

Alexandre Marco Salles Salvestrini

**EFEITO DE PARÂMETROS DE DEPOSIÇÃO NA
FRAÇÃO VOLUMÉTRICA DE FERRITA EM
REVESTIMENTO DE AÇO INOXIDÁVEL
AUSTENÍTICO UNS31703 SOBRE AÇO CARBONO
EMPREGANDO O PROCESSO COM ARAME
TUBULAR.**

Monografia apresentada ao Programa de
Educação Continuada em Engenharia da Escola
Politécnica da Universidade de São Paulo para
conclusão de curso de Especialização.

São Paulo

Março de 2013

Alexandre Marco Salles Salvestrini

(Engenheiro Mecânico, Universidade Presbiteriana Mackenzie, 1999)

**EFEITO DE PARÂMETROS DE DEPOSIÇÃO NA
FRAÇÃO VOLUMÉTRICA DE FERRITA EM
REVESTIMENTO DE AÇO INOXIDÁVEL
AUSTENÍTICO UNS31703 SOBRE AÇO CARBONO
EMPREGANDO O PROCESSO COM ARAME
TUBULAR.**

Monografia apresentada ao Programa de
Educação Continuada em Engenharia da Escola
Politécnica da Universidade de São Paulo para
conclusão de curso de Especialização.

Área de Concentração: Engenharia da Soldagem

Orientador: Professor Dr. Sérgio Duarte Brandi

São Paulo

Março de 2013

"Os que se encantam com a prática sem a ciência são como os timoneiros que entram no navio sem timão nem bússola, nunca tendo certeza do seu destino."

Leonardo Da Vinci.

DEDICATÓRIA

*Dedico este trabalho aos meus pais, aos meus irmãos, a minha
namorada e a sociedade.*

AGRADECIMENTOS

Agradeço primeiramente a Deus por ter tornado possível concluir este trabalho para vencer mais uma etapa em minha vida.

Agradeço ao meu orientador, o Prof. Dr. Sergio Duarte Brandi pela transmissão do conhecimento, orientação, colaboração e incentivo na realização deste trabalho.

Agradeço aos meus pais Domingos e Ione pelo amor incondicional transmitido.

Agradeço aos meus irmãos Maximiliano, Fabiola e Arthur pela força e incentivo nos momentos de dificuldade.

Agradeço a minha namorada Edjane Flávia pelo carinho, incentivo e compreensão em todos os momentos.

Agradeço aos Srs. Jarbas Lombardi Jr., Claudio Garcia e Clodoaldo Mauro Silva pela colaboração e apoio em disponibilizar os recursos físicos e humanos para a realização destes experimentos.

Agradeço a CBC Indústrias Pesadas S.A. pela colaboração na realização dos experimentos e ensaios.

Agradeço a todos os funcionários da CBC Indústrias pesadas S.A. que direta e indiretamente estiveram ao meu lado durante a execução deste trabalho.

Agradeço a todos os professores do curso de Especialização em Engenharia de Soldagem da Poli, pela transmissão do conhecimento.

Ao Dany A. Centeno pelo excelente trabalho na preparação das micrografias.

Agradeço a todos que contribuíram de uma forma ou de outra para a realização deste trabalho.

CURRICULUM VITAE

ALEXANDRE MARCO SALLES SALVESTRINI

Engenheiro Mecânico

Formação:

- Engenharia Mecânica (Universidade Mackenzie – 1999).
- Especialização em Administração de Empresas (FAAP – 2001).

Experiência profissional:

- CBC INDÚSTRIAS PESADAS S.A. (2001)

Engenheiro de produção.

Atuação:

- Controle das ordens de fabricação na produção de peças de caldeiraria até 100 tons; Melhoria contínua nas linhas de produção com foco em produtividade, custo e qualidade; Análise técnica de contratos; Orçamento de custo de peças de caldeiraria; Coordenação de grupos para implantação de novas tecnologias, processos e materiais na produção; Auditoria e análise de fornecedores; Elaboração de documentação técnica de soldagem.

