etapas e processos de obtenção do corpo de provas.

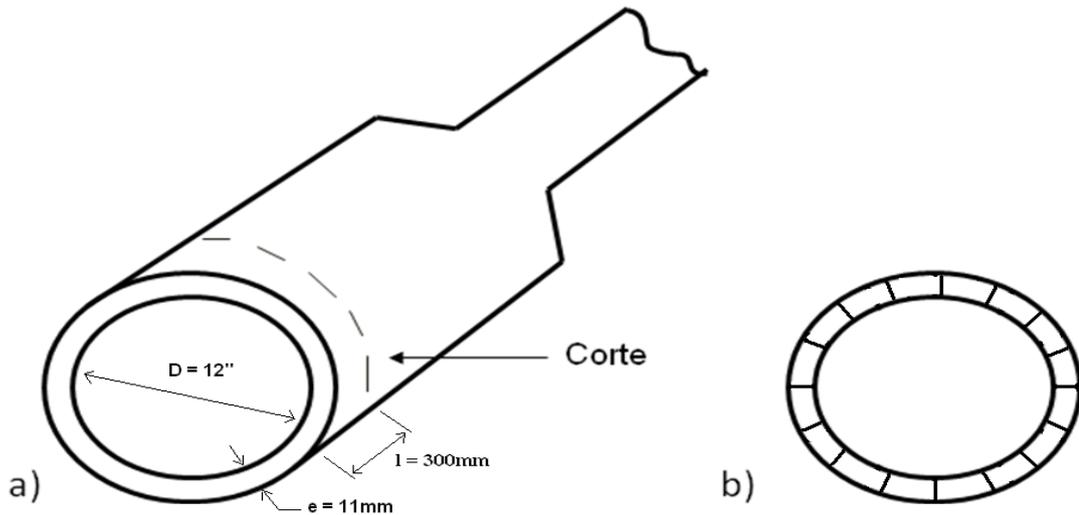


Figura (3.2) - Esquema de corte para obtenção dos corpos de prova: a) da seção transversal do tubo na direção radial; b) das subseções para retirada das amostras.

3.1.4 – Processos e Equipamentos de Soldagem

Serão empregados os processos de soldagem eletrodo revestido e TIG. Sendo que no TIG o gás utilizado na proteção gasosa será o Ar/14-18 que consiste na mistura de Argônio mais 4 a 8% de CO₂.

O equipamento utilizado será do fabricante Lincoln Eletric, modelo CV400-1 para ambos os processos, mudando apenas a configuração da máquina nos seus ajustes e acessórios. O equipamento está disponível na empresa LUPATECH. Vale ressaltar que o mesmo possui certificados de calibração. A figura (3.3) mostra o equipamento a ser utilizado.



Figura (3.3) – Equipamento de soldagem.

3.1.4.1 Equipamentos para Medição e Controle dos Parâmetros de Soldagem

A medição de corrente e tensão de soldagem será feita por um alicate volt-amperímetro, sendo confrontado tal valor encontrado com o do display do equipamento. A temperatura de pré-aquecimento e de interpasse será medida por meio de um termômetro infravermelho. O tempo de soldagem será medido por um cronômetro digital.

3.2 – Métodos

O objetivo é realizar estudos metalúrgicos, para se definir os consumíveis a serem aplicados como revestimento inox sobre o aço SAE 4130.

O propósito é de revestir a superfície interna do tubo de Riser, sendo necessário um depósito mínimo de 5 mm de espessura de solda, o que representa a necessidade do depósito de duas camadas de solda, utilizando eletrodo de 4,0 mm de diâmetro para o processo Eletrodo Revestido e vareta de diâmetro 3,8 mm de diâmetro para o TIG. Adotando um fato de 30% de sobreposição nos cordões de solda subsequentes ao primeiro.

A seleção das energias de soldagem inseridas neste trabalho se baseou nos valores limites dos parâmetros de soldagem estabelecidos nas EPS (Especificação de Procedimento de Soldagem) do processo de revestimento da Empresa Lupatech. Tal seleção está limitada na EPS numa faixa de baixa (mínima) e alta (máxima) energia de soldagem.

A partir dos valores presentes nas EPS, as energias de soldagem foram calculadas segundo a equação [3.1] abaixo:

$$E = r \times \left(\frac{U \times I}{vs} \right) \quad \text{Equação [3.1]}$$

Onde: **E** é a energia de soldagem (J/mm)

r é o rendimento térmico do processo de soldagem

U é a tensão do arco (V)

I é a corrente de soldagem (A)

vs é a velocidade de soldagem (mm/s)

A Tabela (3.6) mostra os parâmetros de soldagem e os níveis de energia a serem adotados e utilizados na obtenção das amostras da soldagem de revestimento inox (308, 309, 312 e 347). A Tabela (3.7) mostra os parâmetros para a soldagem de amanteigamento com o eletrodo revestido 7018. Em ambas as tabelas (3.6) e (3.7), o cálculo da energia de soldagem (Equação 3.1) utilizou o rendimento térmico (r) médio do processo de soldagem.

Tabela (3.6) - Parâmetros de soldagem e níveis de energia para revestimento inox.

Material	Processos de Soldagem			
	Eletrodo Revestido (SMAW)		TIG (GTAW)	
	E1 Limite mínimo da energia de soldagem.	E2 Limite máximo da energia de soldagem.	T1 Limite mínimo da energia de soldagem.	T2 Limite máximo da energia de soldagem.
Energia nominal de soldagem (J/mm)	667	1249	641	870
Energia de soldagem (J/mm)	534	999	417	566
Tipo de corrente	CC+	CC+	CC+	CC+
Corrente (A)	115	175	101	137
Tensão (V)	26	32	18	28
Velocidade de soldagem (mm/min)	269	269	170	170
Rendimento térmico do processo de soldagem (r)	0,7 - 0,9	0,7 - 0,9	0,5 - 0,8	0,5 - 0,8
Vazão Gás de Proteção (l/min)	-----	-----	13	17
* pré-aquecimento de 250°C				

Tabela (3.7) - Parâmetros de soldagem e níveis de energia para amanteigamento com eletrodo revestido 7018.

		Processos de Soldagem	
		<i>Eletrodo Revestido (SMAW)</i>	
Parâmetros	Material	E1	E2
		Limite mínimo da energia de soldagem.	Limite máximo da energia de soldagem.
Energia nominal de soldagem (J/mm)		1249	2248
Energia de soldagem (J/mm)		999	1798
Tipo de corrente		CC+	CC+
Corrente (A)		175	252
Tensão (V)		32	40
Velocidade de soldagem (mm/min)		269	269
Rendimento térmico do processo de soldagem (r)		0,7 - 0,9	0,7 - 0,9
* pré-aquecimento de 250°C			

A metodologia utilizada foi dividida em duas etapas:

A primeira etapa terá como objetivo a determinação da taxa de diluição, seguido de análise e estudo no diagrama de schaeffler para identificar consumíveis de solda adequados ao que se propõe o trabalho.

A segunda etapa terá como objetivo a validação dos resultados empíricos encontrados na 1ª etapa, com a execução das soldas propostas e a caracterização metalúrgica das juntas soldadas.

3.2.1 - A Primeira Etapa

Esta etapa terá como objetivo a determinação da taxa de diluição do primeiro cordão de solda dos dois processos de soldagem.

A escolha do consumível foi da seguinte forma:

a) Para o revestimento inox apenas o consumível do tipo 309 foi utilizado tanto para o processo Eletrodo revestido como para o TIG, pois no cálculo da taxa de diluição o tipo de consumível inox não altera os resultados da taxa de diluição.

b) No amanteigamento foi utilizado o eletrodo 7018, pois agora pode ser tratada quase como uma soldagem similar e foi utilizado apenas o processo eletrodo revestido.

As soldas nesta primeira etapa serão preparadas e obtidas conforme item 3.1.3 acima, sendo aplicado os parâmetros de soldagem e níveis de energia das tabelas (3.6) e (3.7). Os seguintes experimentos foram realizados:

a) Para o revestimento inox foram confeccionadas 8 experimentos conforme a tabela (3.8), sendo os **8 (oito)** com a deposição de **1 (um) cordão de solda**. Os experimentos foram identificados como: ***E-A1-M*** e ***E-A2-M*** para (Eletrodo revestido – 1 Cordão – Nível de energia máximo); ***E-C1-m*** e ***E-C2-m*** para (Eletrodo revestido – 1 Cordão – Nível de energia mínimo); ***T-E1-M*** e ***T-E2-M*** para (TIG – 1 Cordão – Nível de energia máximo); ***T-G1-m*** e ***T-G2-m*** para (TIG – 1 Cordão – Nível de energia mínimo).

Tabela (3.8) – Identificação das amostras de revestimento soldadas na 1ª etapa.

*Os níveis de energia da tabela abaixo se baseiam nos dados da Tabela (3.6).

Processo soldagem	Nível de energia*	Nomenclatura das amostras
		1 (um) cordão de solda
Eletrodo Revestido (SMAW)	Máxima	<i>E-A1-M</i> <i>E-A2-M</i>
	Mínima	<i>E-C1-m</i> <i>E-C2-m</i>
TIG (GTAW)	Máxima	<i>T-E1-M</i> <i>T-E2-M</i>
	Mínima	<i>T-G1-m</i> <i>T-G2-m</i>
	<i>Total de Experimentos</i>	8

b) Para o amanteigamento com 7018 foram confeccionados 4 experimentos, conforme a tabela (3.9), tendo sido feito a deposição de **1 (um) cordão de solda**.

Estes foram identificados como: **E-Aa-M** e **E-Ab-M** para (Eletrodo revestido – 1 Cordão – Nível de energia máximo); **E-Ca-m** e **E-Cb-m** para (Eletrodo revestido – 1 Cordão – Nível de energia mínimo). Ressalta-se que o consumível 7018 somente terá aplicação na primeira camada.

Tabela (3.9) – Identificação das amostras de amantamento soldadas na primeira etapa.

*Os níveis de energia da tabela abaixo se baseia nos dados da Tabela (3.7).

Processo soldagem	Nível de energia*	Nomenclatura das amostras
		1 (um) cordão de solda
Eletrodo Revestido (SMAW)	Máxima	E-Aa-M E-Ab-M
	Mínima	E-Ca-m E-Cb-m
	<i>Total de Experimentos</i>	4

Após a soldagem as amostras passarão pelas seguintes fases:

- A preparação de macrografias.
- Cálculo da taxa de diluição. Nas macrografias será calculada a relação de áreas do depósito, obtendo o valor da taxa de diluição referente aos parâmetros de soldagem (máximo e mínimo) de cada processo.
- Estudo e interpretação no Diagrama de Schaeffler do revestimento de aço inoxidável austenítico e do amantamento sobre o aço carbono SAE 4130. O propósito será definir dentre os consumíveis propostos (308, 309, 312, 347 e 7018) quais melhor se aplicam com relação à microestrutura do substrato final de cada camada de revestimento.
- Cálculo de produtividade. A escolha do processo de soldagem a ser utilizado será por meio do cálculo da taxa de deposição, onde o de maior valor será o adotado na confecção das amostras na 2ª Etapa do trabalho.

3.2.1.1 – Preparação de Macrografias

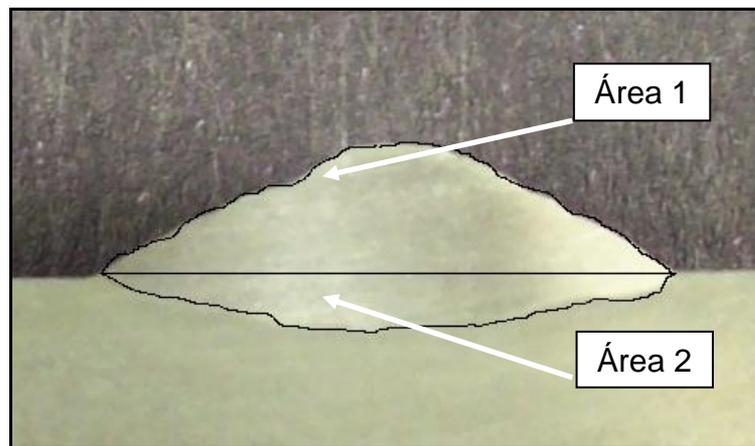
Será feita com as vinte amostras as seguintes etapas: corte, lixamento úmido com lixas de granulometria de 100 a 800 mesh, seguido de ataque químico com

Nital a 10%; captação da imagem com o auxílio de uma máquina fotográfica digital da marca Sony.

3.2.1.2 – Cálculo da Diluição

As macrografias serão usadas para calcular a taxa de diluição. Foram medidas as áreas 1 e 2 como ilustrado na figura (3.4), com o aplicativo Autocad®. A taxa de diluição será calculada conforme a equação [3.2]. Deve ser observado que o fator de ampliação neste caso não é importante, já que a análise não é dimensional e sim comparativa. A ampliação foi escolhida de forma a possibilitar melhor resolução da medição.

$$\text{Diluição (\%)} = \left[\frac{\text{Área 2}}{\text{Área 1} + \text{Área 2}} \right] \times 100\% \quad \text{Equação [3.2]}$$



a)

Figura (3.4) – Macrografia da solda de revestimento para 1º cordão de solda.

3.2.1.3 – Estudo e Interpretação no Diagrama de Schaeffler

O diagrama de Schaeffler permite prever a microestrutura da ZF (Zona Fundida) com base na composição química do metal de adição e do metal de base (Modenesi, 2001). Para tal, os equivalentes de Cr e Ni devem ser calculados pelas Equações [3.3] e [3.4] abaixo, e a microestrutura é determinada pela leitura direta no diagrama do campo em que o ponto (Cr_{eq} , Ni_{eq}) se localiza.

$$Ni_{eq} = \%Ni + 30 \times \%C + 0,5 \times \%Mn \quad \text{Equação [3.3]}$$

$$Cr_{eq} = \%Cr + \%Mo + 1,5 \times \%Si + 0,5 \times \%Nb \quad \text{Equação [3.4]}$$

Para os valores de composição química dos metais de adição envolvidos será adotada a tabela (3.10) abaixo. Estes foram obtidos pelo valor médio entre o máximo e mínimo apresentados para o metal de base - tabela (3.2) - e dos metais de adição - tabela (3.4). A tabela (3.10) considera apenas os elementos químicos a serem utilizados nas equações [3.3] e [3.4], permitindo o cálculo do Cr_{eq} e Ni_{eq} .

Tabela (3.10) - Composição química média e cálculo do Cr_{eq} e Ni_{eq} do metal de base e dos metais de adição.

MATERIAL	C	Mn	Si	Cr	Mo	Ni	Nb	Cr eq.	Ni eq.
4130	0,30	0,50	0,25	0,95	0,20	n/a	n/a	1,53	8,25
308	0,08	1,00	0,90	19,75	0,75	10,00	n/a	21,85	11,90
309	0,14	1,00	0,90	23,50	0,75	13,00	n/a	25,40	18,00
312	0,15	1,00	0,90	30,00	0,75	9,25	n/a	30,10	12,50
347	0,08	1,00	0,90	19,50	0,75	10,00	0,80	21,80	13,15
7018	0,07	0,80	0,80	---	0,50	---	---	1,70	2,50

Os valores de Cr_{eq} e Ni_{eq} calculados na tabela (3.10) foram marcados no diagrama de Schaeffler, figura (3.5).

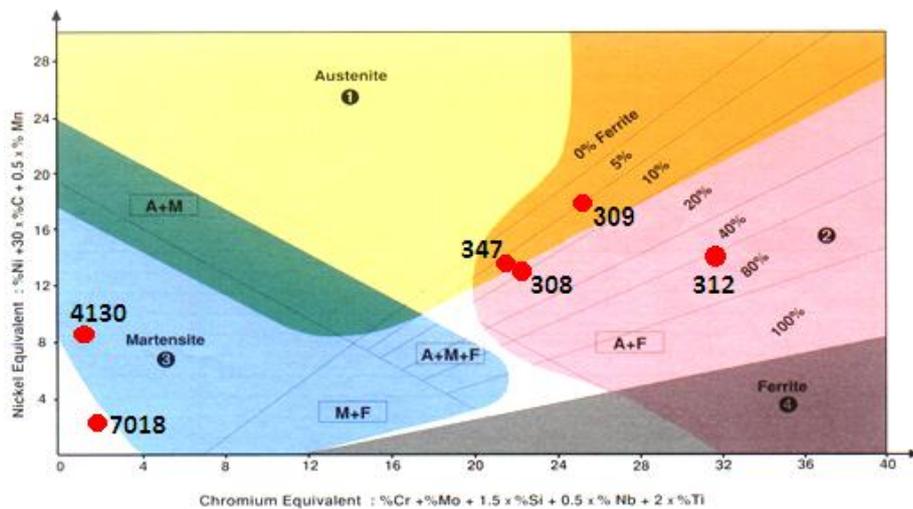


Figura (3.5) – Localização no Diagrama de Schaeffler dos metais de adição e de base.

A composição química do metal de solda (MS) será obtida, conforme a Equação [3.5] para cada elemento químico individualmente.

$$\%X_{MS} = X_{MB} D_L + X_{MA} (1 - D_L) \quad \text{Equação [3.5]}$$

Onde: X_{MS} é a composição química metal de solda
 X_{MB} é a composição química metal de base
 X_{MA} é a composição química metal de adição
 D_L é o valor da diluição do processo

Com a necessidade de se aplicar muitas vezes as equações [3.3], [3.4] e [3.5], foi elaborada uma planilha em Excel com uma formulação que utiliza o conceito de Níquel Equivalente e Cromo equivalente. A imagem da planilha é apresentada abaixo na figura (3.6).

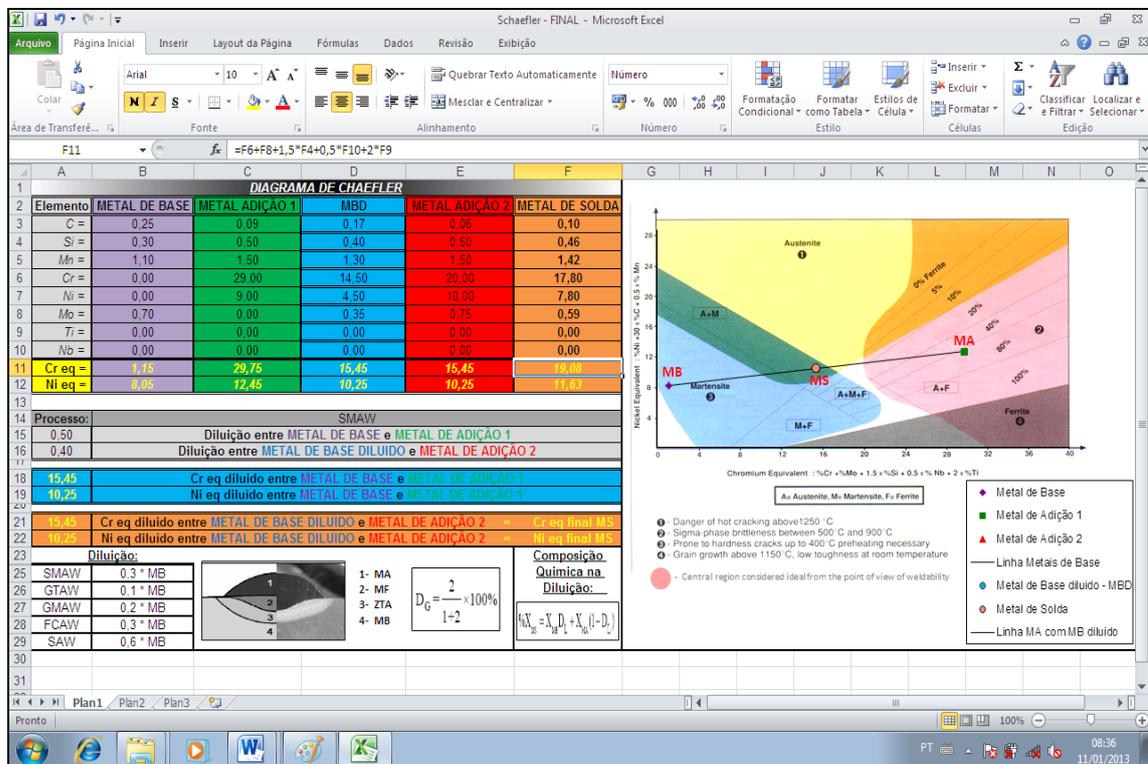


Figura (3.6) – Planilha em Excel para cálculo de cromo e níquel equivalente.

No diagrama de Schaeffler mostrado à direita na figura (3.6), quando as composições do metal base e de adição forem diferentes, o ponto que representa o metal de solda (MS) no diagrama estará sobre o segmento de reta que os unem e a sua posição dependerá da taxa de diluição. Este princípio se baseia na regra da alavanca, conforme pode ser observado na Equação [3.5] acima na variação da diluição (D_L).

3.2.1.4 – Cálculo da Taxa de Deposição (TD)

O cálculo da taxa de deposição será somente para o revestimento inox, sendo utilizados apenas os parâmetros de soldagem e níveis de energia estabelecidos na Tabela (3.6).

Serão confeccionadas neste caso 4 soldas, adotando a seguinte nomenclatura: **E1** (Eletrodo revestido – Nível de energia máximo); **E2** (Eletrodo revestido – Nível de energia mínimo); **T1** (TIG – Nível de energia máximo); **T2-** (TIG – Nível de energia mínimo).

A operação de soldagem será na metade de uma circunferência do tubo de Riser, que receberá este revestimento de solda com apenas um cordão conforme ilustrado na figura (3.7) a seguir.



Figura (3.7) – Soldagem da amostra para o cálculo de produtividade.

O tempo de arco aberto foi medido com um cronômetro digital e a peça teve sua massa aferida antes (início) e depois (final) da soldagem, utilizando no processo de pesagem uma balança da marca Ramuza, modelo DPR-15 de propriedade da Lupatech Oil & Gas (Certificado de calibração nº ME 0041/11).

O cálculo da taxa de deposição é obtido pela massa do consumível incorporada ao metal de solda por unidade de tempo, segundo a equação [3.6] abaixo:

$$TD = 3,6 \frac{(M_f - M_i)}{t_s} \text{ (Kg/h)} \quad \text{Equação [3.6]}$$

Onde:

TD – Taxa de deposição (kg/h)

Mf - Massa final da junta depois da soldagem (g);

Mi - Massa inicial da junta antes da soldagem (g).

ts- Tempo de soldagem (s)

3.2.1.5 – Critérios para a Elaboração Empírica de Procedimentos de Soldagem

Para a seleção dos parâmetros de soldagem, dos metais de adição e dos processos de soldagem, os seguintes critérios serão adotados:

- a) A composição química da zona fundida da primeira e da segunda camada devem:
 - I. Não estar no campo em que a microestrutura é 100% austenítica, para evitar a formação de trincas a quente;
 - II. Não estar no campo austenita mais martensita (para evitar a presença de fases duras e trinca a frio)
 - III. Conter no mínimo 5% de ferrita delta (δ), para evitar a formação de trincas de solidificação; não ultrapassar 30% de ferrita delta (δ), para evitar em caso de tempo muito curto de resfriamento gerar fragilidade por excesso de ferrita delta (δ).
- b) Atingir a maior taxa de deposição, de forma a obter máxima produtividade.
- c) A composição química final da segunda camada da zona fundida deve conter 8,0% Ni mín.; 16,0% Cr mín; e 0,18% C máx, de forma a atender a norma API-6A (2004).

3.2.1.6 – Resultados da 1ª Etapa

Com base nos resultados da taxa de diluição (item 3.2.1), da análise e interpretação no diagrama de Schaeffler e do atendimento aos critérios estabelecidos, serão determinados empiricamente os metais de adição e 4 (quatro) procedimentos de soldagem mais apropriados para a primeira e segunda camada. Estes serão utilizados na segunda etapa.

3.2.2 – A Segunda Etapa

Esta etapa terá como objetivo a validação dos resultados empíricos encontrados na 1ª etapa. Os 4 procedimentos selecionados serão soldados para uma posterior caracterização metalúrgica.

Após preparação e obtenção dos 4 corpos-de-prova (item 3.1.3) e preparação metalográfica (item 3.2.1.1), os seguintes ensaios serão realizados para cada junta soldada:

- Ensaio de dureza, item 3.2.2.1.
- Ensaio de dobramento, item 3.2.2.2.
- Quantificação de ferrita delta (δ), item 3.2.2.3.
- Microscopia ótica, item 3.2.2.4.
- Microscopia eletrônica de varredura e microanálise EDS, item 3.2.2.5.

3.2.2.1 - Ensaio de Dureza

Os ensaios de dureza serão realizados no durômetro Shimadzu disponível no LAMAV/UENF. Este é um dispositivo digital e automaticamente fornece o valor da dureza. Será usada carga de 200g, com aplicação da carga durante 15 segundos.

O perfil de dureza para cada procedimento terá início a 0,5 mm da superfície do revestimento em direção ao metal base, contendo 20 pontos de medição com intervalos de 0,5 mm entre cada ponto.

3.2.2.1.1 – Ensaio de Microdureza

Os ensaios de microdureza serão realizados no microdurômetro Shimadzu disponível no LAMAV/UENF. Este é um dispositivo digital e automaticamente fornece o valor da microdureza. Será usada carga de 25g, com aplicação da carga durante 10 segundos.

Os pontos de medição de microdureza terá início na MB e fim no MA, passando pela ZL na busca por fases duras.

3.2.2.2 – Ensaio de Dobramento

O corpo-de-prova de dobramento lateral será usinado com 200 mm comprimento e 25 mm largura e 10 mm espessura. O ensaio de dobramento será do tipo em três pontos com ângulo de dobramento de 90° (Graus). A superfície dos cordões de revestimento será submetida ao dobramento. O espaçamento será de 100 mm e punção com diâmetro de 10 mm.

3.2.2.3 – Quantificação de Ferrita Delta

A fração volumétrica da fase magnética ferrita delta foi quantificada por meio de um ferritoscópio Fischer modelo MP30 disponível na empresa Schultz em Campos dos Goytacazes. Sendo realizada 4 (quatro) medições na face de cada corpo de prova, na região da zona fundida inox, obtendo uma média a partir dos resultados.

3.2.2.4 – Microscopia Ótica

A preparação metalográfica abrange as seguintes etapas: corte, lixamento úmido com lixas de 100 a 800 mesh, polimento com alumina (disco com 6” de diâmetro) e após foi realizado o ataque químico com reagente malber.

O estudo metalográfico foi realizado através de microscópio NEOPHOT-32 disponível no LAMAV/UENF, no laboratório de Metalurgia Física.

Foram avaliadas as microestruturas das seguintes regiões: metal de base; zona termicamente afetada e zona fundida.

3.2.2.5 – Microscopia Eletrônica de Varredura e Microanálise EDS

Ambos os ensaios serão realizados no microscópio eletrônico de varredura do LAMAV/UENF do modelo Shimadzu SSX-550 Superscan, usando uma aceleração de voltagem de 200 KV.

A microscopia eletrônica de varredura será aplicada com o objetivo de analisar mais detalhadamente as fases ferrita, austenita presentes no metal de solda.

A microanálise em EDS será utilizada para comparar a composição química entre a região dendrítica e interdendrítica do metal de solda.

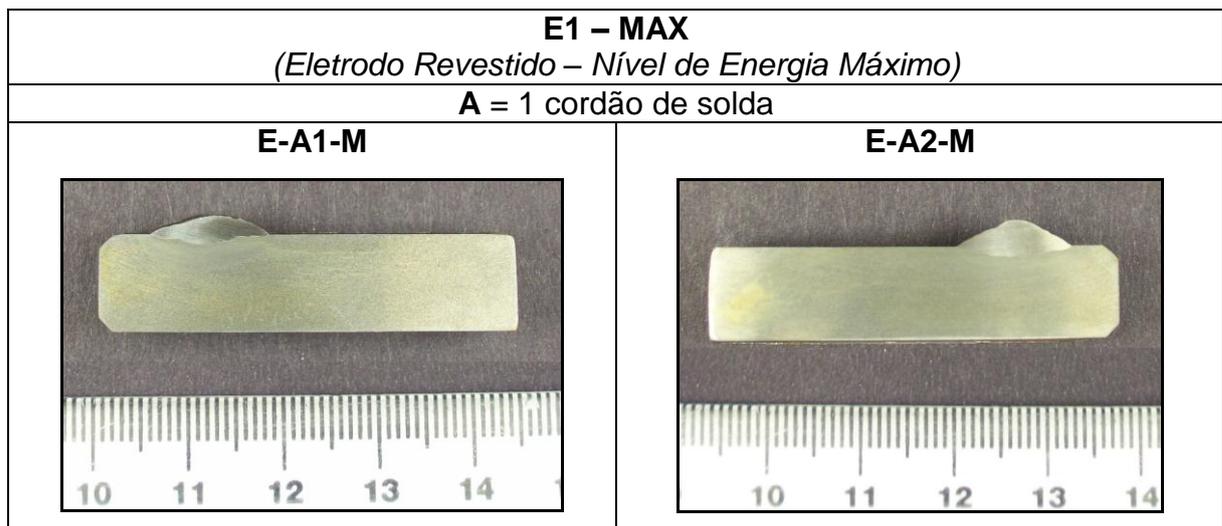
CAPÍTULO 4 – RESULTADOS E DISCUSSÃO

4.1 – Resultados 1º Etapa

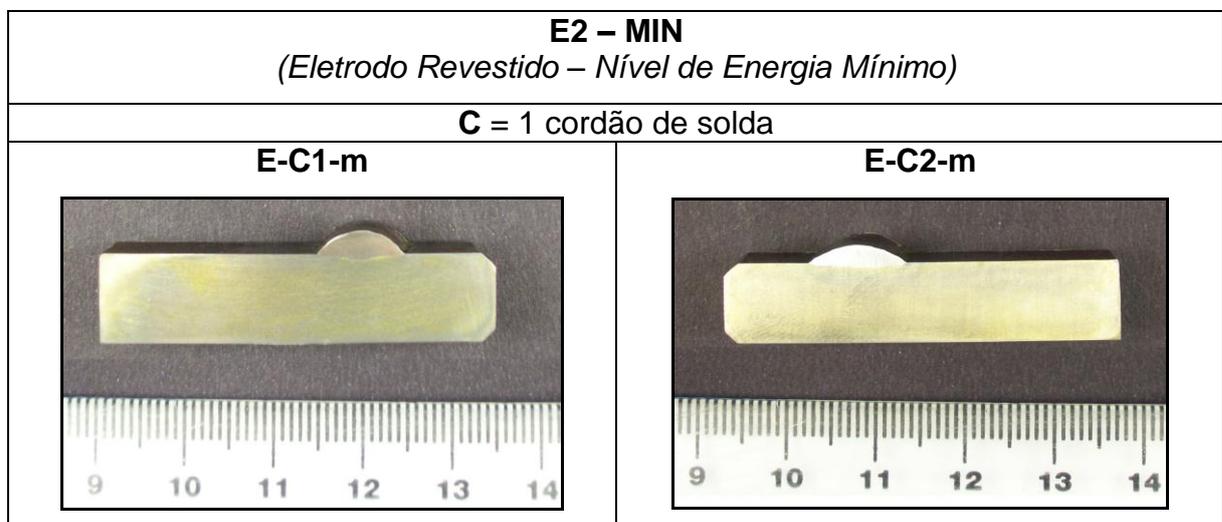
Esta etapa tem como objetivo a determinação da taxa de diluição, seguido de análise e estudo no diagrama de Schaeffler para identificar os possíveis metais de adição e procedimentos de soldagem que melhor atendam aos critérios estabelecidos no trabalho.

4.1.1 – Macrografia

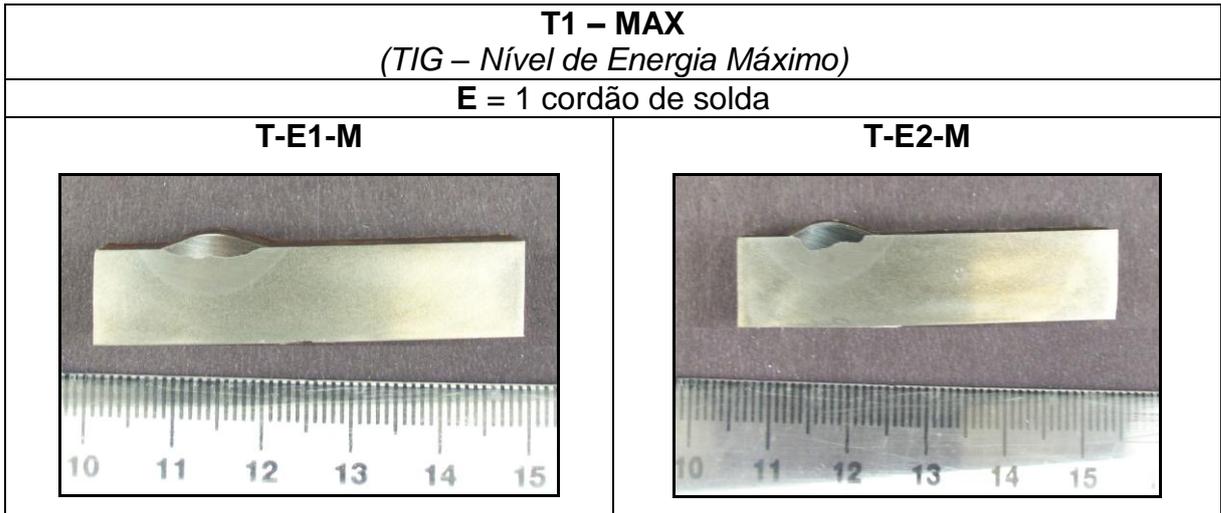
Nas figuras (4.1) e (4.2) são apresentadas as imagens das macrografias obtidas conforme as nomenclaturas e diretrizes descritas na tabela (3.6) e (3.7).



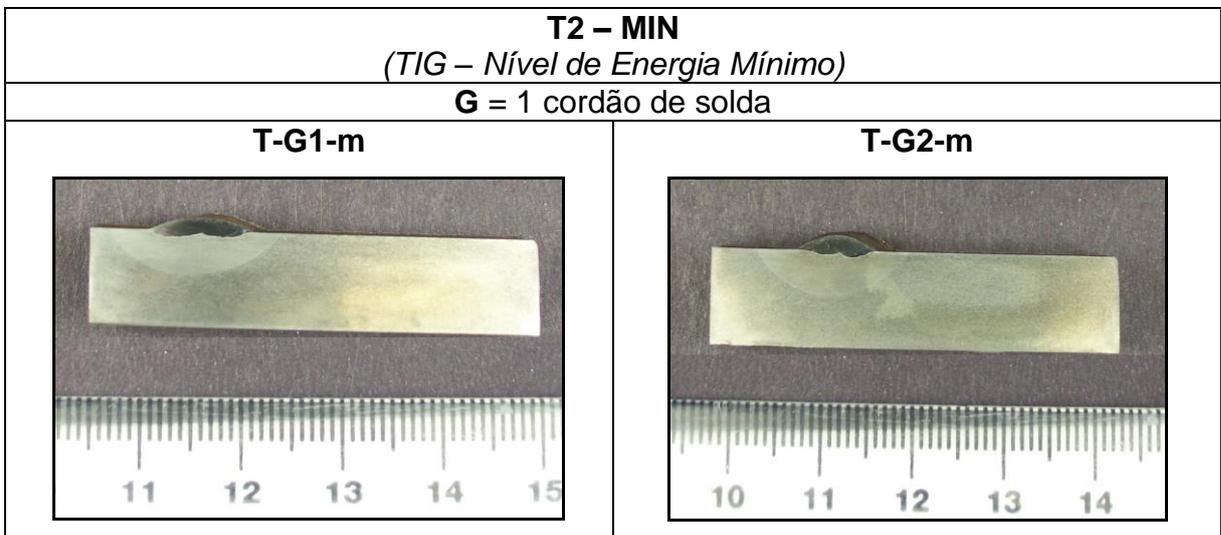
a)



b)

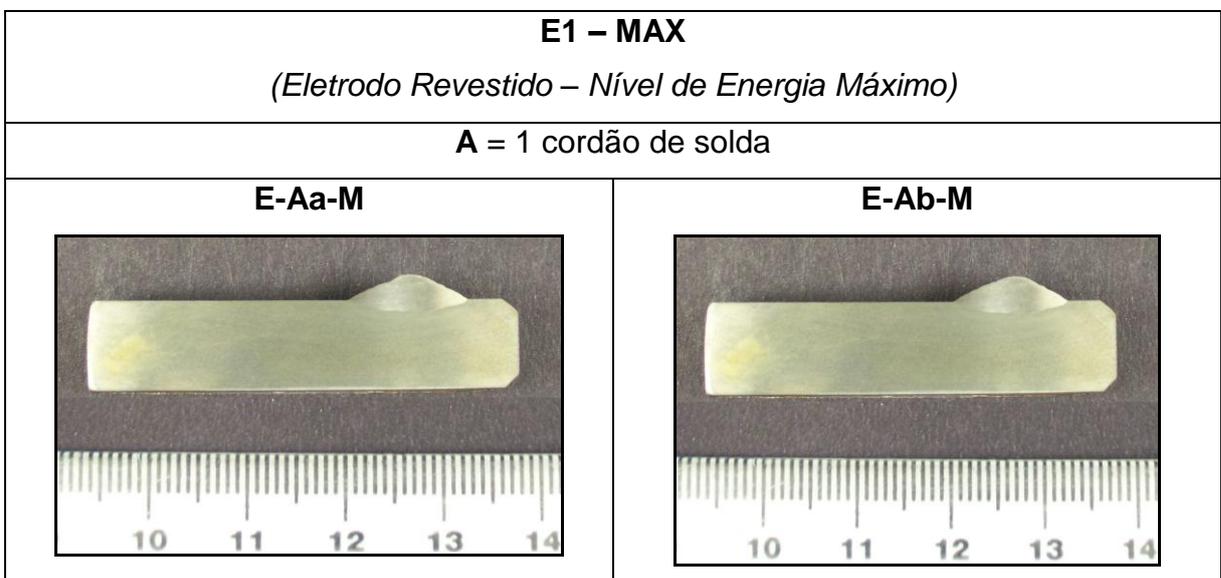


c)



d)

Figura (4.1) – Amostras de revestimento inox preparadas com ataque de Nital a 10%: a) E1-MAX, b) E1-MIN, c) T1-MAX, d) T1-MIN.



a)

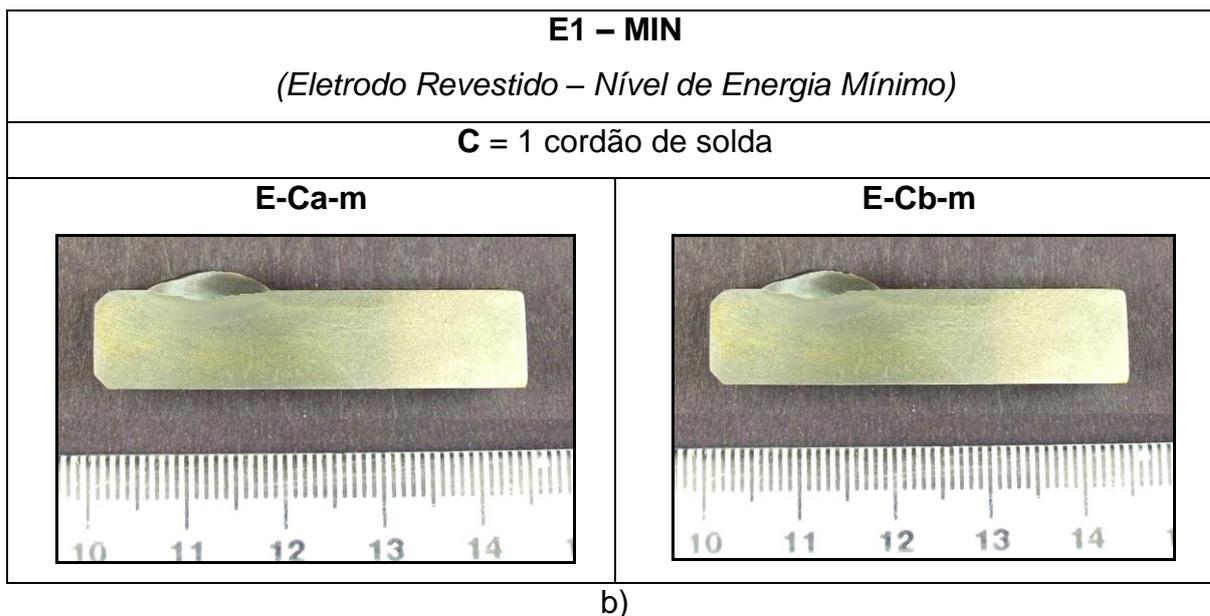


Figura (4.2) – Amostras de amanteigamento com 7018 preparadas com ataque de Nital a 10%. a) E1-MAX, b) E1-MIN.

As figuras (4.1) e (4.2) mostram que, ao aumentar a energia de soldagem, tanto para o processo Eletrodo Revestido e TIG, ocorreu um aumento nos tamanhos do reforço, da penetração e da largura média dos cordões de solda. No aspecto qualitativo estes resultados são coerentes com os apresentados por outros pesquisadores em estudos do metal de solda depositado por soldagem a arco elétrico (Basu *et al*, 2002; Gunaraj *et al*, 2000ab).

4.1.2 – Cálculo da Taxa de Diluição

Para facilitar a apresentação dos resultados das taxas de diluição, estes serão divididos em: Revestimento inox (item 4.1.2.1) e Amanteigamento (item 4.1.2.2).

4.1.2.1 – Resultado da Taxa de Diluição do Revestimento Inox

As macrografias da figura (4.1) foram utilizadas para o cálculo da taxa de diluição sendo apresentados os resultados na tabela (4.1).

Tabela (4.1) – Resultados da taxa de diluição calculados nas macrografias das amostras de revestimento inox.

<i>(Eletrodo Revestido – Nível de Energia Máximo)</i>		
<u>1º Cordão de solda</u>		
E-A1-M	30,0%	Média 31,5%
E-A2-M	33,0%	
<i>(Eletrodo Revestido – Nível de Energia Mínimo)</i>		
<u>1º Cordão de solda</u>		
E-C1-m	17,0%	Média 16,0%
E-C2-m	15,0%	
<i>(TIG – Nível de Energia Máximo)</i>		
<u>1º Cordão de solda</u>		
T-E1-M	36,0%	Média 35,5%
T-E2-M	35,0%	
<i>(TIG – Nível de Energia Mínimo)</i>		
<u>1º Cordão de solda</u>		
T-G1-m	15,0%	Média 14,5%
T-G2-m	14,0%	

Analisando os resultados de taxa de diluição obtidos na tabela (4.1), pode-se comparar os dois processos de soldagem e os dois níveis de energia (máximo e mínimo). Em relação a deposição do primeiro cordão de solda, as seguintes observações podem ser feitas:

- para o nível máximo de energia, em ambos os processos de soldagem, eletrodo revestido (999 J/mm) e TIG (566 J/mm) a taxa de diluição foi relativamente constante. De fato, a taxa de diluição para as amostras **E-A1-M** (30%) e **E-A2-M** (33%) são próximas das de **T-E1-M** (36%) e **T-E2-M** (35%).
- para o nível mínimo de energia em ambos os processos de soldagem, eletrodo revestido (534 J/mm) e TIG (417 J/mm) a taxa de diluição foi relativamente constante. De fato, a taxa de diluição para as amostras **E-C1-m** (17%) e **E-C2-m** (15%) são próximas das de **T-G1-m** (15%) e **T-G2-m** (14%).

Esta análise mostra que quando se altera o processo (Eletrodo revestido ou TIG) mesmo com níveis de energia de soldagem distintos, os valores da taxa de diluição foram mantidos similares em seus respectivos níveis máximo e mínimo de energia de soldagem. Este fato comprova que existe uma coerência na definição dos parâmetros de soldagem estabelecidos nas EPS (Especificação do Processo de

Soldagem) que deram origem aos parâmetros de soldagem na Tabela (3.6). Dessa forma, uma mudança no processo de soldagem pouco se altera nos resultados da taxa de diluição.

A variação de energia de soldagem (máximo e mínimo) de cada processo se deu principalmente pelo aumento da corrente e tensão conforme pode ser verificado na Tabela (3.6). De fato, a velocidade angular (ω) de soldagem, imposta por meio dos rolos giratórios, foi mantida constante para o processo eletrodo revestido (269 mm/min) e para o processo TIG (170 mm/min), não influenciando na variação da energia de soldagem.

Para facilitar a utilização do diagrama de Schaeffler, foi atribuído o mesmo valor de diluição para ambos os processos (ER e TIG), por terem apresentado resultados próximos em seus respectivos níveis de energia de soldagem (máximo e mínimo). Assim, foi criada a tabela (4.2), a partir dos dados da tabela (4.1). Na tabela (4.2), os resultados da taxa de diluição foram calculados pela média aritmética entre os dois processos, tanto para o nível máximo quanto para o nível mínimo de energia de soldagem.

Os processos de soldagem somente serão levados em consideração quando se tratar da produtividade no item (4.1.4).

Tabela (4.2) – Valores da diluição media para análise no diagrama de Schaeffler a partir da adaptação da Tabela (4.1).

<i>Primeiro cordão de solda</i>		
<i>Taxa de diluição: – Nível de Energia Máximo ER e TIG</i>		
<i>Diluição Média</i>	<i>Média Final</i>	<i>Nomenclatura</i>
ER: 31,5%	33,5%	A
TIG 35,5%		
<i>Taxa de diluição: (Eletrodo Revestido – Nível de Energia Mínimo) é igual a (TIG – Nível de Energia Mínimo)</i>		
<i>Resultado da Média</i>	<i>Média Final</i>	<i>Nomenclatura</i>
ER: 16,0%	Média 15,2%	C
TIG: 14,5%		

4.1.2.2 – Resultado da Taxa de Diluição do Amanteigamento com 7018

As macrografias da figura (4.2) foram utilizadas nos cálculos da taxa de diluição, sendo seus resultados apresentados na tabela (4.3).

Os valores de taxa de diluição obtidos estão bem próximos em cada um dos níveis de energia: máximo (E-Aa-M=49,0% e E-Ab-M=50,0%) e mínimo (E-Ca-m=31,0% e E-Cb-m=32,0%). Após foram calculadas as médias de cada nível de energia de soldagem, sendo adotada uma nomenclatura para cada nível de energia, para utilização no diagrama de Schaeffler.

Os valores da taxa de diluição do amanteigamento com 7018 foram maiores do que do revestimento inox, em função do maior valor de energia de soldagem utilizado, conforme estabelecido na tabela (3.7).

Tabela (4.3) – Resultados da taxa de diluição calculados nas macrografias das amostras de amanteigamento com 7018.

Primeiro cordão de solda		
<i>Taxa de diluição: – Nível de Energia Máximo ER</i>		
<i>Taxa de Diluição</i>	<i>Média Final</i>	<i>Nomenclatura</i>
E-Aa-M: 49,0%	49,5%	X
E-Ab-M: 50,0%		
<i>Taxa de diluição: - Nível de Energia Mínimo ER</i>		
<i>Resultado da Média</i>	<i>Média Final</i>	<i>Nomenclatura</i>
E-Ca-m: 31,0%	Média 31,5%	Y
E-Cb-m: 32,0%		

4.1.3 – Estudo no Diagrama de Schaeffler

Para facilitar o estudo e interpretação do revestimento com a utilização do Diagrama de Schaeffler, a análise foi dividida: Na deposição da primeira camada de revestimento sobre o aço carbono SAE 4130 (item 4.1.3.1) e na deposição da segunda camada de revestimento sobre o metal de solda (item 4.1.3.2).

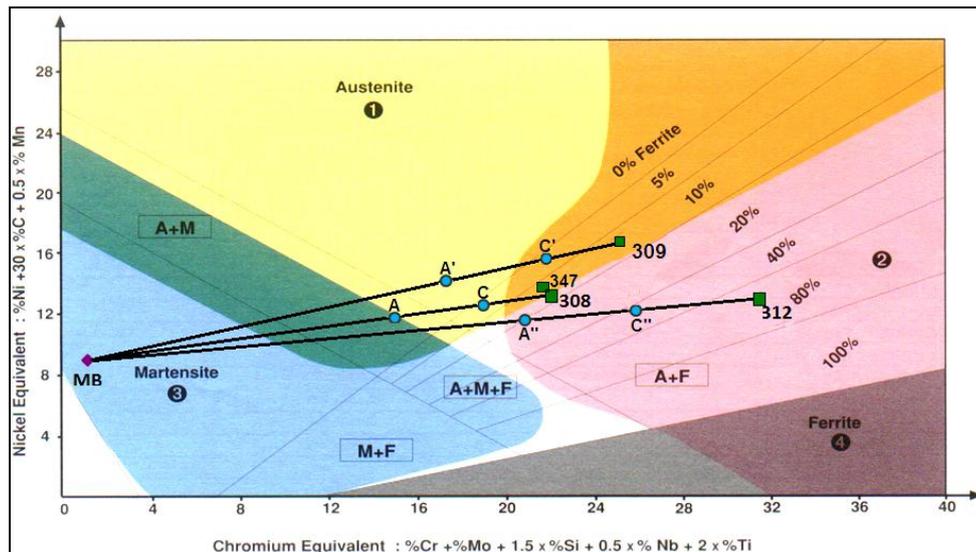
4.1.3.1 – Deposição da Primeira Camada de Revestimento sobre o Aço Carbono SAE 4130.

Na montagem do diagrama de Schaeffler, da figura (4.3), o ponto MB representa o metal base 4130, que será unido por uma reta a cada um dos consumíveis inox (308, 309, 312 e 347) e do consumível (7018), em seguida representado sobre a reta os pontos referentes às taxas de diluições adotadas para esta 1ª camada.

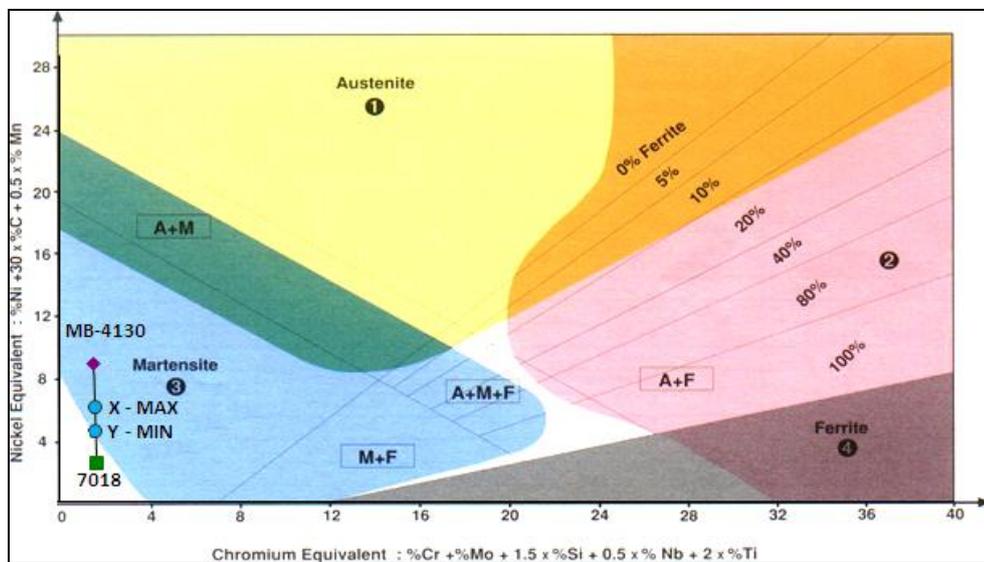
Para os consumíveis inox (308, 309, 312 e 347) sobre o MB (4130) foi adotado, conforme tabela (4.2), as taxas de diluição: máximo A (33,5%) e mínimo C

(15,2%). Para a soldagem de amanteigamento com consumível (7018) sobre o MB (4130) foi adotada, conforme tabela (4.3), as taxas de diluição: máximo X (49,5%) e mínimo Y (31,5%).

Na figura (4.3) são apresentadas as representações no diagrama de Schaeffler referentes a cada associação de soldagem proposta.



a)



b)

Figura (4.3) – Diagrama de Schaeffler representando a deposição da primeira camada de revestimento sobre o MB 4130. a) Metal de Adição 308; Metal Adição 347; Metal Adição 309; Metal Adição 312; b) Metal adição 7018.

As seguintes observações podem ser feitas a partir da figura (4.3):

- a) Os metais de adição **308** e **347** serão analisados juntos, pois possuem valores de Cr_{eq} e Ni_{eq} similares como pode ser visto no próprio diagrama de Shaeffler, em função de suas composições químicas próximas conforme pode ser verificado na tabela (3.4), sendo a diferença entre eles a presença de Nióbio na composição do 347.