- IFER ESTAMPARIA E FERRAMENTARIA LTDA. (1999 - 2001)

Engenheiro de processos e produto.

Atuação:

- Coordenação de novos projetos e processos de estamparia para implantação na produção; Coordenação de melhoria contínua nas linhas de produção com foco em produtividade, custo e qualidade; Orçamento de custos de peças de estamparia; Suporte técnico a cliente.

RESUMO

A resistência à corrosão em revestimentos por soldagem é utilizada para melhorar a vida útil de um determinado componente. A porcentagem de ferrita nas soldas é fator determinante na resistência à corrosão. O aço inoxidável AISI-317L pertence ao grupo dos aços inoxidáveis austeníticos, que são ligas Fe-Cr-Ni e apresentam excelentes resultados quando utilizados em faixas de temperatura as quais ocorrem à corrosão naftênica. Sua principal característica está na porcentagem de molibdênio presente em sua composição química, cerca de 3% a 4% de molibdênio. Este estudo tem por finalidade analisar a influência dos parâmetros de deposição na fração volumétrica de ferrita em revestimentos de aço inoxidável austenítico AISI-317L sobre chapas de aço carbono empregando o processo com arame tubular, sob proteção gasosa, na posição plana e por meio de um robô de soldagem. Os testes foram realizados em chapas planas de aço carbono SA-516Gr70 com 19 mm de espessura. O revestimento por soldagem foi executado em duas camadas, sendo empregado na primeira camada o arame tubular E-309LTX para amanteigamento e na segunda camada empregado o arame tubular E-317LTX para revestimento clade, variando a velocidade de soldagem de 20 e 50 cm/min e altura do bico de contato a peça de 10 e 20 mm. As demais variáveis foram mantidas constantes. Foi analisada a diluição como resposta para verificar a influência dos parâmetros em relação à fração volumétrica de ferrita. O teor de ferrita delta no cordão de solda foi avaliado através do diagrama WRC1992 e pelo método magnético. Os resultados obtidos de ferrita pelo diagrama WRC1992 variaram de 3,0 a 5,20 de número de ferrita, enquanto que os resultados obtidos pelo método magnético variaram de 2,63 a 5,57 de número de ferrita. Os resultados mostraram que a diluição aumenta com a redução da velocidade de soldagem. Por outro lado, a diluição diminui com o aumento da altura do bico de contato a peça. O teor de ferrita diminui com o aumento da área de penetração.

Palavras-chave: Soldagem. Aços inoxidáveis. Teor de ferrita. Análise de diluição.

ABSTRACT

The corrosion resistance in weld overlay is used to improve the lifetime of a particular component. The percentage of ferrite in welds is an important factor in corrosion resistance. The stainless steel AISI 317L belongs to the austenitic stainless steels, which are alloys Fe-Cr-Ni and have excellent results when used in temperature ranges which occur naphthenic corrosion. The main feature is the percentage of molybdenum present in their chemical composition, about 3% to 4% molybdenum. This study aims to assess the influence of deposition parameters on the volume fraction of ferrite weld overlay in stainless steel AISI-317L austenitic on carbon steel plates employing the process with cored wire, under protective gas in a flat position and by means of a Robot welding. The tests were performed on carbon steel flat sheets SA-516Gr70 with 19 mm thick. The weld overlay was made by welding in two layers being used in first layer the cored 309LTX for buttering and for the second layer with the cored E-317LTX for cladding, varying the welding speed from 20 to 50 cm / min and height of the tip of the contact piece 10 and 20 mm. The other variables were held constant. Dilution was analyzed as a response to check the influence of the parameters in relation to the fraction of ferrite content. The delta ferrite content in the weld was evaluated using the diagram WRC1992 and the magnetic method. The results of the ferrite diagram WRC1992 ranged from 3.0 to 5.20 the number of ferrite, while the results obtained by the magnetic ranged from 2.63 to 5.57 the number of ferrite. The results show that dilution increases with the reduction of travel speed. Moreover, dilution decreases with increasing height of the tip of the contact piece. The ferrite content decreases with the increase of penetration area.

Keywords: Welding. Stainless steels. Ferrite content. Dilution analysis.