Com o uso dos metais de adição **308** ou **347 na primeira camada**, nota-se que com o nível mínimo de energia de soldagem, o ponto C (figura 4.3 – a) cai no campo austenita mais ferrita (A + F) com valores inferiores a 5% de ferrita δ , onde o cordão de solda pode apresentar trincas de solidificação. Observa-se também que entre os pontos de energia de diluição máximo A e mínimo C (pontos A e C, figura 4.3 – a) existe a possibilidade do metal de solda estar no campo totalmente austenítico. Logo, deve-se evitar diluições compreendidas entre cerca de 19% a 28%, pois o cordão de solda será susceptível à fissuração a quente devido à ausência de ferrita δ (Barbosa, 2007). Ainda, verifica-se que para o nível diluição máximo A (ponto A da figura 4.3 – a) cai no campo austenita mais martensita (A + M), onde o cordão de solda pode apresentar valores de dureza elevados (Cordeiro, 2008). Portanto, pode-se concluir que os metais de adição 308 e 347, compreendidos na faixa de diluição analisada, não atendem aos critérios conforme estabelecido no item 3.2.1.5 - (a): de conter no mínimo 5% de ferrita delta (δ), não estar no campo totalmente austenítico e no campo austenita mais martensita. De fato, a literatura alerta que para aplicação de uma 1ª camada de revestimento dissimilar com o uso destes dois consumíveis, é preciso adotar níveis muito baixos de energia de soldagem, portanto recomenda-se por não utilizá-los (Modenesi, 2001).

- b) Com o uso do metal de adição **309 na primeira camada**, nota-se que o ponto C' (figura 4.3 - a) cai no campo austenita mais ferrita (A + F) compreendido entre 5 a 10% de ferrita δ , verificando-se que não existe restrição quanto a seu uso neste nível mínimo de energia. Já o ponto A' (figura 4.3 - a), note que existe a possibilidade do metal de solda cair no campo totalmente austenítico, caso seja utilizada a energia de soldagem máxima. Logo, deve-se evitar uma diluição maior que 18% do cordão de solda, pois será sensível à fissuração a quente devido à

ausência de ferrita δ (Cordeiro, 2008). Portanto, apesar de factível o uso do metal de adição 309 na primeira camada do revestimento, a diluição deve ser baixa (menor que 18%), a fim de evitar um metal de solda totalmente austenítico, sujeito a trincas de solidificação.

- c) Com o uso do metal de adição **312 na primeira camada**, os pontos A'' e C'', (figura 4.3 - a), o metal de solda cai no campo austenita mais ferrita (A + F) entre cerca de 10% a 20% de ferrita δ , o que permite utilizar qualquer valor de energia de soldagem compreendida entre os níveis de diluição máximo A e mínimo C, sem restrições a seu uso (Cordeiro, 2008). Neste caso, o 312 é uma boa alternativa para a primeira camada, para os dois níveis de diluição analisados. Oferece maior segurança em sua aplicação evitando perdas e retrabalho no processo de revestimento da primeira camada. Ainda, pode-se aplicar a energia de soldagem máxima A (33,5% de taxa de diluição, veja tabela 4.2), a fim de obter uma produtividade maior sem comprometer a qualidade da solda.

O metal de adição 312 se solidifica com uma estrutura austeno-ferrítica, com um maior teor de ferrita δ na solda (Modenesi, 2008). Isto devido a ter na sua composição química uma elevada quantidade de elementos gamagênicos (principal: níquel) e alfa gênicos (principal: cromo), evitando assim que a solda se torne sensível ao aparecimento de trincas a quente durante a solidificação, devido ao elevado teor de ferrita δ (Modenesi, 2008; Hull, F. C., 1967; Arata, *et al.*, 1976; Radhakrishnan, V. M., 2000).

- d) Com o uso do metal de adição **7018 na primeira camada**, será tratado como sendo uma soldagem similar de amanteigamento sobre o MB (4130). Esta representação no diagrama de Schaeffler, necessita de um ajuste na sua interpretação, pois o MB 4130 utilizado no caso não está temperado, e portanto não apresenta uma microestrutura martensita (M) conforme demonstra sua localização neste campo pelo ponto MB, (figura 4.3 - b). O fato é que neste caso, a microestrutura do aço SAE4130 do ponto MB trata-se de um aço hipoeutetoide composto pelas fases ferrita e perlita, assim como os pontos X e Y (figura 4.3 - b) que representam o metal de solda resultante para os níveis de diluição máxima e mínima de soldagem.

Outras constatações importantes obtidas com o uso do metal de adição 7018 na primeira camada foram:

- I. Redução no percentual de carbono, resultando num metal de solda com cerca de 0,18% C para o ponto X (energia máxima) e cerca de 0,14% C para o ponto Y (energia mínima), bastante inferior ao teor de carbono do metal de base que é de 0,30 % (Valores obtidos aplicando a equação [6]). Esta redução, foi devido a associação do MB (4130) com o MA (7018) que possui apenas 0,07% de carbono, resultando assim, após a diluição aplicada, em um MS com menor teor de carbono que o MB.
- II. A redução do valor de Ni_{eq} do MB de 9,25 para cerca de 5,85 no ponto X (máximo) e para cerca de 4,65 no ponto Y (mínimo) no MS. (Os valores foram obtidos diretamente no diagrama de Schaeffler). Esta redução do níquel equivalente observada acima está atribuída a redução do teor de carbono, conforme pode ser verificado na equação [3.3].

A redução do teor de carbono com conseqüente redução do níquel equivalente, propicia uma redução da temperabilidade e da dureza . De outro forma, o preaquecimento aplicado de 250°C associado a um resfriamento mais lento, também contribui para redução da temperabilidade e da dureza (Kejelin, 2006).

Com base nas observações apresentadas, é possível concluir que o amanteigamento com 7018 sobre o SAE4130, assegura vantagens às propriedades físicas, químicas e mecânicas. Desta forma surge como uma boa alternativa na aplicação da 1ª camada para evitar a formação de trincas a quente na aplicação do revestimento inox. Pode ser utilizado no nível de energia máximo X de soldagem (ponto X), sem comprometer a soldabilidade e com favorecimento à produtividade.

A análise das observações acima para os cinco metais de adição avaliados para a deposição da primeira camada do revestimento permite concluir que:

- I. Os consumíveis **308** e **347** não são adequados, devido às restrições apresentadas e discutidas acima. (Paranhos, 2010)

- II. O consumível **309** é factível de uso, mas com taxa de diluição menor que 18%. Logo, o uso do 309 apenas se aplica em baixas energias de soldagem, o que não favorece a produtividade.
- III. O consumível **312** atende aos critérios estabelecidos e não apresenta restrição a seu uso nos níveis de energia máximo A e mínimo C de soldagem estudados.
- IV. O consumível **7018** como amanteigamento propicia vantagens como redução da dureza e da temperabilidade do material, e permite utilizar a energia máxima de soldagem, o que favorece produtividade.

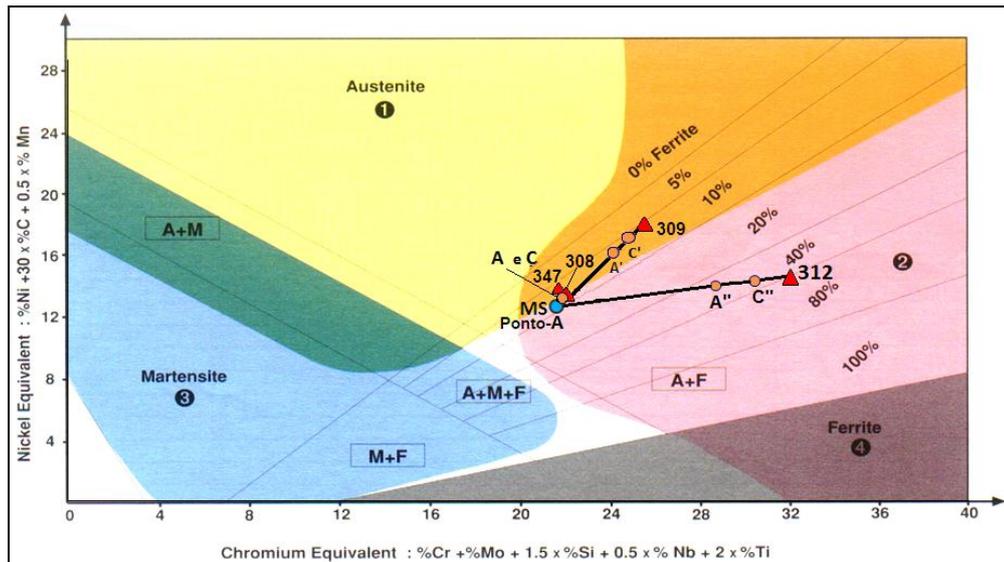
Com base na discussão acima, adotaram-se os consumíveis: 312 no nível de energia de soldagem máximo (**Ponto A**, figura 4.3 - a) e o 7018 no nível de energia de soldagem máximo (**Ponto X**, figura 4.3 - e), para serem avaliados pelo diagrama de Schaeffler na deposição da segunda camada de revestimento.

4.1.3.2 – Deposição da Segunda Camada de Revestimento sobre o Metal de Solda.

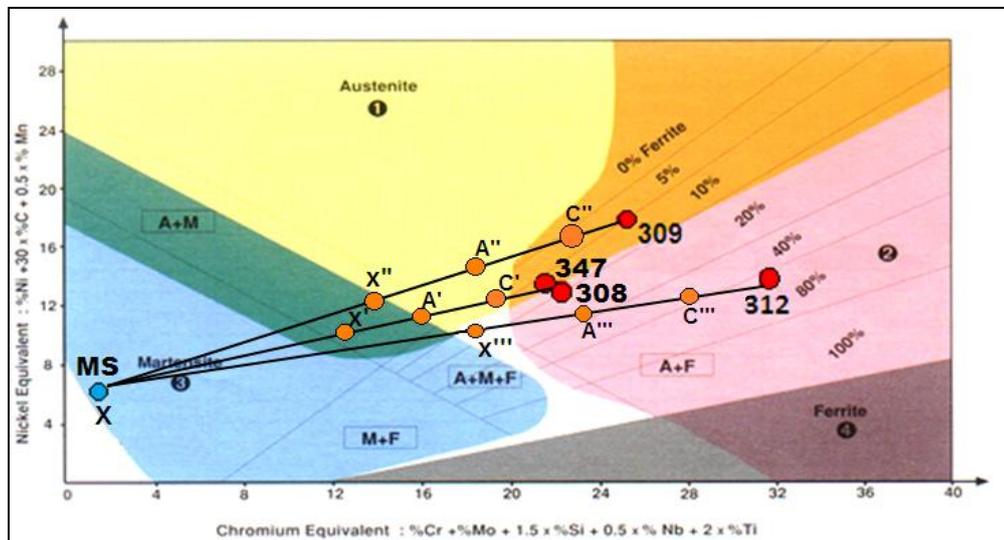
Para a montagem do diagrama de Schaeffler, Na figura (4.4 - a), o ponto A representa o metal de solda 312 da 1ª camada, que foi novamente unido por uma reta a cada um dos consumíveis inox (308, 309, 312 e 347). Em seguida foram representados sobre a reta os pontos adotados nesta 2ª camada como valores das taxas de diluição: máximo A (33,5%) e mínimo C (15,2%), conforme tabela (4.2).

Na montagem do diagrama de Schaeffler, Na figura (4.4 - b), o ponto X representa o metal de solda 7018 da 1ª camada, que foi novamente unido por uma reta a cada um dos consumíveis inox (308, 309, 312 e 347). A seguir foram representados sobre a reta os pontos adotados nesta 2ª camada como valores das taxas de diluição: máximo A (33,5%) e mínimo C (15,2%), conforme tabela (4.2). Foi incluído nesta análise uma terceira taxa de diluição, conforme tabela (4.3): máxima X (49,5%).

Na figura (4.4) são apresentadas as representações no diagrama de Schaeffler referentes a cada associação de soldagem proposta.



a)



b)

Figura (4.4) – Diagrama de Schaeffler representando a deposição da segunda camada de revestimento. a) Sobre o MS 312 (Ponto - A): Metal de Adição 308; Metal Adição 347; Metal Adição 309; Metal Adição 312; b) Sobre o MS 7018 (Ponto - X): Metal de Adição 308; Metal Adição 347; Metal Adição 309; Metal Adição 312.

As observações realizadas a partir da figura (4.4), relativas à deposição da 2ª camada de revestimento, foram divididas em: Sobre o MS da 1ª camada com 312 (item 4.1.3.2.1) e as sobre o MS da 1ª camada com 7018 (item 4.1.3.2.2).

4.1.3.2.1 – Deposição da 2ª Camada de Revestimento sobre o Metal de Solda da 1ª Camada com 312

As seguintes observações foram feitas:

- a) Os metais de adição **308** e **347** novamente serão analisados juntos, pois possuem valores de Cr_{eq} e Ni_{eq} similares, conforme já citado acima no item 4.1.3.1.

O **308 e 347 na segunda camada**: Pode-se observar que o ponto A está muito próximo dos pontos referentes aos consumíveis 308 e 347, devido ao fato de estarem com valores de Cr_{eq} e Ni_{eq} similares. Portanto, como consequência, observa-se que estes pontos de diluição máximo A e mínimo C (ponto A e C, figura 4.4 - a) são praticamente coincidentes, no campo autenita mais ferita (A + F) entre a faixa de 5% a 10 % de ferrita δ , verificando-se o atendimento aos critérios estabelecidos no item 3.2.1.5, letra (a). A composição química final prevista para o 308 e 347 são semelhantes, consistindo de aproximadamente: 8,7%Ni, 19,9%Cr e 0,14%C para o 308 e de 9,0%Ni, 19,7%Cr e 0,14%C para o 347. Analisando, constata-se o atendimento aos critérios estabelecidos no item 3.2.1.5, letra (c). Portanto, pode-se concluir que neste caso, o 308 e 347 são boa alternativa para a segunda camada sobre a primeira camada de 312, independente do nível de energia (máximo ou mínimo) a ser utilizado.

- b) Com o **309 na segunda camada**: Pode ser observado que para a diluição máxima A e mínima C (ponto A' e C', figura 4.4 - a) caiu no campo autenita mais ferita (A + F) próximo a linha de 5% de ferrita δ , verificando-se o atendimento aos critérios estabelecidos no item 3.2.1.5, letra (a). A composição química final prevista para o ponto A' é de 11,0%Ni, 22,7%Cr e 0,18%C para o ponto C' é de 12,0%Ni, 23,1%Cr e 0,16%C. Analisando, constata-se o atendimento aos critérios estabelecidos no item 3.2.1.5, letra (c). Portanto, pode-se concluir que neste caso, o 309 é uma boa alternativa para a segunda camada sobre a primeira camada de 312, para os níveis (máximo A e mínimo C) de energia estudados.
- c) Com o **312 na segunda camada**: Observa-se que para a diluição máxima A (ponto A'', figura 4.4 - a) cai no campo autenita mais ferita (A + F) próximo da linha de 20% de ferrita δ . Para a diluição mínima C (ponto C'', figura 4.4 - a) cai no campo autenita mais ferita (A + F) próximo da linha de 40% de ferrita δ . O percentual de ferrita δ do ponto A' ficou próximo do limite estabelecido e do ponto

C' ficou acima do valor definido nos critérios do item 3.2.1.5, letra (a). A composição química final prevista para o ponto A'' é de 8,2%Ni, 26,8%Cr e 0,19%C e para o ponto C'' é de 8,8%Ni, 28,6%Cr e 0,17%C. O teor de carbono no caso da diluição do ponto A possui valor acima do requisitado, conforme critérios do item 3.2.1.5, letra (c). Neste caso, devido ao excesso de ferrita delta (δ) e do percentual carbono inadequado, o 312 não é uma boa alternativa para a segunda camada sobre o MS resultante da aplicação da primeira camada de 312.

4.1.3.2.2 – Deposição da Segunda Camada de Revestimento sobre o Metal de Solda da 1ª Camada com 7018

As seguintes observações foram feitas:

- a) Os metais de adição **308** e **347** novamente serão analisados juntos, pois possuem valores de Cr_{eq} e Ni_{eq} similares, conforme já citado acima no item 4.1.3.1.

Com os metais de adição **308 e 347 na segunda camada**: Pode ser observado que para os níveis de diluição máximo A e máximo X (ponto A' e ponto X' da figura 4.4 - b) o metal de solda cai no campo austenita mais martensita (A + M), onde o cordão de solda pode apresentar valores de dureza elevados (Cordeiro, 2008). Esta situação não atende aos critérios do Item 3.2.1.5, letra (a-II), devendo ser evitada. No caso do ponto C' (figura 4.4 - b) o metal de solda cai no campo austenita mais ferrita (A + F) entre as linhas de 0 a 5% de ferrita delta (δ), onde o percentual de ferrita (δ) está abaixo do estabelecido como critério no item 3.2.1.5, letra (a-III). Pode-se concluir, portanto, que o 308 e 347 não são boas alternativas para a 2ª camada sobre a 1ª camada de 7018.

- b) Com o metal de adição **309 na segunda camada**: Observa-se que para a diluição máxima A (pontos A'', figura 4.4 - b) o metal de solda cai no campo totalmente austenítico, onde será susceptível à fissuração a quente devido à ausência de ferrita δ (Barbosa, 2007). Para o nível de diluição mínimo C (ponto C'', figura 4.4 - b), o metal de solda cai no campo austenita mais ferrita (A + F), entre as linhas do 0 a 5% de ferrita delta (δ), obtendo um percentual de ferrita (δ) abaixo do estabelecido nos critérios do item 3.2.1.5, podendo ocorrer a formação

de trincas de solidificação (Modenesi, 2008). O caso do nível de diluição máximo X (ponto X'' da figura 4.4 - b) o metal de solda cai no campo austenita mais martensita (A + M), onde o cordão de solda pode apresentar valores de dureza elevados (Cordeiro, 2008). Neste caso, os três valores de diluições (A, C e X) não atende aos critérios do item 3.2.1.5, devendo ser evitados. Pode-se concluir que neste caso, o 309 não é uma boa alternativa para a segunda camada sobre a primeira camada de 7018.

- c) Com o metal de adição **312 na segunda camada**: Pode-se observar que para a diluição mínima C (ponto C''', figura 4.4 - b) metal de solda cai no campo austenita mais ferrita (A + F) próximo a linha de 40% ferrita δ , constata-se que contém um excesso no percentual de ferrita, portanto não atende aos critérios do item 3.2.1.5, letra (a-III). Para a diluição máxima A (ponto A''', figura 4.4 - b) metal de solda cai no campo austenita mais ferrita (A + F) interceptando a linha de 20% de ferrita δ , portanto atende assim ao critério do item 3.2.1.5, letra (a). No caso da diluição máxima X (pontos X''', figura 4.4 - b) o metal de solda cai no campo austenita mais martensita mais ferrita (A + M + F) na região central do diagrama, entre as linhas de 5 a 10% de ferrita delta (δ), verificando-se o atendimento ao critério do item 3.2.1.5, letra (a). A composição química final prevista para a diluição máxima A é de 9,0%Ni, 19,5%Cr e 0,12%C e para a diluição máxima X é de 8,0%Ni, 16,5%Cr e 0,11%C. Os dois casos de diluição (máximos A e X) atendem aos critérios do Item 3.2.1.5, letra (c). Pode-se concluir, neste caso, que o 312 é uma boa alternativa para a segunda camada sobre a primeira camada de 7018 (amanteigamento) nos níveis de diluição máximo A e máximo X.

A análise das observações acima para os quatro metais de adição avaliados para a deposição da segunda camada do revestimento permite concluir que:

- I. Dentre as alternativas de soldagem de deposição da 2ª camada de revestimento sobre o metal de solda da 1ª camada com 312, analisadas no item 4.1.3.2.1 (figura 4.4 - a), apenas os metais de adição 308, 309 e 347, independente do nível de energia (máximo A ou mínimo C) a ser utilizado, apresentam-se confiáveis e apropriados na aplicação da segunda camada de revestimento, por atender aos critérios estabelecidos.

- II. Dentre as alternativas de soldagem dissimilar de deposição da 2ª camada de revestimento sobre o metal de solda da 1ª camada com 7018, analisadas no item 4.1.3.2.2 (figura 4.4 - b), somente o metal de adição 312 apresenta-se confiável e apropriado na aplicação da segunda camada de revestimento, nos níveis de diluições máximos A e X, por atender aos critérios estabelecidos.

Com base na discussão acima, adotaram-se os consumíveis: 308 e 309 no nível de energia de soldagem máximo A (**Ponto A**, figura 4.4 – a) e o 312 no nível de energia de soldagem máximo X (**Ponto X**, figura 4.4 - b), para serem utilizados na segunda camada de revestimento. Foi descartado o 347 devido a ser similar ao 308, mas possuir maior custo Devido à presença de nióbio.

4.1.4 – Calculo da Taxa de Deposição (TD).

Na Tabela (4.4) são apresentados para os processos de soldagem ER e TIG alguns parâmetros de suas faixas de soldagem máxima (A) e mínimo (C), os dados (peso e tempo) de cada faixa avaliados e os resultados do cálculo da taxa de deposição (TD), conforme a equação [3.6], obtidos conforme o item 3.2.1.4 acima.

Tabela (4.4) – Resultados para o calculo da taxa de deposição (TD).

Processo de Soldagem	ER		TIG	
	MAX	MIN	MAX	MIN
Diâmetro do eletrodo	4mm		3mm	
Energia de soldagem	MAX	MIN	MAX	MIN
Corrente(a)	175	115	137	101
Tensão(v)	32	26	28	18
Peso antes soldagem (g)	1110	1145	1190	1170
Peso pós soldagem (g)	1160	1185	1220	1200
Tempo de soldagem (s)	94	107	116	151
Taxa de Deposição (kg/h)	1,91	1,35	0,93	0,72

Analisando os resultados, pode-se concluir que o processo Eletrodo Revestido (ER) apresenta valores de Taxa de Deposição maiores do que o processo TIG. Portanto a escolha do processo é pelo Eletrodo Revestido (em atendimento ao critério do item 3.2.1.5, letra b), que tem um maior ganho de produtividade na

soldagem de revestimento. Neste caso sua maior taxa de deposição foi em virtude dos maiores níveis de energia de soldagem e do maior diâmetro do eletrodo em relação ao processo TIG conforme estabelecidos nos parâmetros de soldagem, apresentados na Tabela (3.6).

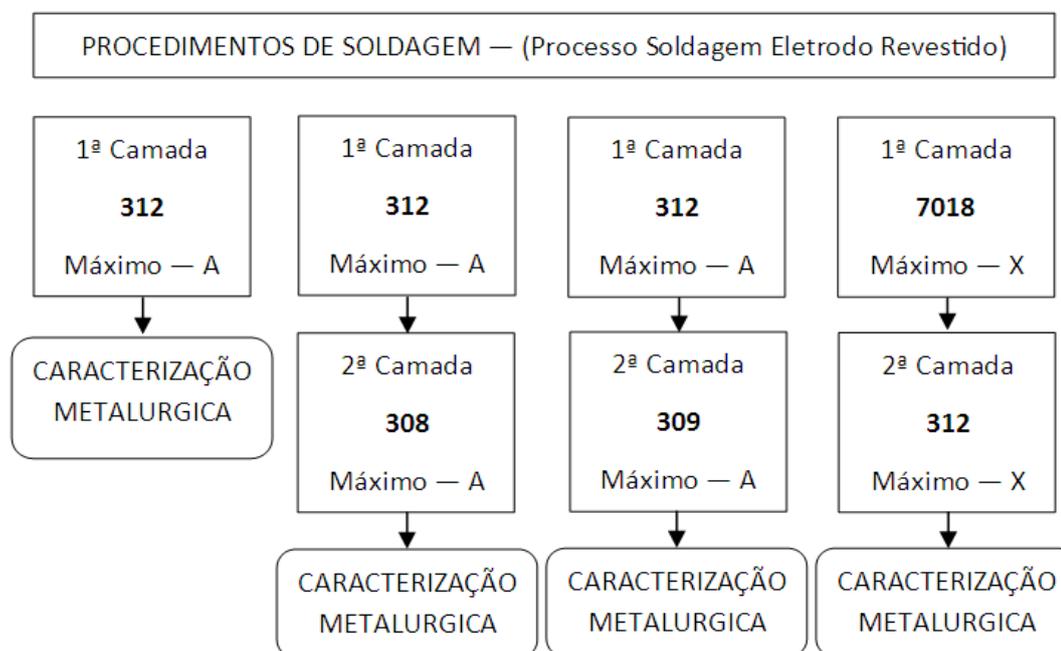
4.1.5 – Resultados Empíricos da 1ª Etapa.

A partir das conclusões das análises desta 1ª Etapa, foram definidos os 4 (quatro) corpos-de-prova (Cp) para utilização na 2ª Etapa de caracterização metalúrgica dos procedimentos e metais de adição propostos.

Definição dos corpos de prova:

- a. **Cp-1:** Adição apenas de **312** na primeira camada, utilizando o processo **ER** no nível de energia de soldagem máximo **A** (1249 J/mm).
- b. **Cp-2:** Adição de **312** na primeira camada e de **308** na segunda camada, utilizando em ambos o processo **ER** no nível de energia de soldagem máximo **A** (1249 J/mm).
- c. **Cp-3:** Adição de **312** na primeira camada e de **309** na segunda camada, utilizando em ambos o processo **ER** no nível de energia de soldagem máximo **A** (1249 J/mm).
- d. **Cp-4:** Adição do amanteigamento de **7018** na primeira camada e de **312** na segunda camada, utilizando em ambos o processo **ER** no nível de energia de soldagem máximo **X** (2248 J/mm).

Estes 4 corpos de prova estão representados no fluxo da Tabela (4.5) abaixo:

Tabela (4.5) – Fluxo de obtenção dos corpos de prova.

A segunda etapa tem o caráter de validação dos resultados empíricos obtidos na primeira etapa.

Serão realizadas as avaliações metalúrgicas nos corpos-de-prova soldados das áreas consideradas mais representativas como: (metal de base, zona termicamente afetada, zona de ligação e zona fundida ou revestida).

Fica definidos a nomenclatura para os metais de adição dos 4 corpos-de-prova como: **Cp-1**: (312); **Cp-2**: (312 e 308); **Cp-3**: (312 e 309) e **Cp-4**: (7018 e 312).

4.2 – Resultados 2º Etapa.

A segunda etapa terá como objetivo a validação dos resultados empíricos encontrados na 1ª etapa, com a execução de quatro soldas de revestimento para posterior caracterização metalúrgica.

4.2.1 – Soldagem dos Corpos de Prova

A preparação para soldagem foi conforme definido no item 3.1.3. A tabela (4.6) apresenta detalhes da especificação de soldagem. Foram aplicados 4 cordões de solda em cada camada de revestimento, com um fator de sobreposição de 30%. Foi utilizado apenas o processo eletrodo revestido.

As energias de soldagem foram obtidas conforme a equação [3.1].

Tabela (4.6) – Especificação para soldagem.

		Processo: Eletrodo Revestido	
		Cp-1 (1ª Camada - 312)	Cp-4 (1ª Camada - 7018 e 2ª Camada - 312)
Corpo-de-prova	Cp-2 (1ª Camada - 312 e 2ª Camada - 308)		
	Cp-3 (1ª Camada - 312 e 2ª Camada - 309)		
Parâmetros			
Tipo de corrente		CC+	CC+
Corrente (A)		175	252
Tensão (V)		32	40
Velocidade de soldagem (mm/min)		269	269
Rendimento térmico do processo de soldagem (r)		0,8	0,8
<i>pré-aquecimento</i> (°C)		250	250
Energia nominal de soldagem (J/mm)		1249	2248
Energia de soldagem (J/mm)		999	1798

4.2.2 – Macrografias.

Na figura (4.5) são apresentadas as macrografias da seção transversal das juntas soldadas, onde podem ser observadas as diferentes regiões como o metal de base e os cordões de solda da 1º camada e 2º camada de revestimento de cada corpo-de-prova, conforme abaixo:

- **Cp-1:** Os cordões de solda de **ER312** na 1ª camada sobre o MB **SAE 4130** (figura 4.5-a).
- **Cp-2:** Os cordões de solda de **ER312** na 1ª camada sobre o MB **SAE 4130** e os cordões de solda de **ER308** na 2ª camada sobre o MS resultante da 1ª camada (figura 4.5-b).

- **Cp-3:** Os cordões de solda de **ER312** na 1ª camada sobre o MB **SAE 4130** e os cordões de solda de **ER309** na 2ª camada sobre o MS resultante da 1ª camada (figura 4.5-c).
- **Cp-4:** Os cordões de solda do amanteigamento de **ER7018** na 1ª camada sobre o MB **SAE 4130** e os cordões de solda de **ER312** na 2ª camada sobre o MS resultante do amanteigamento (figura 4.5-d).

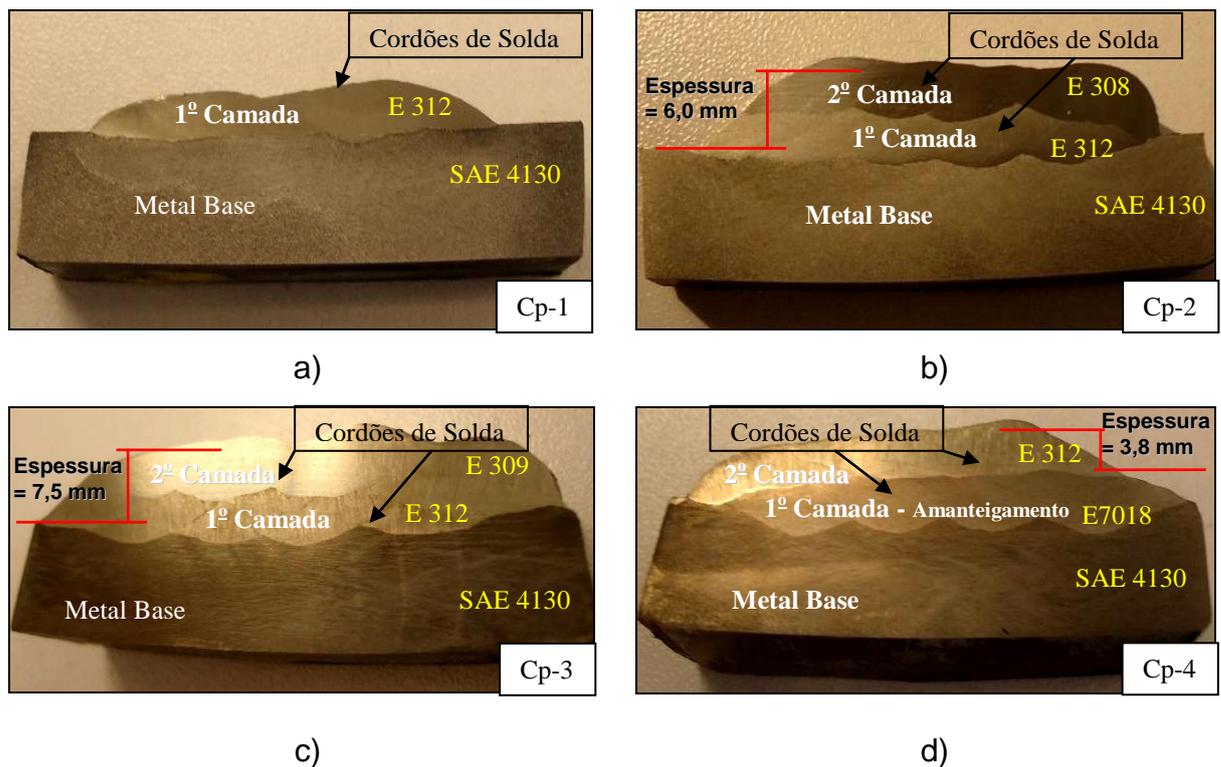


Figura (4.5) – Macrografias das juntas soldadas: a) Cp-1, b) Cp-2, c) Cp-3 e d) Cp-4.

Não se verificou visualmente nenhum tipo de descontinuidade presente nas 4 (quatro) macrografias, resultando em uma avaliação satisfatória.

A espessura total do revestimento das juntas soldadas com duas camadas foi aproximadamente: de 6 mm para o Cp-2, de 7,5 mm para o Cp-3 e de 3,8 mm para o Cp-4. Verifica-se os resultado do Cp-2 e Cp-3 apresentou espessura do revestimento superior a 5 mm, atendendo assim ao critério previsto no item 3.2. Verifica-se que o Cp-4 apresentou espessura de revestimento inferior a 5mm, sendo necessário a aplicação de uma nova camada de revestimento inox.

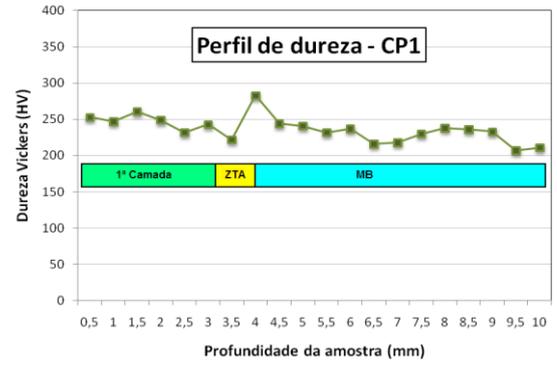
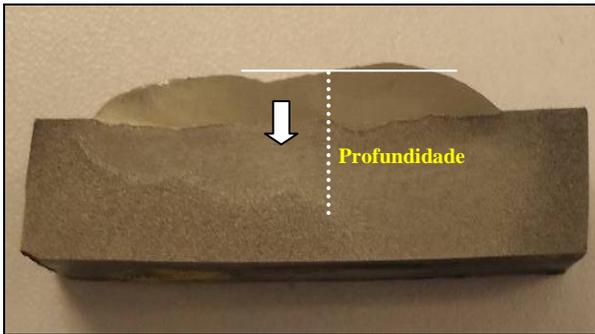
4.2.3 – Ensaio de Dureza.

A tabela (4.7) mostra os resultados de dureza Vickers obtidos.

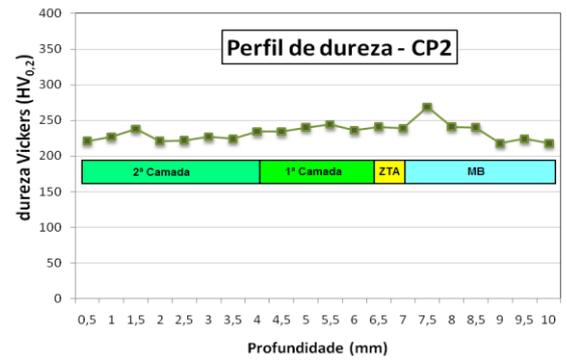
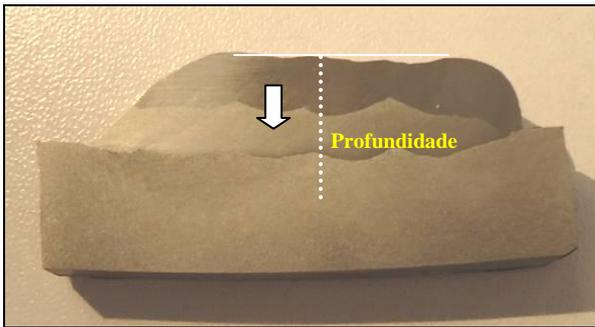
Tabela (4.7) – Tabela de resultados de dureza Vickers ($HV_{0,2}$).

Pontos	Cp-1		Cp-2		Cp-3		Cp-4		
1	210	MB (4130)	220	MB (4130)	240	MB (4130)	205	MS (4130)	
2	205		225		235		238		200
3	240		218		195		ZTA		210
4	243		245		255	1ª Camada (312)	220		
5	245		270		285		210		
6	230		245	270	218				
7	220		ZTA	265	205				
8	217		248	260	165		ZTA		
9	241		242	272	162		1ª Camada (7018)		
10	238		249	275	165				
11	244		247	250	160				
12	248		242	240	160				
13	280		238	230	162				
14	220	ZTA	225	2ª Camada (309)	162	2ª Camada (312)			
15	249	230	225		250				
16	238	225	210		240				
17	250	222	235		242				
18	257	240	230		228				
19	250	230	230		246				
20	252	224	247						
Medias:	MB (4130) = 230		ZTA = 206		1ª Camada (312) = 255				
	1ª Camada (7018) = 161		2ª Camada (308) = 228		2ª Camada (309) = 233				
	2ª Camada (312) = 241								

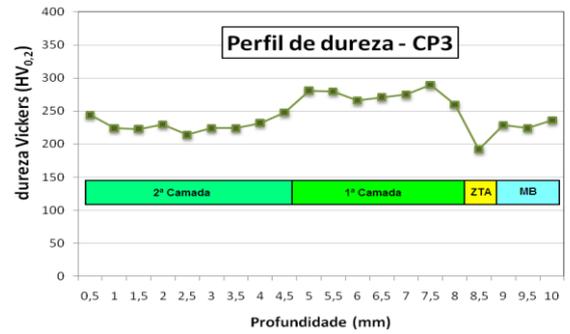
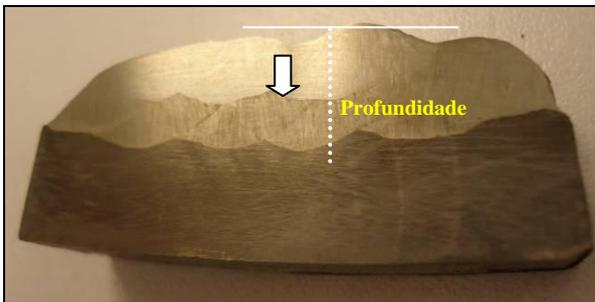
Os perfis de dureza Vickers são mostrados na figura (4.6). Os pontos brancos sob as macrografias indicam os locais de medição, conforme metodologia adotada no item 3.2.2.1.



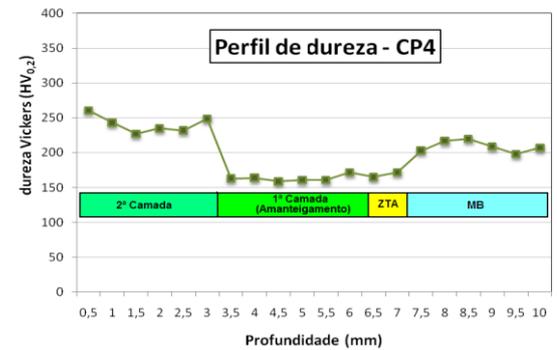
a) Cp-1: (1ª camada c/ 312)



b) Cp-2: (1ª camada c/ 312 e 2ª camada c/ 308)



c) Cp3: (1ª camada c/ 312 e 2ª camada c/ 309)



d) Cp4: (1ª camada c/ 7018 e 2ª camada c/ 312)

Figura (4.6) – As imagens e os Gráficos mostrando o perfil de dureza (HV_{0,2}) dos 4 corpos-de-prova. Onde: a) Cp-1, b) Cp-2, c) Cp-3 e d) Cp-4.

Abaixo são analisados os resultados das seguintes regiões: Metal de base (**MB**), Zona Termicamente Afetada (**ZTA**), 1ª Camada e 2ª Camada:

No Metal de base (**MB**) a média obtida conforme tabela (4.7) foi de 230 HV, um valor ligeiramente menor se comparado à literatura que é de 240-285 HV para o MB 4130 (AISI, 2007). Uma possível causa desta pequena redução dos valores de dureza pode estar associada ao fato dos tubos de Riser já terem recebido anteriormente algum aporte térmico proveniente de outro processo de soldagem. Este menor resultado na dureza do MB não foi considerado significativo na alteração das propriedades mecânicas do SAE 4130, sendo então considerado apropriado.

Na zona termicamente afetada (**ZTA**), a média obtida conforme a tabela (4.7) foi de 206 HV, um valor mais baixo se comparado à média dos pontos obtidos para o MB, que foi de 230 HV. Um possível motivo para a redução da dureza na ZTA do metal base foi o uso de um pre-aquecimento de 250°C, que reduziu a taxa de resfriamento. Por outro lado, uma temperatura de pre-aquecimento de 250 °C é mandatária ao se soldar o aço SAE 4130 (Böhler, 2009), pois é um aço temperável, evitando-se assim a formação de fases duras e frágeis na ZTA. (Ferreira, 2011). De fato, a dureza média obtida na ZTA foi de 206 HV e não foi observado nenhum valor individual acima de 350 HV, máximo estabelecido pela norma Norsok (2004). Os resultados de dureza na ZTA do metal base foram então considerados satisfatórios, atendendo os limites estabelecidos para aplicações no setor petrolífero.

Na **1ª Camada** com o **312**, aplicada nos Cp-1, Cp-2 e Cp-3 – veja figuras (4.6- a, b e c) – o valor médio de dureza encontrado foi de 255 HV segundo a tabela (4.7), muito próximo dos 240 HV previsto na literatura para o consumível 312 (Böhler, 2000). Com o **7018** na **1ª camada**, aplicado no Cp-4 – veja figura (4.6- d) – o valor médio de dureza encontrado foi de 161 HV segundo tabela (4.6), muito próximo dos 150 HV previsto na literatura para o consumível 7018 (Böhler, 2000). Uma possível causa deste pequeno aumento da dureza no MS da 1ª camada, pode estar associado à diluição do MB, que provavelmente aumentou o teor de carbono do MS da 1ª camada.

Na **2ª camada** com os metais de adição (**308**), (**309**) e (**312**) aplicados nos Cp-2, Cp-3 e Cp-4 – veja figuras (4.6- b, c e d) – os valores médios de dureza encontrados na tabela (4.7) foram respectivamente 228, 233 e 241 HV, próximos dos valores previstos na literatura para estes metais de adição, que são de 200, 210 e 240 HV (Böhler, 2000). Uma possível causa deste pequeno aumento na dureza do

308 e 309, deve estar associado ao aumento do teor de carbono devido a diluição com o MS (312) da 1ª camada, que por sua vez teve seu teor de carbono aumentado pela diluição com o MB (4130). Já a manutenção do valor de dureza no 312 da segunda camada, tem como possível causa a diluição com a 1ª camada de amantejamento do 7018, que possui menor teor de carbono e nível de dureza.

De modo geral, os metais de solda (MS) resultantes da 1ª e 2ª camada de adição com aço inoxidável austeníticos da classe 300 (308; 309 e 312) aplicados nos 4 corpos de provas (Cp-1; Cp-2; Cp-3 e Cp4) apresentaram bom comportamento no perfil de dureza Vickers. O maior valor individual de dureza obtido foi de 285 HV (figura 4.6 - c), bem abaixo dos 350 HV máximo previsto pela norma Norsok (2004).

4.2.3.1 – Ensaio de Microdureza.

Foi realizado na zona de ligação (ZL) entre o MB e MA.

Conforme Kejelin (2005), os exames de microdureza indicam em alguns casos a presença de uma zona parcialmente diluída (ZPD), situada na região de transição entre o metal de base e o metal de solda, composta por uma microestrutura martensítica, que pode prejudicar o comportamento estrutural da junta soldada.

O principal problema metalúrgico encontrado em soldas de metais dissimilares α - γ é a formação, ao longo da interface da linha de fusão, de regiões que podem atingir durezas superiores a 400 HV, o que indicam estarem constituídas de martensita e, portanto, serem frágeis. Estas regiões, com largura de dezenas de micrometros, possuem composições químicas intermediárias entre a do metal de solda e a do metal de base, as quais não podem ser previstas através de cálculos usuais de diluição. Neste trabalho estas zonas serão referenciadas como *zonas parcialmente diluídas* (ZPDs) (Kejelin *et al.*, 2011).

Para explicar a existência das ZPDs, Baeslack and Savage propuseram que os movimentos convectivos na poça de fusão não são intensos o bastante para misturar uma estreita camada fundida estagnada de metal de base (região que denominaram zona fundida não misturada), mas são responsáveis por enriquecer esta região com elementos de liga, de modo que pode aumentar localmente a sua temperabilidade (Kejelin *et al.*, 2011).

A figura (4.7) mostra os resultados de microdureza Vickers obtidos na Zona de Ligação (ZL) entre o MB e o MA, foram observados valores de microdureza superiores a 400 HV, o que indica a presença da microestrutura martensítica.



Figura (4.7) – Impressões de microdureza Vickers, com carga de 25g. 500x.

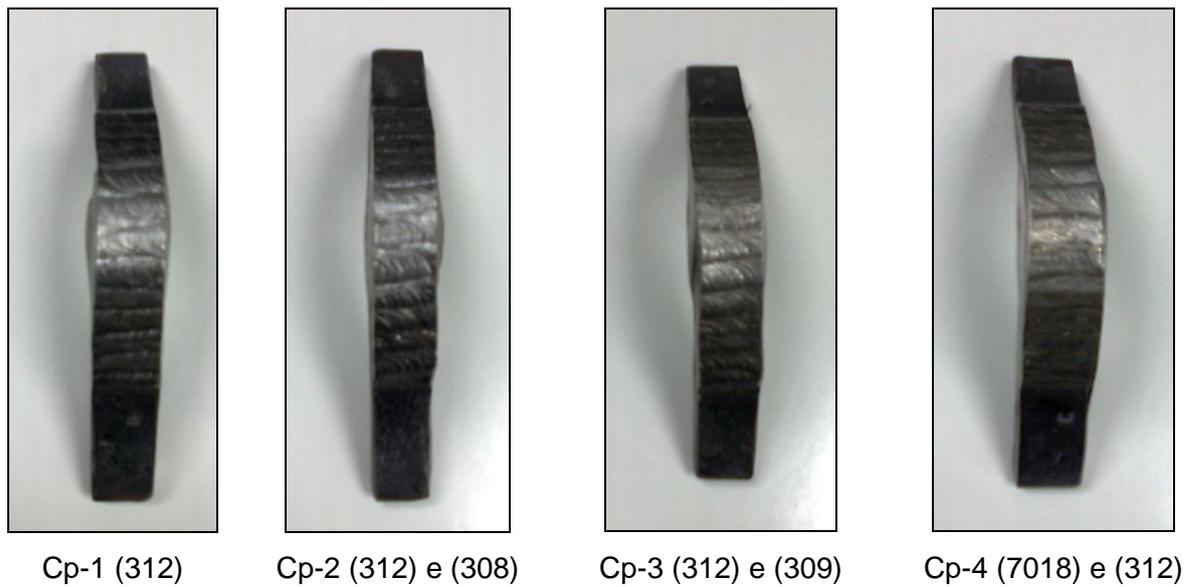
A utilização de preaquecimento não foi completamente satisfatória a ponto de livrar a interface da formação de ZPD, embora tenha colaborado para redução dos níveis de dureza máximos obtidos na ZTA.

4.2.4 – Ensaio de Dobramento

O ensaio foi realizado conforme o Item 3.2.2.2, do tipo três pontos e ângulo de 90° graus. Conforme mostrado na figura (4.8 - a), apresentaram boa ductilidade.

Não foram observadas descontinuidades provenientes do dobramento na superfície dos cordões de solda após a realização do ensaio por líquido penetrante, conforme apresentado na figura (4.8 - b).

Em duas amostras (Cp-2 e Cp-3) conforme pode ser observado na figura (4.8 - b), apresentaram descontinuidades de aproximadamente 1,5 mm após o dobramento na lateral da amostra. Estas estão localizadas na interligação do metal de adição com o metal de base. As descontinuidades foram atribuídas à dissimilaridade dos metais e as diferenças nas propriedades físicas e mecânicas entre o metal de base e revestimento de solda inox (Magalhães, 2008). De fato, a norma API 1104 (1999) para ensaio de dobramento lateral apenas considera como descontinuidades aquelas maiores que 3 mm. Desta forma, os resultados de dobramento foram considerados como satisfatórios.



a)

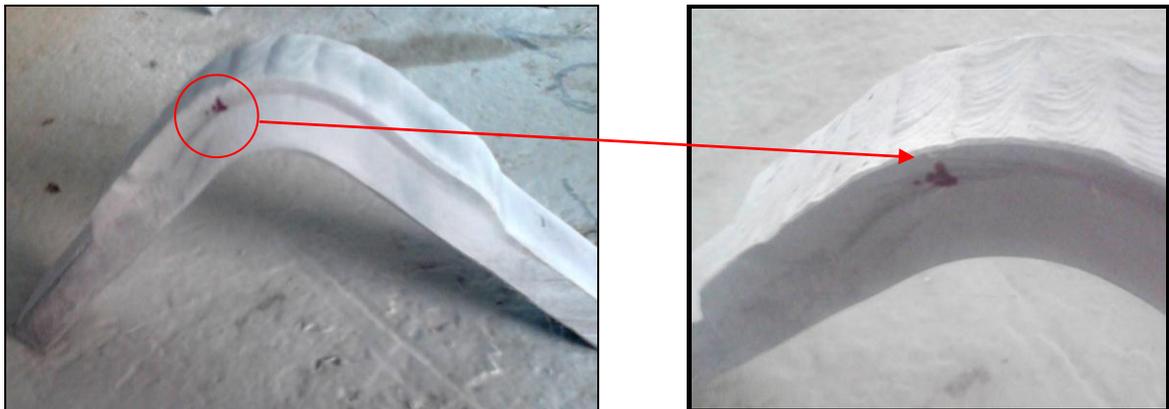


Figura (4.8) – Imagens dos Cp's após ensaio de dobramento: a) Cp-1, Cp-2, Cp-3 e Cp-4. b) Imagens da trinca após ensaio não destrutivo por líquido penetrante.

4.2.5 – Análise de ferrita delta pelo Ferritoscópio

A tabela (4.8) mostra os resultados de ferrita delta (δ) na zona fundida (ZF). Foram incluídos nesta tabela os resultados previstos pelo diagrama de Schaeffler na 1ª Etapa, conforme itens 4.1.3.1 e 4.1.3.2 acima.

Tabela (4.8) – Percentual de ferrita delta (δ).

Corpo de prova	Camada	Ferritoscópio					Schaeffler
		1º ponto	2º ponto	3º ponto	4º ponto	Media	Valor Empírico
Cp-1	1ª Camada	12,60	15,60	16,50	14,50	14,80	10,50
Cp-2	1ª Camada	11,30	11,60	---	---	11,45	10,50
	2ª Camada	---	---	11,90	11,40	11,65	8,00
Cp-3	1ª Camada	10,80	12,90	---	---	11,85	10,50
	2ª Camada	---	---	9,40	10,40	9,90	11,00
Cp-4	2ª Camada	16,70	15,70	11,60	12,60	14,15	10,50

Os resultados da tabela (4.8) mostram que os valores empíricos do teor de ferrita delta (δ) previstos no diagrama constitucional de Schaeffler são similares com os valores obtidos em soldas reais com teor de ferrita medido pelo ferritoscópio, o que permite concluir a sobre a aplicabilidade e funcionalidade das previsões do diagrama de Schaeffler numa soldagem de revestimento inox sobre aço carbono.

Pode-se observar que os resultados obtidos no ferritoscópio foram ligeiramente maiores que os obtidos na análise empírica pelo Diagrama de Schaeffler. Isto foi atribuído ao critério mais conservador adotado na análise pelo diagrama de Schaeffler. Este fator pode estar atribuído à taxa sobreposição de 30% dos cordões de solda que não foi considerada, pois na verdade existe esta participação do MS sobreposto na diluição, o que ajuda a reduzir a participação do MB, e consequentemente gera um pequeno aumento no teor de ferrita delta (δ) na soldagem inox.

Os resultados de ferrita delta (δ) obtidos atendem ao critério estabelecido no item 3.2.1.5, pois estão compreendidos entre 5 a 30%, que é o máximo estabelecido por normas do segmento petrolífero (Norsok, 2004).

Segundo a literatura, quando o teor deste constituinte fica entre cerca de 5 e 10%, a solda apresenta uma ótima resistência à formação de trincas durante a sua

solidificação, sendo esta microestrutura considerada a mais adequada para as aplicações gerais destes materiais (Modenesi *et al*, 2012).

4.2.6 – Microscopia Ótica e Microscopia Eletrônica de Varredura/ Microanálise EDS

A seguir serão mostradas as imagens obtidas em MO e MEV/EDS, que foram realizadas nos corpos-de-prova, conforme definido nos itens 3.2.2.4 e 3.2.2.5 respectivamente.

A apresentação das análises realizadas (MO e MEV/EDS) nos corpos-de-prova foram divididas em regiões consideradas representativas:

- O Metal base, ZTA e zona de ligação será mostrado apenas o Cp-1 em representação aos demais Cp's.
- A zona fundida da 1ª camada com o 312 do Cp-1.
- A zona fundida da 1ª e 2ª camada dos corpos-de-prova: Cp-2, Cp3 e Cp-4.

Os detalhes das composições químicas obtidas nas regiões ferríticas e austeníticas por (EDS) podem ser verificados no Anexo (A.1) desta dissertação.

4.2.6.1 – Metal de Base, ZTA e Zona de Ligação (SAE 4130)

Na microscopia ótica (MO) apresentada na figura (4.9), obtida a partir do ataque com o reagente Malber, mostra a microestrutura do metal base (4130) e da zona de ligação formada entre o revestimento da 1ª camada (312). O metal de base (4130) apresenta uma microestrutura de aço hipoeutetóide, onde as regiões claras são ferritas e as escuras são perlitas. Na microscopia eletrônica de varredura (MEV) da figura (4.10 - a) é mostrado a partir do ataque com nital, a mesma microestrutura para o MB, onde as regiões claras são perlitas e as escuras são ferrita.

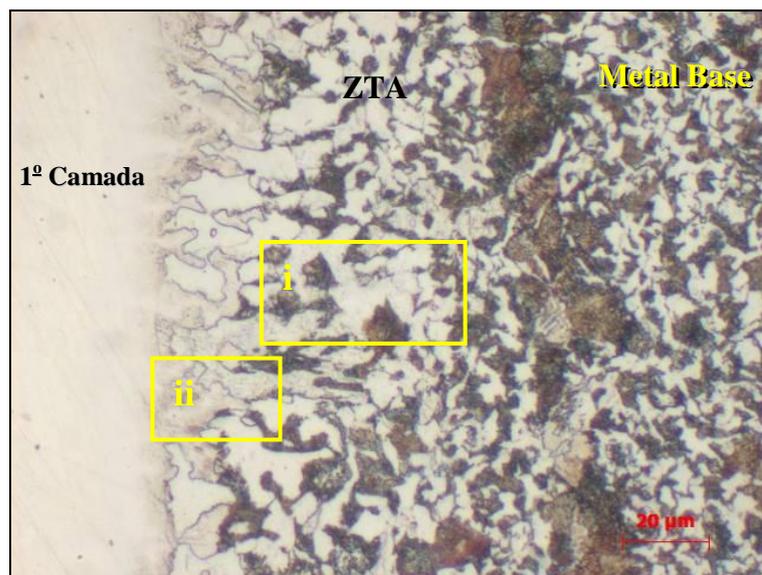
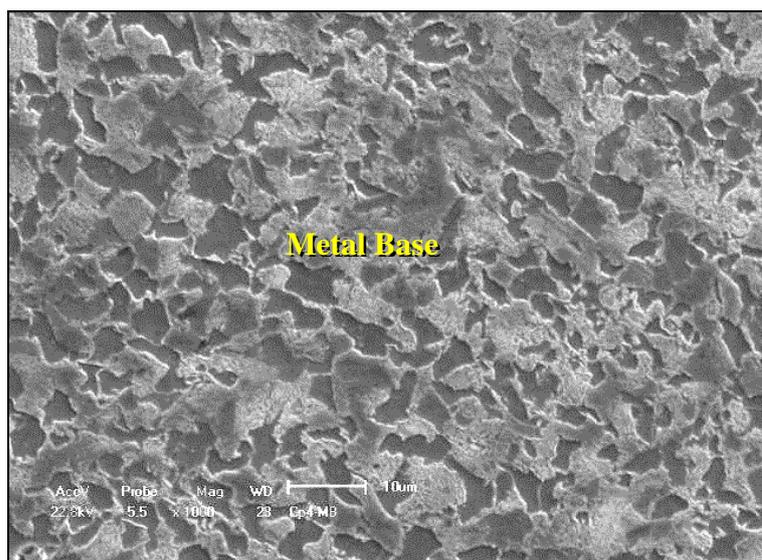
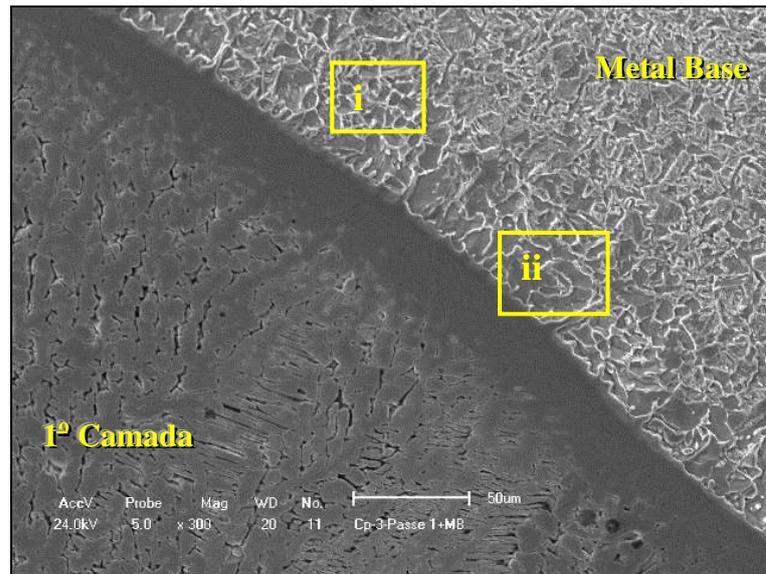


Figura (4.9) – Imagem obtida do Cp-1 por MO da microestrutura do metal de base 4130 na zona de ligação com a ZF da 1ª camada com 312. 300x.



a)



b)

Figura (4.10) – Imagens obtidas do Cp-1 por MEV: a) Microestrutura do metal base 4130, 1000x; b) Microestrutura do metal base 4130 na zona de ligação da ZF da 1ª Camada com 312. 300x.

A ZTA e a região de transição entre o metal de base e a zona fundida, que sofre a influência dos ciclos térmicos da soldagem, e apresenta como consequência um crescimento no tamanho de grãos, como pode ser observado nas figuras (4.9:i) e (4.10-b: i). Na zona de ligação com o metal de adição (312) é observado que o metal base apresentou degradação da perlita próxima à zona de ligação (figura 4.9:ii e figura 410-b: ii).

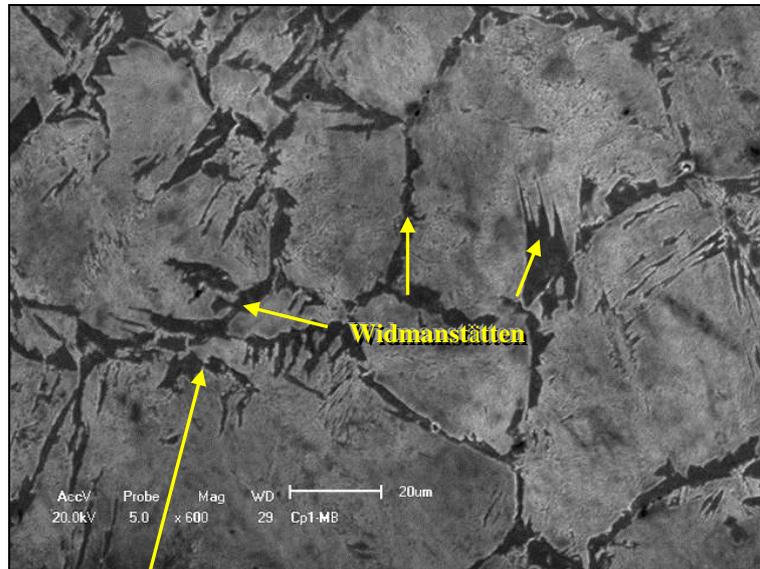
Foi observado uma redução dos valores de dureza na ZTA, conforme constatado no item 4.2.3, possivelmente por contribuição dos tamanhos de grão maiores desta região e do tratamento térmico da 2ª camada.

O pré-aquecimento promove uma redução na velocidade de resfriamento, o que ajuda a evitar na ZTA a formação de fases duras e frágeis, e diminui assim a probabilidade de formação de martensita na ZTA do aço baixa liga (Schaefer, 1969; Davis, 2006; Fallatah *et al.*, 2002).

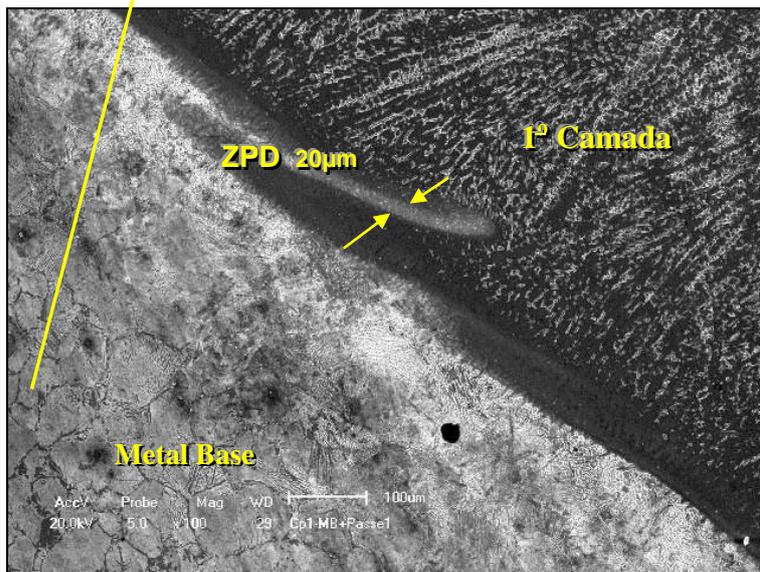
Os resultados obtidos pelo MEV condizem e validam os obtidos pela MO para o MB (4130), ZTA e zona de ligação.

Na figura (4.11-a) nas análises das fases observadas ao MEV foi possível verificar que a ZTA teve transformação de widmanstätten devido à alta temperatura e resfriamento rápido. Isto ocorre porque o Carbono rejeitado na ferrita não atinge o centro do grão e poucos locais de nucleação, austenita permanece saturada longe

destes núcleos, com o resfriamento adequado ferrita de Widmanstätten se desenvolve (Modenesi, 2004).



a)



b)

Figura (4.11) – Imagens obtidas do Cp-1 em MEV: a) Microestrutura de Widmanstätten presente no metal de base 4130, 600x; b) ZPD na zona de ligação entre o metal base 4130 e a 1ª camada de 312. 100x.

A figura (4.11-b) obtida por MEV apresenta à microestrutura próxima a zona de ligação entre o metal de adição e metal base, a formação de ZPD – (Zonas Parcialmente Diluídas).

As ZPD's são localizadas e não contínuas ao longo da zona de ligação, podendo ser compostas de varias formas e tamanhos, no caso da figura (4.11-b) acima, obtida pelo MEV, observa-se uma ZPD que se apresenta na forma de "Península" e tem espessura aproximado de 20 μm .

No caso da ZPD da figura (4.12) abaixo, obtida por MO, se apresenta na forma de "Ilhas" e tem tamanho aproximado de 25 μm .

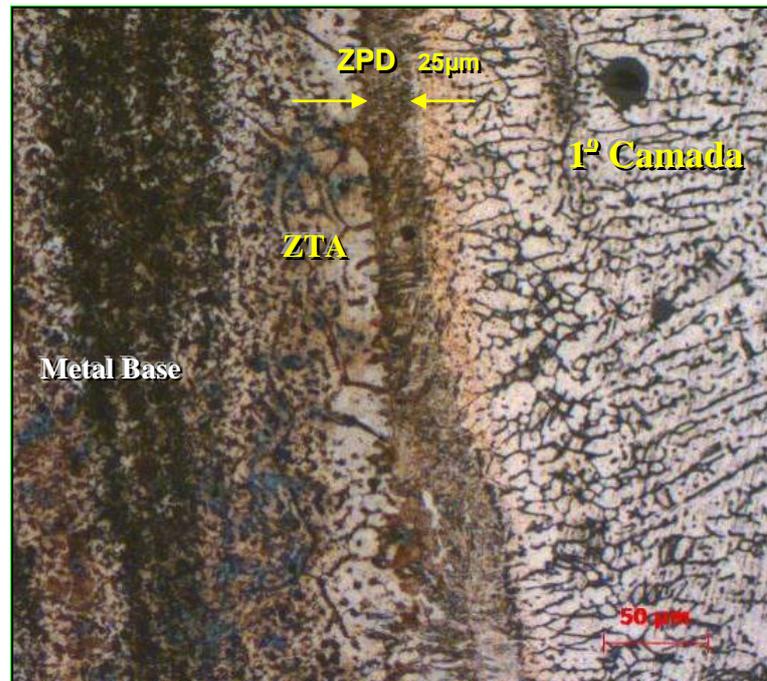


Figura (4.12) – Imagem obtida do Cp-1 por MO de uma ZPD na zona de ligação entre o MB 4130 e a ZF da 1ª camada de 312. 300x.

Apesar de não ser objeto deste trabalho, a origem das ZPD's é relatada em outras literaturas (Kejelin *et al.*, 2005) (Silva *et al.*, 2011) como sendo uma região com elevado gradiente de composição química devido à associação entre o aço carbono e o aço inoxidável, em consequência de uma mistura incompleta entre MB e o MA, gerando um elevado gradiente de concentração.

4.2.6.2 – Cp- 1 - Zona Fundida (1ª camada - 312)

Na microscopia ótica (MO) apresentada na figura (4.13), obtida a partir do ataque com o reagente Malber, mostra a microestrutura da ZF da 1ª camada com o 312 e da zona de ligação formada entre com o MB 4130, apresenta uma microestrutura constituída por uma matriz austenítica com a ferrita delta (δ) remanescentes apresentado a morfologias dendrítica. Na microscopia eletrônica de

varredura (MEV) apresentada na figura (4.14) mostra a mesma microestrutura austeno-ferrítica citada acima, no qual a região clara é a ferrita delta (δ) e as escuras são austenita. Os resultados obtidos pelo MEV condizem e validam os obtidos pela MO para a zona fundida.

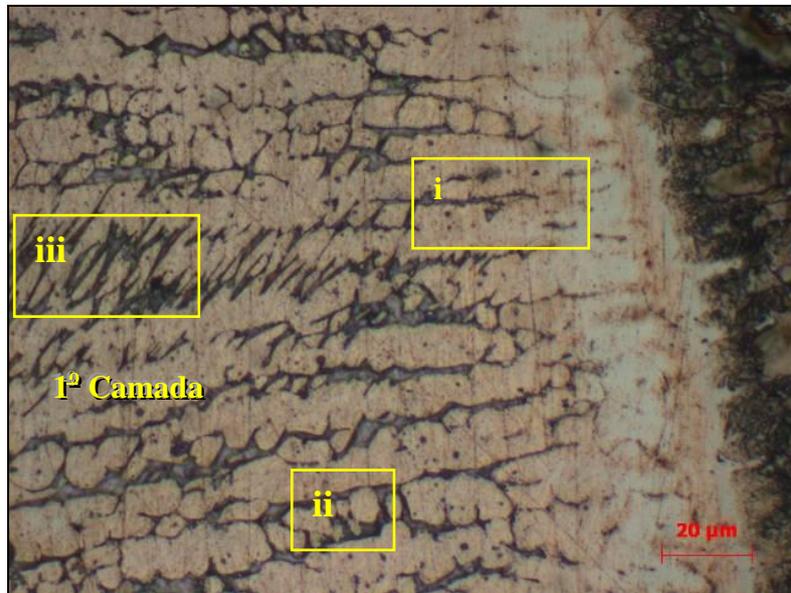


Figura (4.13) – Imagem obtida do Cp-1 por M.O da microestrutura austeno-ferrítica da ZF da 1ª camada com 312, na zona de ligação do metal base 4130. 300x.

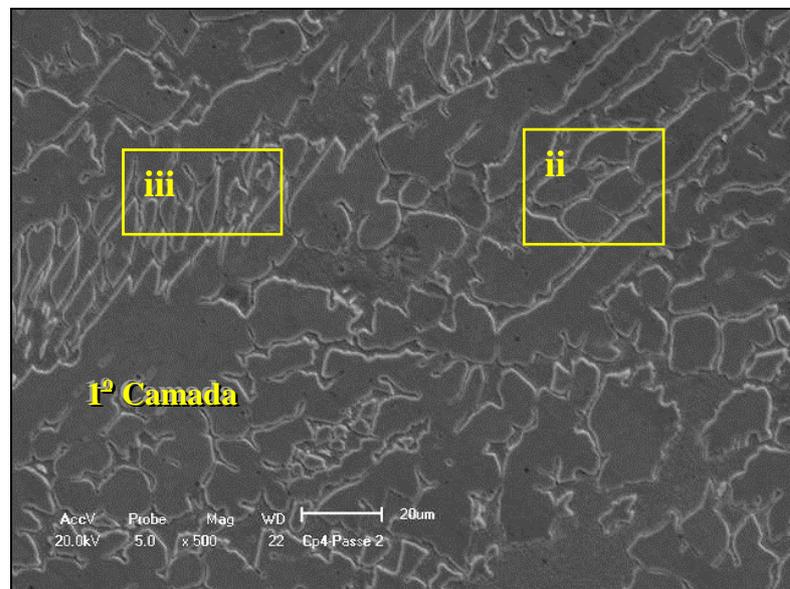


Figura (4.14) – Imagens obtidas do Cp-1 em MEV da microestrutura austeno-ferrítica da ZF da 1ª camada com 312. 500x.

Pode-se observar uma redução na quantidade de ferrita delta (δ) próximo a zona de ligação em comparação com a região da zona fundida (ver figura 4.13: i). Este fato pode ser atribuído à redução dos elementos gamagênicos como principal do cromo que são estabilizadores da ferrita.

Na zona fundida da 1ª camada com 312, observa-se na microestrutura, que a ferrita delta está precipitada com diferentes morfologias, conforme indicada na figura (4.13 e 4.14): ferrita delta vermicular (ii), e laminar (iii).

Na figura (4.15) abaixo, são mostradas a partir da imagem obtida por MEV, os gráficos de picos obtidos na microanálise por EDS para mapear a variação de composição química das regiões ferrítica e austenítica do substrato final.

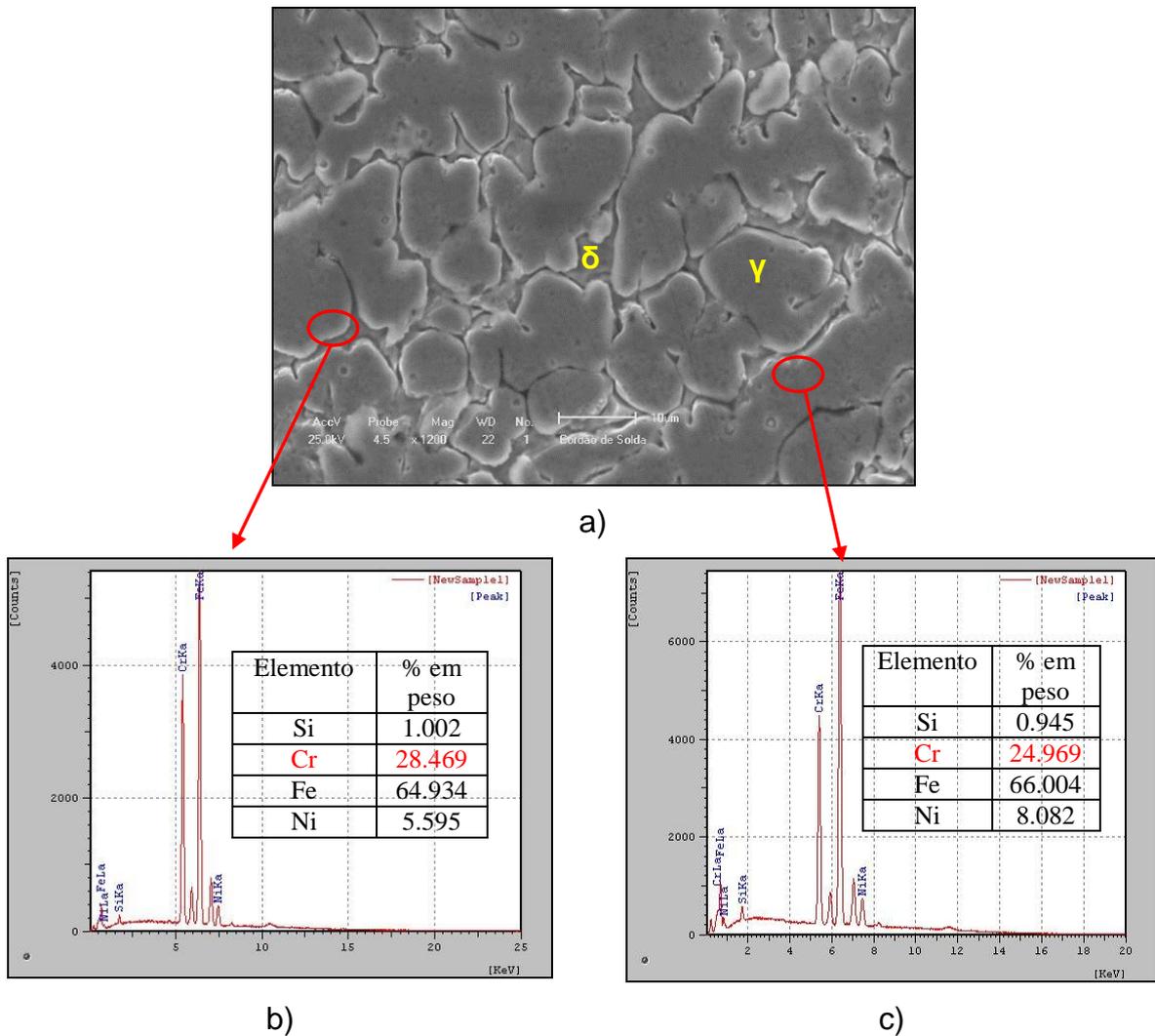


Figura (4.15) – Imagens obtidas do Cp-1 em MEV e EDS: a) Microestrutura da ZF da 1ª Camada com 312. 1200x. b) Composição química na ferrita e c) Composição química na austenita.

Analisados os resultados dos microconstituintes da ZF da 1ª camada com 312 através do EDS para as regiões ferríticas (figura - 4.15 - b) e austeníticas (figura - 4.15 - c), constatou-se a predominância do Fe e do Cr, que se trata de um resultado coerente.

Foi detectada nos resultados das análises pelo EDS, uma concentração maior de Cromo na região ferrítica com cerca de 28,46%, quando comparada com a austenítica que obteve cerca de 24,96%. Para o níquel ocorre o inverso, sendo menor a concentração nas regiões ferrítica com cerca de 5,59%, em relação a austenítica com cerca de 8,08%.

4.2.6.3 – Cp-2 - Zona Fundida (1ª camada - 312 e 2ª Camada - 308)

Na microscopia ótica (MO) apresentada na figura (4.16), obtida a partir do ataque com o reagente Malber, mostra a microestrutura da ZF da 2ª Camada com 308 e da ZF da 1ª Camada com 312, na zona de ligação, apresenta uma microestrutura constituída por uma matriz austenítica com a ferrita delta (δ) remanescentes apresentando morfologias dendríticas, no qual a região clara é a austenita e as escuras são ferrita delta (δ).

No nível macroestrutural os revestimento com aço inoxidável austenítico como cada cordão de solda se solidifica de uma poça de fusão, os pacotes de dendritas, nos quais as dendritas têm a mesma similaridade na orientação cristalográfica, crescem sempre na direção oposta ao fluxo de calor. Como cada cordão é depositado no mesmo sentido, a orientação cristalográfica das dendritas tende a se manter inalterada entre os diversos cordões (EPRI, 2002).

Ao observar a figura (4.16: b e c) pode-se constatar numa análise qualitativa, que não ocorreu significativa modificação do percentual na ferrita delta (δ), o que confere com os resultados apresentados na tabela (4.8) para o Cp-2, visto no item 4.2.4, onde se obteve pelo ferritoscópio o valor de 11,45% de ferrita delta (δ) para a ZF da 1ª camada com 312 e o valor de 11,65 % de ferrita delta (δ) para a ZF da 2ª camada com 308. Desta forma, constata-se a similaridade no teor de ferrita delta (δ) comparando as análises qualitativa e quantitativa.

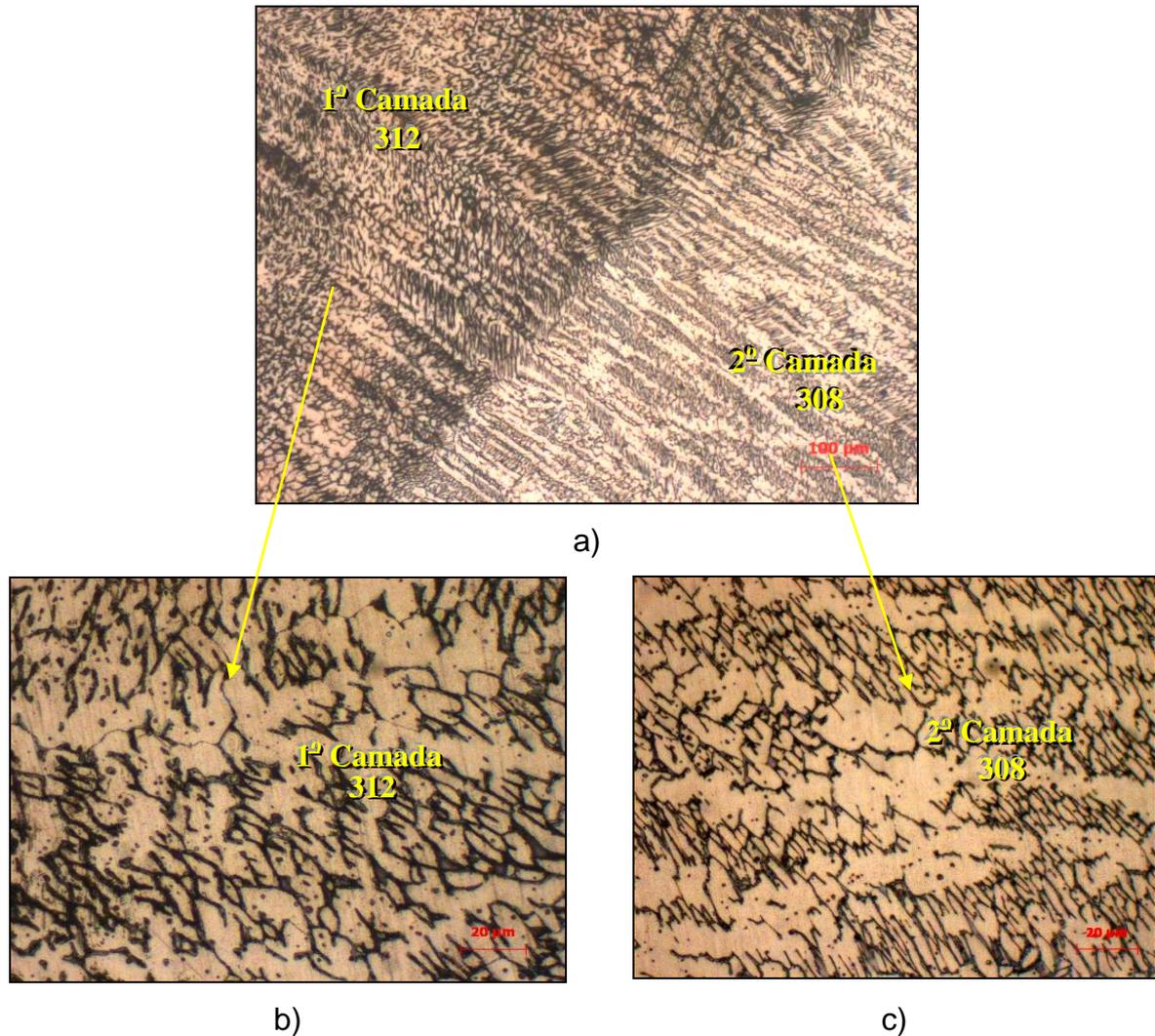


Figura (4.16) – Imagens obtidas do Cp-2 por MO: a) Microestrutura da ZF da 1ª camada de 312 na zona de ligação com a ZF da 2ª camada de 308. 300x, b) Microestrutura da ZF da 1ª camada de 312. 500x, c) Microestrutura da ZF da 2ª camada de 308. 500x.

O valor médio de dureza no Cp-2 apresentou uma leve variação, foi de 255 HV para a 1ª camada com 312 e de 228 HV para a 2ª camada com 308, conforme tabela (4.7) do Item 4.2.3.

Na microscopia eletrônica de varredura (MEV) apresentada na figura (4.17 e 4.18) mostram a mesma microestrutura austeno-ferrítica citada acima para a ZF, na qual a região clara é a ferrita delta (δ) e as escuras são austenita.

Na figura (4.17-b e c) para ZF da 1ª camada com 312 e na (4.18-b e c) para a ZF da 2ª camada com 308, são mostrados a partir da imagem por MEV, os gráficos de picos obtidos na microanálise por EDS para mapear a variação de composição química das regiões ferrítica e austenítica do substrato final.

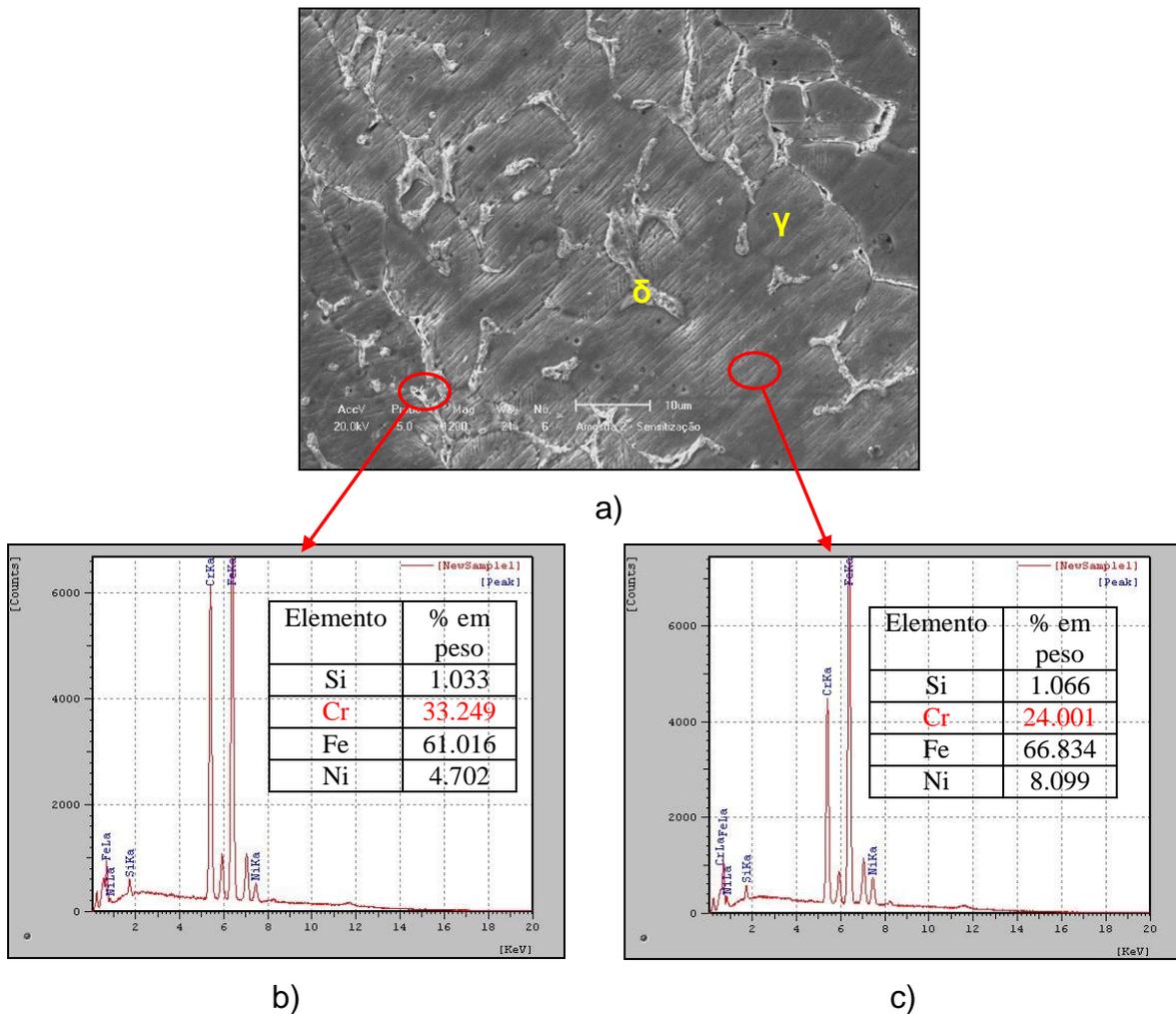


Figura (4.17) – Imagem e gráficos obtidos do Cp-2 em MEV e EDS: a) Microestrutura da ZF da 1ª camada de 312, 1000x; b) Composição química da região ferrítica e c) Composição química da região austenítica.

Foi observado na figura (4.17 - b e c) na análises dos resultados pelo EDS, uma concentração maior de Cromo na região ferrítica com cerca de 33,25% quando comparada com a região austenítica que obteve cerca de 24,00%. Para o níquel ocorre o inverso, sendo menor a concentração nas regiões ferrítica com cerca de 4,70% em relação a austenítica com cerca de 8,10%.

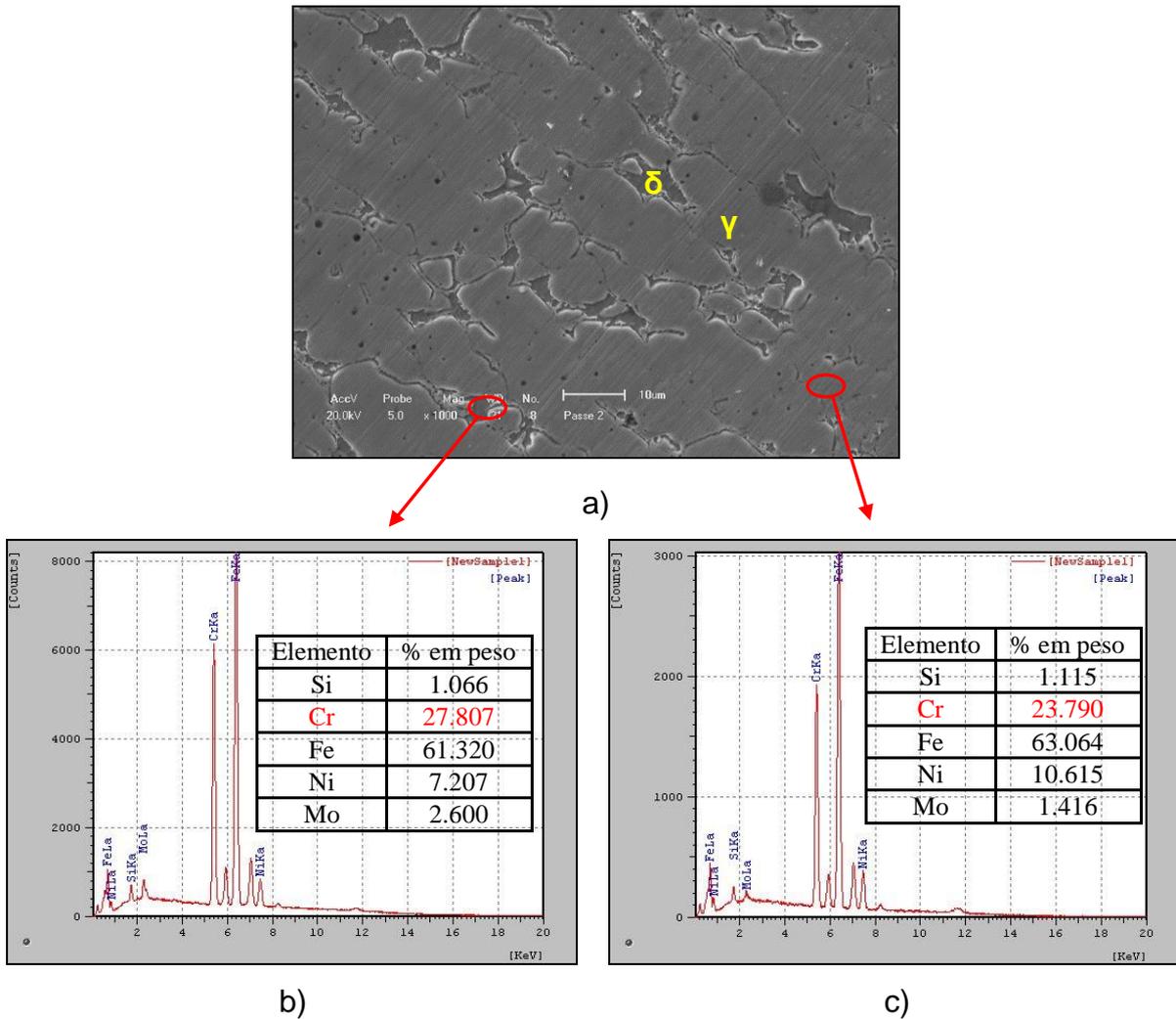


Figura (4.18) – Imagem e gráficos obtidos do Cp-2 em MEV e EDS: a) Microestrutura da ZF da 2ª camada de 308, 1000x; b) composição química da região ferrítica e c) composição química da região austenítica.

Foi observada na figura (4.18 - b e c) nas análises dos resultados pelo EDS, uma concentração maior de Cromo na região ferrítica com cerca de 27,80% quando comparada com a região austenítica que obteve cerca de 23,79%. Para o níquel ocorre o inverso, sendo menor a concentração nas regiões ferrítica com cerca de 7,20% em relação a austenítica com cerca de 10,61%.

Analisando os resultados dos gráficos de picos obtidos por EDS no Cp-2, observa-se que na figura (4.17) da ZF da 2ª camada com 308, ocorreu uma redução do teor de cromo em relação ao da figura (4.18) da ZF da 1ª camada com 312, este fato deve estar associado a menor concentração de cromo existente no 308 da 2ª camada que é de cerca de 18,0-21,5%, contra a maior concentração do 312 da 1ª camada com cerca de 28,0-32,0%, conforme literatura (AWS 5.4, 1992).

4.2.6.4 – Cp-3 - Zona Fundida (1ª camada - 312 e 2ª Camada - 309)

Na microscopia ótica (MO) apresentada na figura (4.19), obtida a partir do ataque com o reagente Malber, mostra a microestrutura da ZF da 2ª Camada com 309 e da ZF da 1ª Camada com 312, na zona de ligação, apresenta uma microestrutura constituída por uma matriz austenítica com a ferrita delta (δ) remanescentes apresentando morfologias dendríticas, no qual a região clara é a austenita e as escuras são ferrita delta (δ).

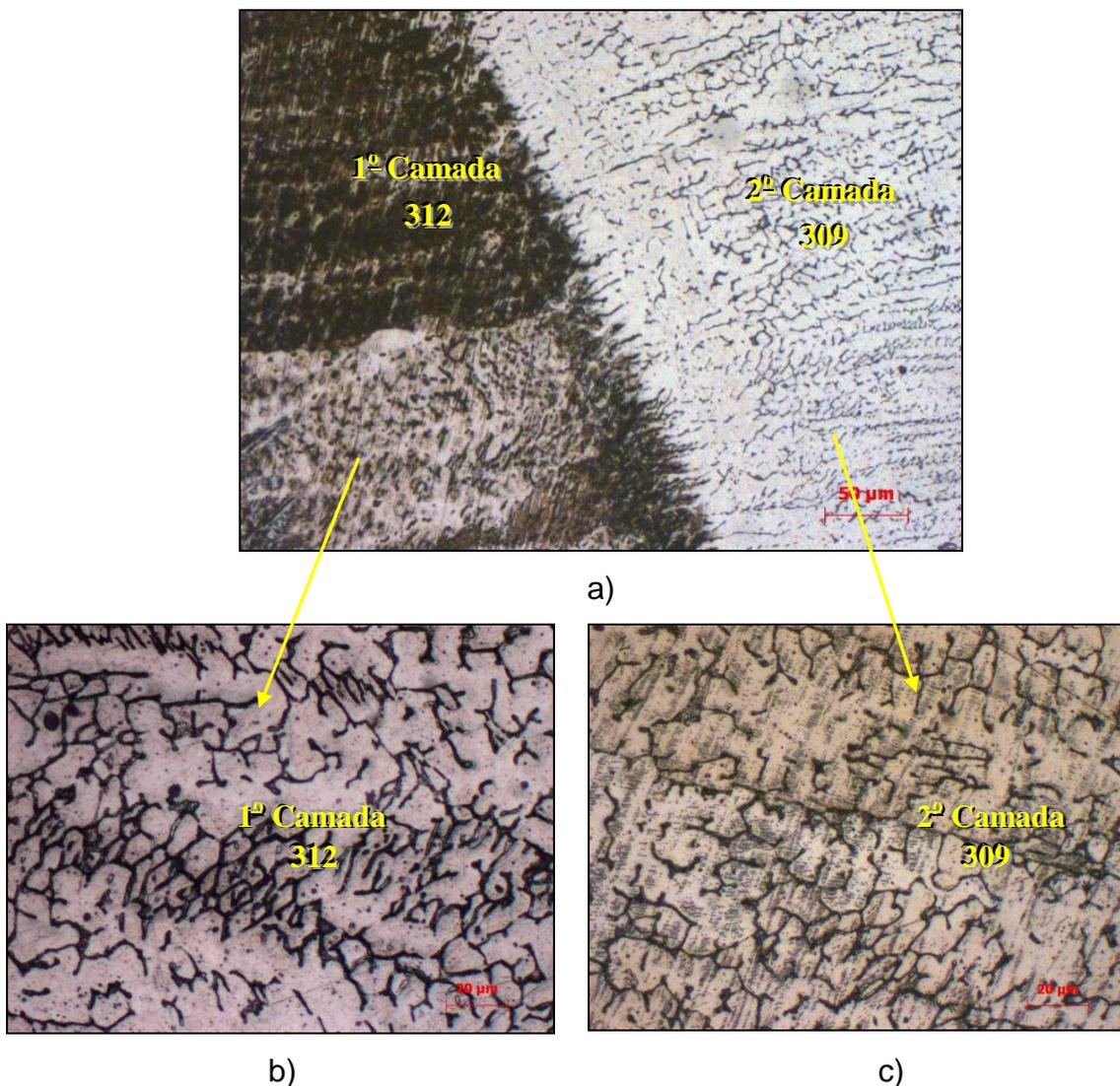


Figura (4.19) – Imagens obtidas do Cp-3 por MO: a) Microestrutura da ZF da 1ª camada de 312 e da ZF da 2ª camada de 309, na zona de ligação. 300x, b) Microestrutura da ZF da 1ª camada de 312. 500x, c) Microestrutura da ZF da 2ª camada de 309. 500x.

Ao observar a figura (4.19- b e c) pode-se constatar numa análise qualitativa, que não ocorreu significativa modificação do percentual na ferrita delta (δ), o que confere com os resultados apresentados na tabela (4.8) para o Cp-3, visto no item 4.2.4, onde se obteve pelo ferritoscopio o valor de 11,85% de ferrita delta (δ) para a ZF da 1ª camada com 312 e o valor de 9,90 % de ferrita delta (δ) para a ZF da 2ª camada com 309. Desta forma, constata-se a similaridade no teor de ferrita delta (δ) comparando as análises qualitativa e quantitativa.

Em toda matriz dendrítica a estrutura do grão é anisotrópica, à medida que se formam colunares na direção do fluxo de calor, aproximadamente normais à direção de soldagem. Esta microestrutura é consistente com os estudos realizados por Sireesha *et al*, (2000) e Peng *et al*, (2007).

O valor médio de dureza no Cp-3 apresentou uma leve variação, foi de 255 HV para a 1ª camada com 312 e de 233 HV para a 2ª camada com 309, conforme tabela (4.7) do Item 4.2.3.

Na microscopia eletrônica de varredura (MEV) apresentada na figura (4.20 e 4,21) mostra a mesma microestrutura austeno-ferrítica citada acima para a ZF, na qual a região clara é a ferrita delta (δ) e as escuras são austenita.

Na figura (4.20- b e c) para ZF da 1ª camada com 312 e na (4.21- b e c) para a ZF da 2ª camada com 309, são mostrados a partir da imagem por MEV, os gráficos de picos obtidos na microanálise por EDS para mapear a variação de composição química das regiões ferrítica e austenítica do substrato final.

Foi observado na figura (4.20- c e d) na análises dos resultados pelo EDS, uma concentração maior de Cromo na região ferrítica com cerca de 33,75% quando comparada com a região austenítica que obteve cerca de 19,53%. Para o níquel ocorre o inverso, sendo menor a concentração nas regiões ferrítica com cerca de 1,72% em relação a austenítica com cerca de 5,47%.

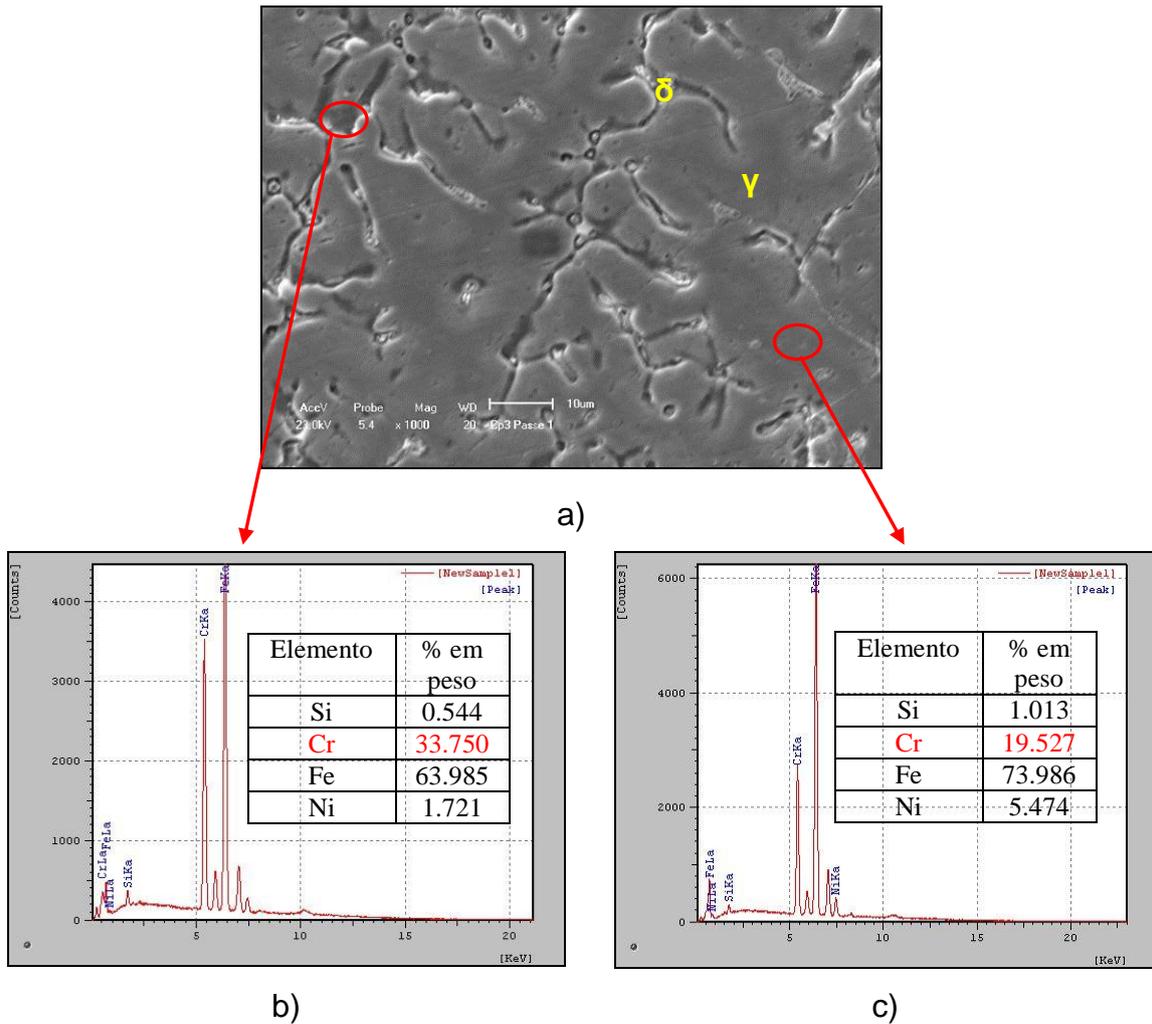


Figura (4.20) – Imagem e gráficos obtidos do Cp-3 em MEV e EDS: a) Microestrutura da ZF da 1ª camada de 312, 1000x; b) Composição química da região ferrítica e c) Composição química da região austenítica.

Foi observada na figura (4.21 - c e d) nas análises dos resultados pelo EDS, uma concentração maior de Cromo na região ferrítica com cerca de 27,80% quando comparada com a região austenítica que obteve cerca de 20,43%. Para o níquel ocorre o inverso, sendo menor a concentração nas regiões ferrítica com cerca de 3,06% em relação a austenítica com cerca de 8,86%.

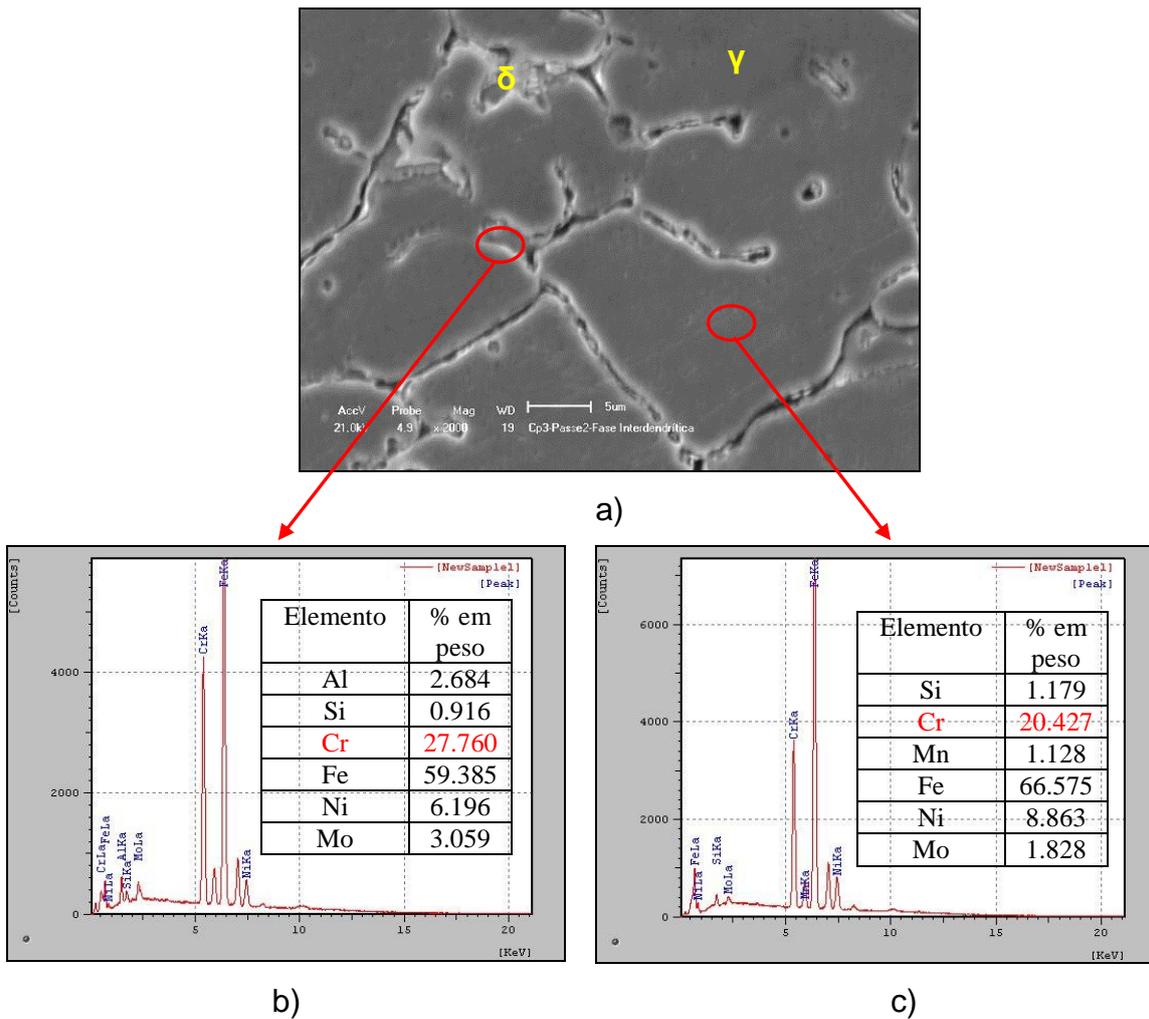


Figura (4.21) – Imagem e gráficos obtidos do Cp-3 em MEV e EDS: a) Microestrutura da ZF da 2^a camada de 309, 2000x; b) Composição química da região ferrítica e c) Composição química da região austenítica.

Analisando os resultados dos gráficos de picos obtidos por EDS no Cp-2, observa-se que na figura (4.20) da zona fundida da 2^a camada com 309, que ocorre uma redução do teor de cromo em relação ao da figura (4.21) da ZF da 1^a camada com 312, este fato deve estar associado a menor concentração de cromo existente no 309 aplicado na 2^a camada que é de cerca de 22,0-25,0%, contra a maior concentração do 312 aplicado na 1^a camada com cerca de 28,0-32,0%, conforme literatura (AWS 5.4, 1992).

Na figura 4.21 (b) observa-se a presença do elemento químico alumínio (Al), que possivelmente veio da pasta usada no processo polimento do corpo-de-prova.

4.2.6.5 – Cp-4 - Zona Fundida (1ª Camada – 7018)

Na figura (4.22) abaixo, obtida por Microscopia Ótica a partir da utilização do reagente malber, mostra a zona de ligação entre a ZF da 1ª Camada de “amanteigamento” com 7018 e o metal de base (4130).



Figura (4.22) – Imagem obtida do Cp-4 por MO: a) Microestrutura da ZF da 1ª camada de 7018 e do metal base 4130, na zona de ligação. 200x.

Na análise da figura 4.22 acima, observa-se uma microestrutura notoriamente sem alteração das fases presentes entre o metal de base (4130) e a zona fundida (7018 – “amanteigamento”), onde ambas as microestruturas são de um aço hipoeutetóide no qual as regiões claras são ferrita e as escuras são perlitas. Pode-se observar uma redução da perlita e um aumento do tamanho de grão na estrutura da zona fundida da 1ª camada com 7018.

Na figura (4.22:i), observa-se um crescimento competitivo entre os grãos, que decorre da tendência dos cristais crescerem preferencialmente, durante a solidificação, segundo certas direções cristalinas. Assim, os grãos melhores orientados em relação à direção de extração de calor tendem a crescer à frente dos demais grãos, bloqueando-os e impedindo o seu crescimento (Modenesi, 2001).

Na figura (4.23) abaixo, obtida por microscopia eletrônica de varredura (MEV), mostra para a ZF a mesma microestrutura citada acima, de um aço hipoeutetóide no qual as regiões claras são perlitas e as escuras são ferrita.

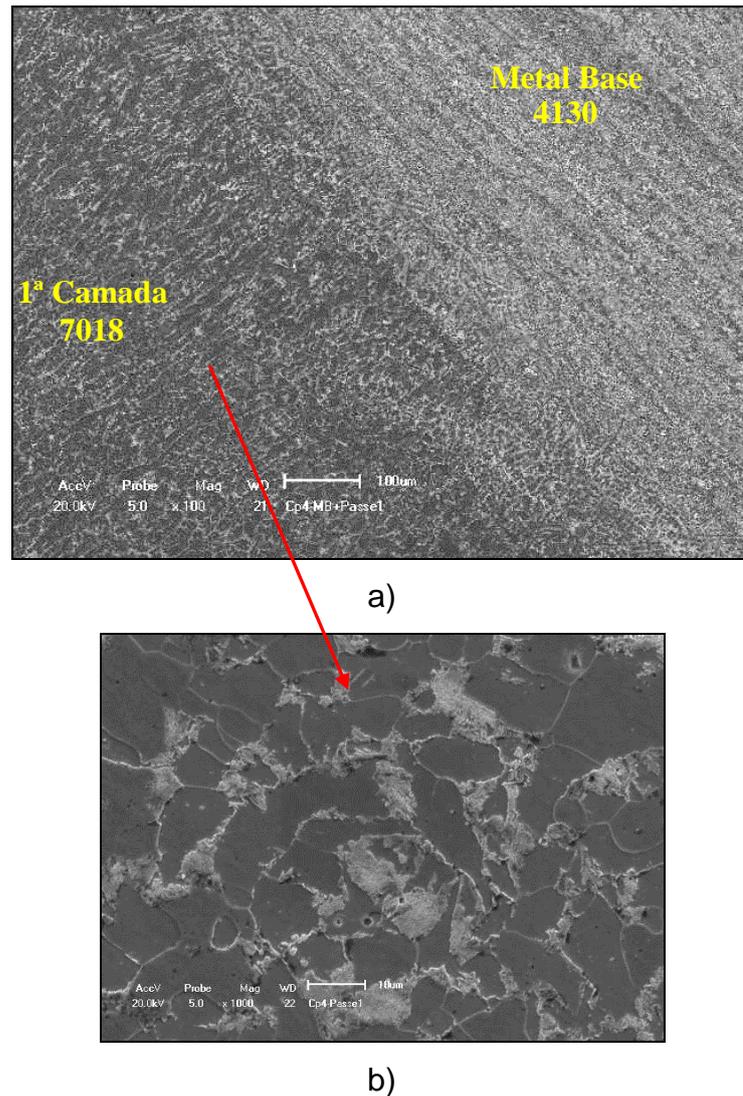


Figura (4.23) – Imagens obtidas do Cp-4 em MEV: a) Microestrutura da ZF da 1ª camada de 7018 e do MB 4130, na zona de ligação, 100x; b) Microestrutura da ZF da 1ª camada de 7018, 1000x.

Para as condições de resfriamento lento em consequência de um pré-aquecimento (250°C), por exemplo, associada ao menor teor de carbono (7018) e com uma elevada energia de soldagem (máximo X), a microestrutura torna-se mais grosseira (ver figura 4.23-b) (Modenesi *et al*, 2012). Pode-se observar portanto, uma redução na quantidade da perlita e um aumento do tamanho de grão na estrutura da zona fundida da 1ª camada com 7018.

4.2.6.6 – Cp-4 – Zona Fundida (2ª Camada – 312)

Na microscopia ótica (MO) apresentada na figura (4.24), obtida a partir do ataque com o reagente Malber, mostra a microestrutura da ZF da 2ª Camada com

312 e da ZF da 1^o Camada com 7018, na zona de ligação, apresenta uma microestrutura constituída por uma matriz austenítica com a ferrita delta (δ) remanescentes apresentando morfologias dendríticas, no qual a região clara é a austenita e as escuras são ferrita delta (δ).

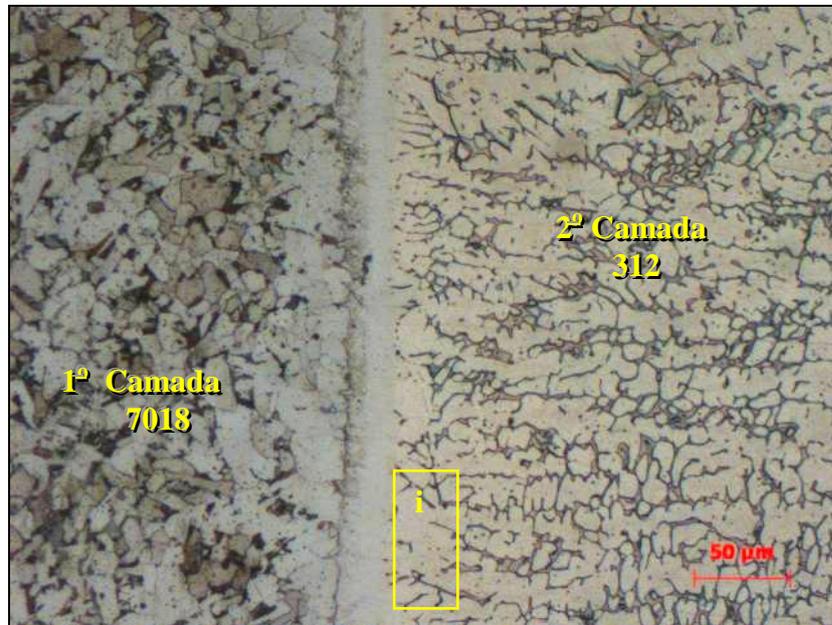
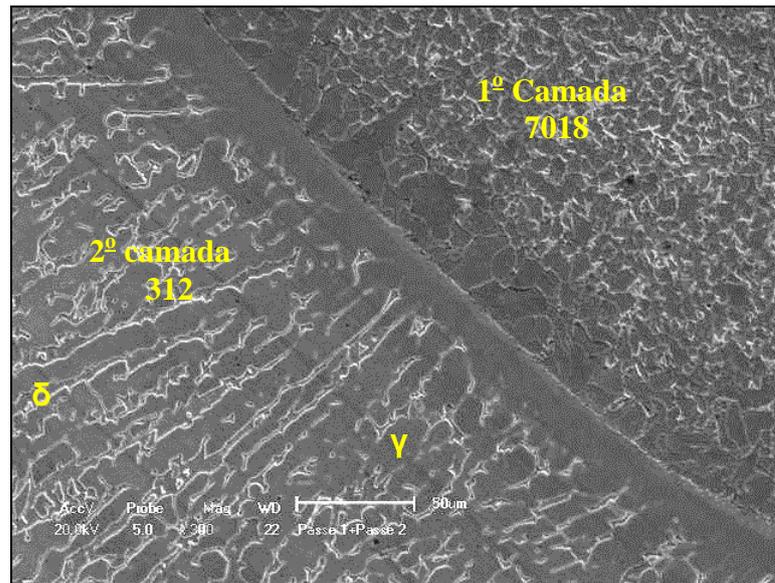


Figura (4.24) – Imagens obtidas do Cp-4 por MO: a) Microestrutura na zona de ligação entre o MS da 1^o camada de solda com 7018 e o MS da 2^o camada com 312. 300x.

Pode ser observado uma diminuição na quantidade de ferrita delta (δ) próximo da zona de ligação em comparação com a da zona do metal fundido ou revestimento (figura 4.24: i), devido ao aparecimento de martensita nas ZPD's.

Na microscopia eletrônica de varredura (MEV) da figura (4.25), apresentada para a ZF da 2^a camada com 312 a mesma microestrutura austeno-ferrítica citada acima, na qual as regiões claras são as ferrita delta (δ) e as escuras são austenita (figura 4.25).



a)

Figura (4.25) – Imagens obtidas do Cp-4 em MEV: a) microestrutura austeno-ferrítica da ZF da 2ª camada de 312, 300x.

Na figura (4.26) abaixo, são mostradas a partir da imagem obtida por MEV, os gráficos de picos obtidos na microanálise por EDS para mapear a variação de composição química das regiões ferrítica e austenítica do substrato final.

Analisados os resultados dos microconstituintes da zona fundida da 2ª camada com 312, através do EDS para as regiões ferrítica (figura - 4.26 - b) e austenítica (figura - 4.26 - c), contata-se a predominância do Fe e do Cr, que se trata de um resultado coerente.

Foi detectada nos resultados das análises pelo EDS, uma concentração maior de Cromo na região ferrítica com cerca de 29,40% quando comparada com a região austenítica que obteve cerca de 24,84%. Para o níquel ocorre o inverso, sendo menor a concentração nas regiões ferríticas com cerca de 5,22% em relação a austenítica com cerca de 7,60%.

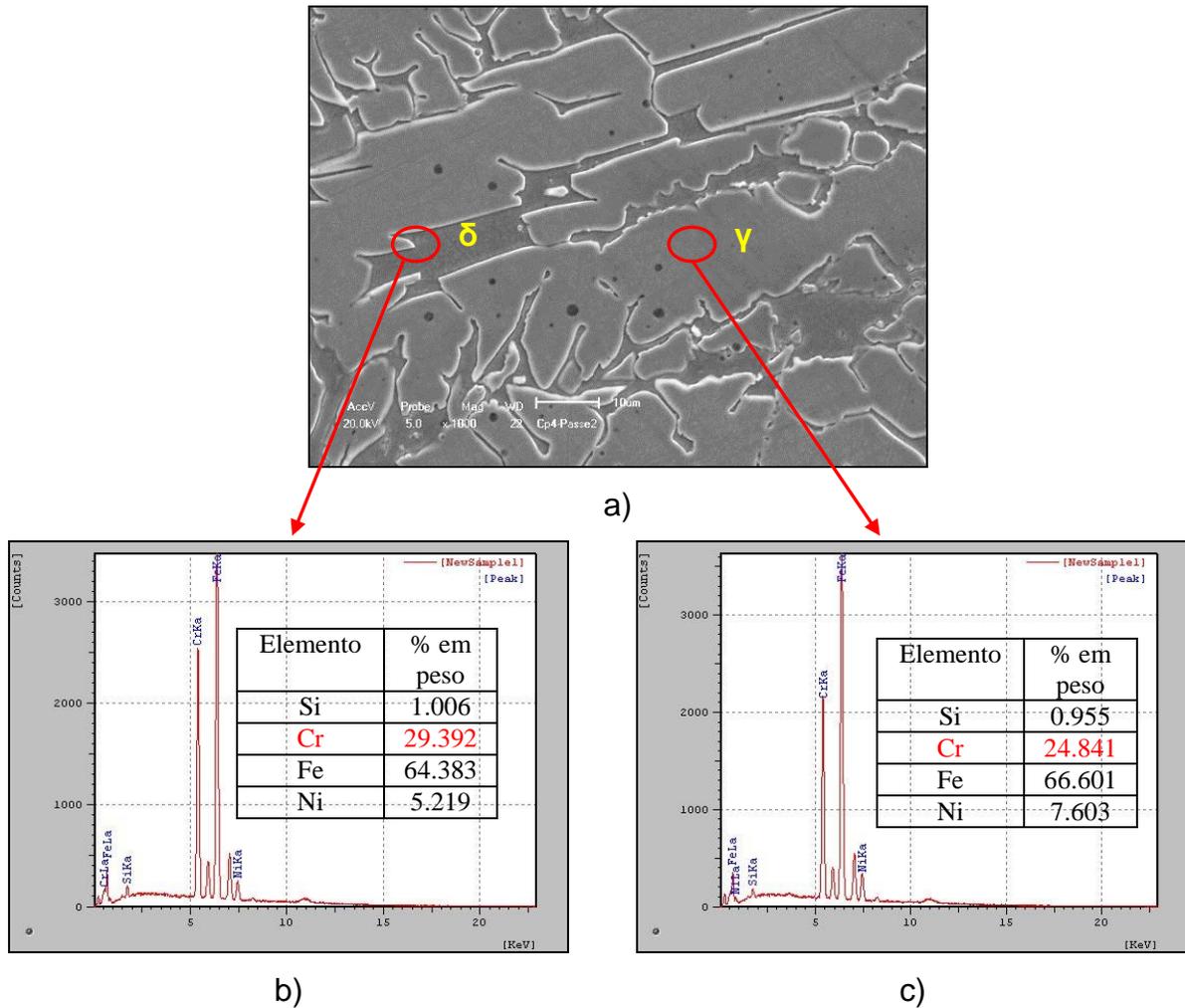


Figura (4.26) – Imagem e gráficos obtidos do Cp-4 em MEV e EDS: a) Microestrutura da ZF da 2ª camada (312), 1000x; b) Composição química da região ferrítica e c) Composição química da região austenítica.

4.2.6.7 – Discussões Sobre as Observações e Constatações das Análises e Ensaio Realizados na 2ª Etapa

A microestrutura final das soldas inox, foram constituída por uma matriz austenítica com a ferrita remanescentes apresentado a morfologias dendrítica, conforme apresentado acima, na região da ZF dos Cp's de acordo com as imagens por MO e MEV dos Cp's 1, 2, 3 e 4, que mostra a microestrutura da ZF de aços inoxidável austenítico utilizados na soldagem de revestimento aplicada neste trabalho, constituída de austenita e ferrita delta (δ). A transformação da ferrita em austenita não é, em geral, completa devido á velocidade de resfriamento e à estabilização da ferrita pela segregação de elementos alfacênicos em parte da ZF.

Conforme pode ser verificado no item 4.2.5, o teor de ferrita delta das zonas fundidas para todos os Cp's ficaram compreendidas entre cerca de 10 à 15%. De

fato, não foi observado nas micrografias dos 4 (quatro) Cp's a formação de uma microestrutura totalmente austenítica, portanto, as zonas fundidas deste trabalho não serão sensíveis à fissuração a quente devido à presença de ferrita δ (Barbosa, 2007).

Conforme item 4.2.3, o perfil de dureza Vickers dos metais de solda (MS) resultantes da 1ª e 2ª camada de adição com aço inoxidável austeníticos da classe 300 (308; 309 e 312) aplicados nos 4 corpos de provas (Cp-1; Cp-2; Cp-3 e Cp4) apresentaram bom comportamento. De fato, somente foi observado nas microdurezas das zonas fundidas inox, a formação da microestrutura martensítica, portanto, nos demais locais não foram encontrados valores de dureza elevados (Cordeiro, 2008).

Através da microanálise por EDS foi possível caracterizar a composição química entre as fases ferríticas e as austeníticas. Entretanto, foi possível verificar que o teor de cromo interdendrítico (ferrítico) foi sempre maior quando comparado com a matriz da dendrita (austenítica), de fato esta anormalidade é verificada em processos de soldagem que envolvem aços inoxidáveis austeníticos e ferríticos. Essa diferença de concentração do centro das dendritas (austenitas) para a região interdendrítica (ferrítica) é causada pela diferença de solubilidade entre as fases líquida e sólida. Esta característica tem efeito direto no tempo de homogeneização e determina as propriedades mecânicas e de corrosão e seu desempenho de serviço (Melo, 2007). Para que um aço inoxidável austenítico fique sujeito à corrosão intergranular a região adjacente ao contorno de grão deverá apresentar teor de cromo inferior a 12%, e pode ser observado que não foi constatado, todos os resultados em EDS apresentados possuíam valores de cromo maiores que 20%.

Nas microanálises feitas por EDS nas regiões ferríticas e austeníticas das zonas fundidas, observou-se a presença dos principais elementos de liga como: cromo (Cr), níquel (Ni) e também dos elementos silício (Si), manganês (Mn), molibdênio (Mo) e alumínio (Al) (Ver Anexo A.1), fato semelhante às microanálises obtidas no trabalho realizados por Cielecka, (1991) e Peng *et al*, (2003). Não foram observadas segregações de impurezas como fósforo e enxofre nos contornos de grão.

Neste trabalho, durante as análises das microestruturas não se observou a ocorrência de trincas, em nenhuma condição de soldagem. Este fato portanto, assegura a aplicabilidade dos procedimentos e metais de adição utilizados neste

trabalho, além do pré-aquecimento e controle da temperatura dos corpos de prova durante o processo de soldagem.

4.2.7 – Considerações Finais

Numa análise geral do trabalho, percebe-se com base nos resultados das etapas executadas que foi possível preservar os critérios de qualidade mantendo uma maior produtividade.

Parte desta maior produtividade está associada à inusitada adoção do consumível 312 para a primeira camada, que permitiu com seu maior teor de cromo ser associado com o MB 4130 no nível de energia máximo do trabalho e manter um percentual de ferrita delta dentro do estabelecido no trabalho e próximo da localização dos equivalentes de Cr e Ni dos consumíveis 308 e 309 utilizados na segunda camada.

Outro fato que propiciou um aumento da produtividade foi o amantejamento com 7018 sobre o aço 4130, que reduziu o carbono e conseqüentemente o níquel equivalente do MS resultante e desta forma ao ser associado com a segunda camada de 312 permitiu trabalhar com uma maior energia de soldagem, e sem modificar a microestrutura e teor de ferrita delta final.

Com relação à escolha do processo de soldagem, o ER apresentou maior taxa de deposição em relação ao TIG, sendo adotado no trabalho em busca de maior produtividade.

Nos procedimentos de soldagem estabelecidos, procurou-se adotar após análises na primeira etapa, os metais de adição que poderiam ser soldados com maior nível de energia, buscando obter maior produtividade. Mas observe na tabela (4.9) que se esta premissa fosse retirada outros consumíveis e níveis de energia de soldagem também seriam adequados, pois atenderiam aos critérios estabelecidos.

Tabela (4.9) – Resumo da análise dos metais de adição e seus níveis de energia de soldagem.

EPS Metal adição	Nível de Energia de soldagem Mínimo (C)	Nível de Energia de soldagem Máximo (A)
1ª Camada de revestimento inox		
308 e 347	Não adequado	Não adequado
309	Adequado	Não adequado
312	Adequado	Adequado [#]
2ª Camada de revestimento inox (sobre MS 312)		
308	Adequado	Adequado [#]
347	Adequado	Adequado
309	Adequado	Adequado [#]
312	Adequado	Não adequado

EPS Metal adição	Nível de Energia de soldagem Mínimo (C)	Nível de Energia de soldagem Máximo (A)	Nível de Energia de soldagem Mínimo (Y)	Nível de Energia de soldagem Máximo (X)
1ª Camada de amanteigamento de 7018				
7018	-----	-----	Adequado	Adequado [#]
2ª Camada de revestimento inox (sobre MS 7018)				
308 e 347	Não Adequado	Não Adequado	-----	Não Adequado
309	Não adequado	Não adequado	-----	Não Adequado
312	Adequado	Adequado	-----	Adequado [#]

[#] Consumível e nível de energia adotado no procedimento de soldagem da 2ª Etapa.

Na tabela (4.9) pode-se constatar:

- Para a 1ª Camada de revestimento inox, que o 309 e 312 no nível de energia mínimo C também é factível de uso, ambos adequados ao uso para o revestimento.

- Para a 2ª Camada de revestimento inox sobre o MS resultante da primeira camada de 312, percebe-se que outros consumíveis como: 308, 347, 309 e 312 no nível de energia mínimo C, também são adequados a uso para o revestimento inox.
- Para a 1ª Camada de amanteigamento de 7018, poderia ser adotado o nível de energia mínimo Y, sem nenhuma restrição.
- Para a 2ª camada de revestimento inox sobre o MS resultante do amanteigamento com 7018, constata-se que apenas o 312 poderia ser adotado tanto no nível de energia máximo A como no mínimo C, sendo adequados a uso no revestimento inox.

De fato, constatou-se que todos os outros exemplos citados acima tratam do nível de energia de soldagem menores, e portanto, não foram adotados neste trabalho, pois não favorecem a fator produtividade.

Nos parâmetros de soldagem adotados, observa-se que o fator produtividade da especificação de soldagem do **Cp-4** (1ª Camada - 7018 e 2ª Camada - 312) que utilizou a energia de soldagem máxima X (diluição máxima X = 49,5%), foi maior do que as dos corpos-de-prova, **Cp-1** (1ª Camada - 312), **Cp-2** (1ª Camada - 312 e 2ª Camada - 308) e **Cp-3** (1ª Camada - 312 e 2ª Camada - 309), que utilizaram a energia de soldagem máxima A (diluição máxima A = 31,5%).

Com a averiguação de que todos os 4 Cp's apresentaram resultados satisfatórios, para com os critérios estabelecidos no item 3.2.1.5, pode-se constatar qualidade nos procedimentos de soldagem elaborados e utilizados no trabalho.

Por fim, gostaria de relatar o fato que me levou a realização deste trabalho e suas consequências. Foi devido a um problema ocorrido no processo de soldagem da empresa na qual trabalho, a motivação deste estudo a fim de buscar compreender plenamente a origem dos problemas metalúrgicos. A EPS utilizada na empresa adotava o 309 como primeira camada e 316 como na segunda camada, e constantemente o processo apresentava trincas e se desconhecia o porquê deste fenômeno. Constatou-se em estudos que se tratava de fissurações a quentes provenientes da presença de impurezas como fosforo e enxofre numa estrutura completamente austenítica. Portanto, aplicaram-se os procedimentos de soldagem obtido neste trabalho na empresa, em substituição aos antigos, sendo obtido êxito no resultados da soldagem e aceite da qualidade final pelo cliente, o que gerou um significativo retorno financeiro.

CAPÍTULO 5: CONCLUSÕES

Com base nos resultados obtidos nesta avaliação metalúrgica da soldagem de revestimento inox austenítico sobre aço carbono SAE4130, pode-se concluir que:

- Os resultados obtidos a partir dos dados extraídos das EPS's dos processos TIG e ER, foram constatados que a taxa de diluição foi praticamente constante em ambos os processos para o nível de energia máximo assim como para o nível de energia mínimo. Porém, o processo ER possui maior taxa de deposição.
- A análise no diagrama de Schaeffler indicou que o consumível 312 assumiu posição de destaque na aplicação de primeira camada de solda de revestimento dissimilar, em função do seu maior teor de ferrita delta e de cromo. Os consumíveis 308 e 309 foram escolhidos na aplicação da segunda camada em função de seus Ni_{eq} e Cr_{eq} estarem próximos dos equivalentes de Ni e Cr do metal de solda resultante da primeira camada.
- A análise no diagrama de Schaeffler também indicou que o amateigamento com 7018 sobre o aço 4130 seguido de uma camada com 312 surgiu como uma boa alternativa na aplicação do revestimento inox para evitar a formação de trincas a quente. Ainda, propiciou a adoção de uma maior energia de soldagem, mas não evita a necessidade de deposição de mais uma camada de revestimento inox para atingir a espessura mínima estabelecida.
- Os resultados obtidos nas análises por MO e MEV da 2ª etapa, foram coerentes com os resultados empíricos previstos na 1ª etapa, que estimaram corretamente a microestrutura e o teor de ferrita delta (δ) das soldas resultantes.
- Os resultados dos ensaios de dureza e dobramento, realizados nas soldas de revestimento da 2ª etapa satisfizeram os critérios de qualidade estabelecidos.
- Os resultados de microdureza apresentaram a formação de Zonas Parcialmente Diluídas constituídas por microestrutura martensítica de dureza superior a 400 HV localizadas ao longo da interface da linha de fusão.
- Foi constatada a aplicabilidade do diagrama de Schaeffler para a análise e previsão da microestrutura e comportamento de soldas de revestimento inox sobre aço carbono.
- Foi possível fazer todas as soldas com elevada energia de soldagem, garantindo o aumento da produtividade.

CAPÍTULO 6: REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS

AISI - American Iron and Steel Institute – Fuel Tanks new material, disponível em: <<http://www.autosteel.org>> acesso em 12 de janeiro de 2007 (Autosteel, 2007).

API (American Petroleum Institute). Specification for wellhead and Christmas tree equipment, API - Specification 6A - 17th Edition, September, 2004.

API (American Petroleum Institute). Welding of Pipelines and Related Facilities. API Standard 1104. 19th Edition, September, 1999.

ARATA, Y., MATSUDA, F., KATAYAMA, S.; Solidification cracking susceptibility in weld metals on fully austenitic and duplex microstructures and effect of ferrite on microsegregation. Transactions of JWRI. v.5, n.1, pp. 35-51, 1967.

ASM – Metals Handbook. Alloy Phases Diagrams. Vol. 3, 9th edition. ASM International, 1980.

ASME (American Society of Mechanical Engineers) Welding and Brazing Qualifications, Section IX.

AWS. Welding Handbook: Welding Processes. American Welding Society, v. 2. 8th ed. Miami, 955 p., 1992.

BALASUBRAMANIAN, V.; LAKSHMINARAYANAN, A. K.; VARAHAMOORTHY, R. E BABU, S.; Application of response surface methodology to prediction of dilution in plasma transferred arc hardfacing of stainless steel on carbon steel. *International Journal of Iron and Steel Research*, v. 16, n. 1, p. 44-53, 2009.

BARBOSA, R. P.; Tecnologia Mecânica – Metalurgia da soldagem, soldabilidade dos materiais, UNILESTE, Coronel Fabriciano-MG, 2007.

BASU, B. and RAMAN, R.; Microstructural variations in a high-strength structural steel weld under isoheat input conditions. *Welding Journal*, November, pp. 239-248, 2002.

BHADURI, A. K., GILL, T. P. S., ALBERT, S. K., SHANMUGAM, K., IYER, D. R.; Repair welding of cracked steam turbine blades using austenitic and martensitic stainless steel consumables. Nuclear Engineering and Desing. V.206, pp. 249-259, 2001.

BOEHLER. Welding consumables for the offshore industry - Böhrler Welding. Edição Atualizada 2009. Disponível em: <http://www.boehler-welding.com/german/files/Offshore_POR.pdf>. Acesso em: 22 fevereiro 2011.

BOHÓRQUEZ, C. E. N, BUSCHINELLI, A. J. A, KEJELIN, N. Z.; Soldagem Dissimilar do aço x-60 com inonel 625. Labsolda/EMC, Universidade Federal de Santa Catarina, UFSC, Florianopolis-SC. Disponível em: <http://www.labsolda.ufsc.br/noticias/2007/soldagem_dissimilar.pdf>. Acesso em: 19 novembro 2010.

BROOKS, J. A., THOMPSON, A. W.; Microstructural development and solidification cracking susceptibility of austenitic stainless steel. International Materials Reviews. v.36, n.1, pp. 16-44, 1991.

CALVO, W. A. P.; Avaliação e caracterização de liga de Níquel tipo 600 após processos de soldagem por fusão TIG, Arco Plasma e LASER. IPEN, Instituto de Pesquisa Energéticas e Nucleares, São Paulo, 1997.

CARVAJAL, H. Influência do Insumo de Calor na Corrosão Intergranular dos Aços Inoxidáveis Austeníticos 316 Soldados pelo Processo MIG. Campinas, São Paulo, 1995.

CIELESKA, M. J. The Welding and Solidification Metallurgy of Alloy 625. Welding Journal, February, V 70, p. 49s-56s, 1991.

CIESLAK, M., RITTER, A., SAVAGE, W. Solidification cracking and analytical electron microscopy of austenitic stainless steel weld metals. Welding Journal, v.61, n.1, pp. 1-8, 1982.

CORDEIRO FILHO, A. C. J. Estudo da Soldabilidade e Avaliação de Corrosão Intergranular em Junta Soldada de Aço Inoxidável AISI 430 pelo Processo TIG. Dissertação de Mestrado. São Luís, 2008.

DAVID, S. A.; Ferrite Morphology and Variations in Ferrite Content in Austenitic Stainless Steel Welds. *Welding Journal*. v.60, n.4, pp. 63-71, 1981.

DAVIS, J.R. Corrosion of Dissimilar Metal Weldments. In: ASM – American Society for Metals, *Corrosion of Weldments*, cap 9, p. 170, 2006.

DELONG, T. W.; Ferrite in Austenitic Stainless Steel Weld Metal. *Welding Journal*. v.53, n.7, pp. 273-286, 1974.

EPRI - Electric Power Research Institute. Review of SCC of Alloys 182, 82 in PWR Primary Service. Materials Reliability Program – MRP 220, 2007. Disponível em: <www.epriweb.com/public/000000000001015427.pdf>

FALLATAH, M.G., SHEIKH, K.A., KHAN, Z., BOAH, K.J. Reliability of Dissimilar Metal Welds subjected to Sulfide Stress Cracking. KFUPM - King Fahd University of Petroleum & Minerals. The 6th Saudi Engineering Conference, Dhahran, Saudi Arabia, December, v. 5, p. 297-312, 2002.

FERREIRA, L.; GIMENEZ, L. Soldagem de Metais Ferrosos para a Indústria de Energia. Disponível em: <http://www.infosolda.com.br/new_site/getFile.php?t=d&i=341>. Acesso em: 19 novembro 2011.

FERREIRA, W. E. I.; Influência dos parâmetros de soldagem na sensitização de juntas soldadas em aço inoxidável austenítico aisi 316 soldadas pelo processo Tig. Dissertação de Mestrado. São Luís, 2008.

FERRIERE, A.; BAUTISTA, C. S.; RODRIGUEZ, G. P. e VAZQUEZ, A. J. Corrosion resistance of stainless steel coatings elaborated by solar cladding process. *Solar Energy*, v. 80, n. 10, p. 1338-1343, 2006.

FOLKHARD, E.; *Welding metallurgy of stainless steel*, Springer – Verlag, Austria, pg.229-240,1984.

GENTIL, Vicente. *Corrosão*. Rio de Janeiro, Ed. LTC, 4^o edição, 2003.

GERDAU. Manual de aços, Edição Atualizada, 2003. Disponível em: <ftp://ftp.demec.ufpr.br/disciplinas/EngMec_NOTURNO/TM343/07catalogo_acos_gerdau.pdf>. Acesso em: 22 fevereiro 2011.

GHOSH, P. K.; GUPTA, P. C. e GOYAL, V. K. Stainless steel cladding of structural steel plate using the pulsed current GMAW process. *Welding Journal*, v. 77, n. 7, p. 307-314, 1998.

GOMES, J .H. F.; Análise e otimização da soldagem de revestimento de chapas de aço ABNT 1020 utilização de arame tubular inoxidável austenítico. Dissertação de mestrado, Universidade Federal de Itajubá, Itajubá, 2010.

GRONG, O. – Metallurgical modeling of welding. 2nd ed, The Institute of Materials, Trondheim, Norway, 581p, 1994.

GUNARAJ, V. and MURUGAN, N.; Prediction and optimization of weld bead volume for the submerged arc process – Part 1. *Welding Research Supplement*, October, pp. 286-294, 2000a.

GUNARAJ, V. and MURUGAN, N.; Prediction and optimization of weld bead volume for the submerged arc process – Part 2". *Welding Research Supplement*, November, pp. 331-338, 2000b.

HIGUCHI, M.; SAKAMOTO, H.,TANIOSA,S.A., A study on weld repair trough half bead method.H Engineering Review, Miami,v13,n.2,p 28-33, Apr.1980.

HULL, F. C.; Effect of delta ferrite content on hot cracking of stainless steel. *Welding Journal*. v.46, n.9, pp. 399-409, 1967.

IRVING, B.; Dissimilar metal welding pavês the way to new ventures, *Weld. J.*,71(5):27-33,1992.

KAÇAR, R., BAYLAN, O.; An investigation of microstructure/property relationships in dissimilar welds between martensitic and austenitic stainless steel. *Materials & Design*, v. 25, pp.317-329, 2004.

KANNAN, T. e MURUGAN, N. Effect of flux cored arc welding process parameters on duplex stainless steel clad quality. *Journal of Materials Processing Technology*, v. 176, n. 1-3, p. 230-239, 2006.

KEJELIN N, Z.; BUSHHINELLI, A. J. A; POPE, A. M.: Effects of parameters on the Partially Diluted Zones Formation at Dissimilar Metal Welds. In: Anais de 18th International Congress of mechanical Engineering – COBEM: November; Ouro Preto. 2005.

KEJELIN N, Z.; BUSHHINELLI, A. J. A; Bohórquez, C. E. N.: Soldagem Dissimilar do Aço X-60 com Inconel 625 – Disponível em: <http://www.labsolda.ufsc.br/noticias/2007/soldagem_dissimilar.pdf>, Acesso em: novembro de 2011.

KEJELIN N, Z; Influência dos Parâmetros de Soldagem na Formação de Zonas Parcialmente Diluídas em Soldas de Metais Dissimilares; Dissertação de mestrado, Universidade Federal de Santa Catarina, 2006.

KOU, S. – Welding Metallurgy. John & Wilwy publication 2nd ed, p. 227, 1987.

KOU, S.; Welding Metallurgy, Wiley-interscience, 2nd ed, pp. 223, 2003.

LIPPOLD, J. C., SAVAGE, W. F.; Solidification of austenitic stainless steel weldments: Part 2 – the effect of alloy composition on ferrite morphology. *Welding Journal*, v.59, n.2, p. 48-58, 1980.

MACHADO, G. I.; Soldagem & Técnicas conexas: Processos, Livro, Porto Alegre, 1996.

MAGALHÃES, S. G.; Avaliação do revestimento a base de liga de níquel em aço estrutural, empregando o metal de adição ERNiCrMo-3 através da soldagem MIG/MAG. Dissertação de mestrado em Engenharia e Ciência de Materiais pela Universidade Federal do Ceará, Fortaleza, 2008.

MARQUES, P. V.; Tecnologia da Soldagem, Universidade Federal de Minas Gerais, Departamento de Engenharia Metalurgica, Belo Horizonte: ESAB,1991.

MELO M.: Análise dos Modelos Utilizados para a Previsão dos Parametros Microestruturais Obtidos Durante a Solidificação Direcional do Aço Inoxidave Austenitico AISI 304. Revista Escola de Minas, p. 135-140, 2007.

MODENESI, P, J.; Soldabilidade dos Aços Inoxidaveis. Senai, Osasco- SP, 2001.

MODENESI, P. J.; Introdução à física do arco elétrico e sua aplicação na soldagem dos materiais - Física da Soldagem (Apostila), Departamento de Engenharia Metalúrgica e de Materiais, UFMG-MG , 2007.

Modenesi, P. J.; Soldabilidade de algumas ligas metálicas, (Apostila), Departamento de Engenharia Metalúrgica e de materiais, UFMG-MG, 2008.

MOREIRA, M. F; LEBRÃO, S. M. G. Aços Inoxidáveis. São Paulo, 2002.

MURUGAN, N e PARMAR, R. S. Effects of MIG process parameters on the geometry of the bead in the automatic surfacing of stainless steel. *Journal of Materials Processing Technology*, v. 41, n. 4, p. 381-398, 1994.

MURUGAN, N. e PARMAR, R. S. Stainless steel cladding deposited by automatic gas metal arc welding. *Welding Journal*, v. 76, p. 391s-403s, 1997.

NORSOK Standard M601-94, Welding and inspection of piping, Lysaker, Norway; Standard Norway; 2004.

NUNES, E. B., Junior, F. N. J., Miranda, H. C., Farias, J. P., Abreu, H. F. G. A., Silva, C. C., Motta, M. F.; “Efeito da Energia de Soldagem sobre a Microestrutura e Propriedades Mecânicas da Zona Afetada pelo Calor de Juntas de Aço Inoxidável Duplex”. *Soldag. insp.* São Paulo, Vol.16, No. 3, p.223-231, Jul/Set 2011. Disponível em: < <http://www.scielo.br/pdf/si/v16n3/04.pdf>>. Acesso em: 22 fevereiro 2012.

OMAR, A. A.; Effects of Welding Parameters on Zone Formacion at Dissimilar Metal Welds. *Welding Journal*, Miami, v.77, n.2, p. 86-93, 1998.

PADILHA, A. F.; GUEDES, L. C.; Aços Inoxidáveis Austeníticos: microestrutura e propriedades. Hermus, São Paulo, 1994.

PALANI, P. K. e MURUGAN, N. Optimization of weld bead geometry for stainless steel claddings deposited by FCAW. *Journal of Materials Processing Technology*, v. 190, n. 1-3, p. 291-299, 2007.

PALANI, P. K. e MURUGAN, N. Sensitivity analysis for process parameters in cladding of stainless steel by flux cored arc welding. *Journal of Manufacturing Processes*, v. 8, n. 2, p. 90-100, 2006.

PALANI, P. K.; MURUGAN, N. e KARTHIKEYAN, B. Process parameter selection for optimising weld bead geometry in stainless steel cladding using Taguchi's approach. *Materials Science and Technology*, v. 22, n. 10, p. 1193-1200, 2006.

PARANHOS, R.; Revestimento de Aço carbono com Aço Inoxidável Austenítico. Disponível em: <<http://www.infosolda.com.br/download/12ddc.pdf>>. Acesso em: 19 novembro 2010.

PAULO J. MODENESI, P. J; MARQUES, P. V; SANTOS, D. B; Introdução à Metalurgia da Soldagem (Apostila), Departamento de Engenharia Metalúrgica e de Materiais, UFMG-MG, 2012. Disponível em: <<http://demet.eng.ufmg.br/wp-content/uploads/2012/10/metalurgia.pdf> >, acesso em: 22 fevereiro 2012.

PENG, Q. J. , SHOJI, T., YAMAUCHI, H., TAKEDA, Y. Intergranular Environmentally Assisted Cracking of Alloy 182 Weld Metal in Simulated Normal Water Chemistry of Boiling Water Reactor. *Corrosion Science*, N. 49, p. 2767-2780, 2007.

PENG, Q.J., YAMAUCHI, H., SHOJI, T. Investigation of Dendrite-Boundary Microchemistry in Alloy 182 using Auger electron spectroscopy Analysis. *Metallurgical and Materials Transactions A*, , September, V 34A, p. 1891-1899, 2003.

PHILLIPS, A. L. *Welding Handbook: Special Welding Processes and Cutting*. London: American Welding Society, Vol. 3, 1965.

QUITES, A. M.; Soldagem e Soldabilidade, I.B.Q.N (Instituto Brasileiro de Qualidade Nuclear), Universidade Federal de Santa Catarina-UFSC, 1990.

RADHAKRISHNAN, V. M.; Hot cracking in austenitic stainless steel weld metals. *Science and Technology of Welding and Joining*. v.5, n.1, pp. 40-44, 2000.

RYKALINE, N. N.; Les Sources D'Énergie Utilisées en Soudage. *Soud Tec. Conn.*, v. 28, n. 11/12, p. 471-485, nov/dez, 1974.

SAE J412. Características Gerais e tratamentos térmicos dos aços, 1995.

SCHAEFER, A., Dissimilar Metal Weld Failure Problems in Large Steam Generators. *Power*, 1979, N. 12, p.68-69.

SHAHI, A. S. e PANDEY, S. Modelling of the effects of welding conditions on dilution of stainless steel claddings produced by gas metal arc welding procedures. *Journal of Materials Processing Technology*, v. 196, n. 1-3, p. 339-344, 2008.

SHAHI, A. S. e PANDEY, S. Prediction of dilution in GMA and UGMA stainless steel single layer cladding using response surface methodology. *Science and Technology of Welding and Joining*, v. 11, n. 6, p. 634-640, 2006.

SILVA C.C, MENEZES, T. I. S., MOTTA, M. F., MIRANDA, H. C., FARIAS, J. P.: Evolução Microestrutural e Composicional da Interface de Solda de Revestimentos Dissimilares Entre Liga Inconel 625 e o aço ASTM A516 Gr 60. In: *Consolda 2011*; Natal, RN – Brasil. 2011.

SILVA FILHO, C. B. A., ALMEIDA, H. A. L., MOTA, C. A. M., BRAGA, E. M., Estudo da Características Econômicas e Geométricas de Soldas Depositadas pelo Processo MIG Duplamente Pulsado em Alumínio Naval. In: *PROCEEDINGS OF THE 2TH BRAZILIAN CONGRESS OF FABRICATION ENGINEERING*, 2, 2003, Minas Gerais. Anais... Minas Gerais Brazil: COBEF, p. 1-10, 2003.

SILVA, M. M., OLIVEIRA, W. C., MACIEL, T. M., SANTOS, M. A., MOTTA, M. F.; Caracterização de Revestimentos de Aços AISI 317L Depositados por Soldagem em Aços ASTM A 516 Gr 60 para Utilização na Indústria do Petróleo. Universidade Federal de Campina Grande, Departamento de Engenharia Mecânica, Laboratório de Soldagem; Universidade Federal do Ceará, Departamento de Engenharia Mecânica, Laboratório de Eng. e Soldagem. Disponível em: <<http://www.scielo.br/pdf/si/v15n3/a09v15n3.pdf>>. Acesso em: 22 fevereiro 2011.

SIREESHA, M., SHANKAR, V., ALBERT, SHAJU K., SUNDARESAN, S. Microstructural features of dissimilar welds between 316LN austenitic stainless steel and alloy 800. *Materials Science and Engineering*, 2000, N. 292, p. 74-82.

SUN, Z.; HAN, H.Y.; "Weldability and properties of martensitic/austenitic stainless steel joints, *Mat. Science and Technology*, 10(9):823-829, 1994.

TSAY, L. W., LIN, W. L.; Hydrogen sulfide stress corrosion cracking of weld overlays for desulfurization reactor. *Corrosion Science*. v.40, n.4/5, pp, 577-591, 1998.

WAINER, E., BRANDI, S. D., MELLO, F. D. H.; *Soldagem: Processos e Metalurgia*. São Paulo: Edgard Blucher LTDA, 1992.

Anexo A.1

Detalhes das composições química dos microconstituintes via EDS.

Tabela A.1: composição química da região interdendrítica do primeiro passe de solda, corpo-de-prova 1.

Sample Name: Cordao amostra-1-interd2.edf							
Analysis Condition							
Measurement Date: 2012-05-04 16:48:31							
Element	Intensity	Weight%	AT%	K-Value	Z	A	F
Si	0.916	1.002	1.937	0.00163	0.93160	2.45569	0.99404
Cr	20.615	28.469	29.737	0.11648	1.00739	1.01561	0.88156
Fe	29.887	64.934	63.149	0.22318	1.00073	1.08019	0.99329
Ni	1.716	5.595	5.177	0.01770	0.97967	1.19087	1.00000
Total		100.000	100.000	0.35899			

Tabela A.2: composição química da região matriz dendrítica do primeiro passe de solda, corpo-de-prova 1.

Sample Name: Cordao amostra-1-matriz.edf							
Analysis Condition							
Measurement Date: 2012-05-04 17:00:10							
Element	Intensity	Weight%	AT%	K-Value	Z	A	F
Si	0.903	0.945	1.836	0.00161	0.93256	2.48342	0.99428
Cr	19.334	24.969	26.192	0.10924	1.00815	1.01683	0.87213
Fe	32.563	66.004	64.463	0.24316	1.00143	1.07074	0.99021
Ni	2.634	8.082	7.509	0.02717	0.98029	1.18702	1.00000
Total		100.000	100.000	0.38118			

Tabela A.3: composição química da região interdendrítica do primeiro passe de solda, corpo-de-prova 2.

Sample Name: Cordao1 amostra-2-sens.edf							
Analysis Condition							
Measurement Date: 2012-05-07 15:04:09							
Element	Intensity	Weight%	AT%	K-Value	Z	A	F
Si	2.011	1.033	1.990	0.00474	0.92346	1.93615	0.99486
Cr	32.666	33.249	34.586	0.29553	1.00566	1.00893	0.90407
Fe	37.403	61.016	59.092	0.47293	1.00107	1.05611	0.99499
Ni	1.831	4.702	4.332	0.03513	0.98237	1.11097	1.00000
Total		100.000	100.000	0.80833			

Tabela A.4: composição química da região matriz dendrítica do primeiro passe de solda, corpo-de-prova 2.

Sample Name: Cordao1 amostra-2-matriz.edf							
Analysis Condition							
Measurement Date: 2012-05-07 14:41:15							
Element	Intensity	Weight%	AT%	K-Value	Z	A	F
Si	1.990	1.066	2.070	0.00469	0.92516	1.97492	0.99538
Cr	23.716	24.001	25.165	0.21456	1.00690	1.01057	0.87871
Fe	40.852	66.834	65.243	0.51653	1.00216	1.04109	0.99131
Ni	3.107	8.099	7.522	0.05934	0.98330	1.10945	1.00000
Total		100.000	100.000	0.79512			

Tabela A.5: composição química da região interdendrítica do segundo passe de solda, corpo-de-prova 2.

Sample Name: Cordao2 amostra-2-sens.edf							
Analysis Condition							
Measurement Date: 2012-05-07 15:53:41							
Element	Intensity	Weight%	AT%	K-Value	Z	A	F
Si	2.463	1.066	2.085	0.00580	0.92367	1.94462	0.99487
Cr	32.703	27.807	29.374	0.29587	1.00481	1.01401	0.89692
Fe	45.274	61.320	60.308	0.57245	0.99997	1.04983	0.99217
Ni	3.391	7.207	6.744	0.06450	0.98104	1.10753	1.00000
Mo	2.780	2.600	1.489	0.02024	1.05086	1.20039	0.99020
Total		100.000	100.000	0.95886			

Tabela A.6: composição química da região matriz dendrítica do segundo passe de solda, corpo-de-prova 2.

Sample Name: Cordao2 amostra-2-matriz1.edf							
Analysis Condition							
Measurement Date: 2012-05-07 16:27:50							
Element	Intensity	Weight%	AT%	K-Value	Z	A	F
Si	0.900	1.115	2.178	0.00212	0.92532	1.97155	0.99528
Cr	10.064	23.790	25.111	0.09105	1.00659	1.01315	0.88479
Fe	16.694	63.064	61.976	0.21107	1.00174	1.04219	0.98832
Ni	1.760	10.615	9.925	0.03376	0.98277	1.10484	1.00000
Mo	0.525	1.416	0.810	0.00387	1.05274	1.21201	0.99038
Total		100.000	100.000	0.34187			

Tabela A.7: composição química da região interdendrítica do primeiro passe de solda, corpo-de-prova 3.

Sample Name: Cp3-corda01-part.inter.edf							
Analysis Condition							
Measurement Date: 2012-05-11 09:29:22							
Element	Intensity	Weight%	AT%	K-Value	Z	A	F
Si	0.493	0.544	1.051	0.00087	0.92706	2.18545	0.99395
Cr	21.166	33.750	35.209	0.11995	1.00516	1.01090	0.89559
Fe	25.823	63.985	62.150	0.19283	0.99927	1.07609	0.99805
Ni	0.487	1.721	1.590	0.00491	0.97909	1.15820	1.00000
Total		100.000	100.000	0.31856			

Tabela A.8: composição química da região matriz dendrítica do primeiro passe de solda, corpo-de-prova 3.

Sample Name: Cp3-corda01-matrz.dendr.edf							
Analysis Condition							
Measurement Date: 2012-05-11 09:36:53							
Element	Intensity	Weight%	AT%	K-Value	Z	A	F
Si	0.998	1.013	1.972	0.00177	0.92978	2.24298	0.99465
Cr	14.393	19.527	20.526	0.08157	1.00747	1.01408	0.84955
Fe	34.553	73.986	72.405	0.25802	1.00143	1.04463	0.99376
Ni	1.697	5.474	5.097	0.01750	0.98106	1.15593	1.00000
Total		100.000	100.000	0.35886			

Tabela A.9: composição química da região interdendrítica do segundo passe de solda, corpo-de-prova 3.

Sample Name: cp3-passe2-part.interden.edf							
Analysis Condition							
Measurement Date: 2012-05-17 14:31:09							
Element	Intensity	Weight%	AT%	K-Value	Z	A	F
Al	2.654	2.684	5.329	0.00459	0.95806	2.62039	0.99655
Si	1.157	0.916	1.747	0.00205	0.92639	2.06963	0.99465
Cr	22.821	27.760	28.600	0.12895	1.00705	1.01721	0.89886
Fe	32.320	59.385	56.962	0.24134	1.00191	1.05785	0.99297
Ni	2.331	6.196	5.654	0.02404	0.98255	1.12190	0.99999
Mo	1.751	3.059	1.708	0.01028	1.04963	1.22472	0.99016
Total		100.000	100.000	0.41125			

Tabela A.10: composição química da região matriz dendrítica do segundo passe de solda, corpo-de-prova 3.

Sample Name: Cp3-passe2-matriz.dendri.edf							
Analysis Condition							
Measurement Date: 2012-05-17 14:46:56							
Element	Intensity	Weight%	AT%	K-Value	Z	A	F
Si	1.573	1.179	2.310	0.00279	0.92682	2.14332	0.99504
Cr	18.932	20.427	21.615	0.10697	1.00639	1.01666	0.87297
Mn	0.776	1.128	1.129	0.00515	1.02231	1.00845	0.99304
Fe	40.278	66.575	65.591	0.30077	1.00101	1.04448	0.99026
Ni	3.633	8.863	8.307	0.03734	0.98143	1.13116	1.00000
Mo	1.126	1.828	1.048	0.00661	1.04986	1.24456	0.99022
Total		100.000	100.000	0.45963			

Tabela A.11: composição química da região interdendrítica do segundo passe de solda, corpo-de-prova 4.

Sample Name: Cp4-cordao2-inter.edf							
Analysis Condition							
Measurement Date: 2012-05-10 16:28:34							
Element	Intensity	Weight%	AT%	K-Value	Z	A	F
Si	0.670	1.006	1.943	0.00119	0.92857	2.16473	0.99432
Cr	13.649	29.392	30.674	0.07712	1.00675	1.01202	0.88607
Fe	19.293	64.383	62.558	0.14406	1.00085	1.06417	0.99393
Ni	1.070	5.219	4.825	0.01100	0.98064	1.14664	1.00000
Total		100.000	100.000	0.23337			

Tabela A.12: composição química da região matriz dendrítica do segundo passe de solda, corpo-de-prova 4.

Sample Name: Cp4-cordao2-superf-dend.edf							
Analysis Condition							
Measurement Date: 2012-05-10 16:34:38							
Element	Intensity	Weight%	AT%	K-Value	Z	A	F
Si	0.628	0.955	1.855	0.00111	0.92958	2.18967	0.99459
Cr	11.599	24.841	26.052	0.06573	1.00752	1.01312	0.87303
Fe	20.090	66.601	65.030	0.15002	1.00154	1.05456	0.99109
Ni	1.548	7.603	7.063	0.01597	0.98125	1.14423	1.00000
Total		100.000	100.000	0.23283			