LISTA DE FIGURAS

Figura 2.1 – Composição e propriedades das ligas dos aços inoxidáveis.	7
Figura 2.2 – Microestrutura predominante nos aços inoxidáveis austeníticos. .	10
Figura 2.3 – Taxa de corrosão de alguns aços inoxidáveis a 20°C em ácido sulfúrico desaerado	21
Figura 2.4 – Resistência a corrosão do aço UNS-S31703 em ácido sulfúrico desaerado.	26
Figura 2.5 – Resistência à corrosão intergranular dos aços UNS-S31700 e UNS-S31703 em teste de ácido sulfúrico resultado feito com sulfato de cobre.	27
Figura 2.6 – Fragilização da fase sigma no aço UNS-S31703 após longo tempo de exposição à temperatura de 800°C obtido no ensaio de Charpy realizado na temperatura ambiente.	27
Figura 2.7 – Diagrama pseudo-binário 70% Fe-Cr-Ni	37
Figura 2.8 – Modo de solidificação austenítico.	38
Figura 2.9 – Modo de solidificação austenítico-ferrítico.	39
Figura 2.10 – Modo de solidificação ferrítico-austenítico.	40
Figura 2.11 – Modo de solidificação ferrítico.	41
Figura 2.12 – Diagrama de Schaeffler.	42
Figura 2.13 – Diagrama de DeLong.	44
Figura 2.14 – Diagrama WRC1988.	46
Figura 2.15 – Diagrama WRC1992.	47
Figura 2.16 – Geometria do cordão de solda para revestimentos.	61

Figura 2.17a – Esquema representativo para cálculo da diluição na soldagem.	
.....	63
Figura 2.17b – Representação para cálculo da sobreposição de passes.....	64
Figura 2.17c – Representação da diluição na sobreposição de passes na primeira camada.	65
Figura 2.17d – Representação da diluição na sobreposição de passes na segunda camada.	65
Figura 2.18 – Processo FCAW sem proteção de gás adicional.	67
Figura 2.19 – Processo FCAW com proteção de gás adicional.	68
Figura 2.20 – Esquema do modo de transferência globular.	74
Figura 2.21 – Esquema do modo de transferência por curto-circuito.	75
Figura 2.22 – Esquema do modo de transferência por pulverização axial.	76
Figura 2.23 – Esquema do modo de transferência por arco pulsado.	77
Figura 2.24 – Influência da configuração da junta na regulação da vazão do gás de proteção.	78
Figura 2.25 – Esquema do processo de fabricação do arame tubular.	89
Figura 2.26 – Esquema das seções dos arames tubulares.	90
Figura 2.27 – Exemplo de classificação AWS 5.22.	93
Figura 2.28 – Esquema do equipamento para soldagem com arame tubular.	94
Figura 2.29 – Esquema da pistola empregada para a soldagem por arame tubular.	97
Figura 2.30 – Representação do tipo de polaridade.	101
Figura 2.31 – Representação da altura do bocal (stick-out).	102
Figura 2.32 – Representação das fases de auto-regulação.	103

Figura 2.33 – Representação das técnicas de deslocamento da tocha.	106
Figura 2.34 – Esquema de um circuito resistivo em série.	107
Figura 4.1 – Robô de solda modelo FA06E marca Kawasaki.	114
Figura 4.2a – Ângulo de inclinação da tocha.	116
Figura 4.2b – Ângulo de deslocamento da tocha.	117
Figura 4.3 – Distância do bico de contato ao bocal externo.	117
Figura 4.4 – Disposição e forma dos cordões de solda para definição da diluição.	118
Figura 4.5 – Localização da retirada das amostras para macrografia do teste de simples diluição.	120
Figura 4.6 – Esquema de delimitação das áreas de penetração e de cordão de solda.	121
Figura 4.7 – Representação da sobreposição dos cordões de solda.	122
Figura 4.8 – Esquema de determinação das áreas de penetração e de cordão de solda do teste de sobreposição 30%.	122
Figura 4.9 – Corpos de prova após soldagem.	124
Figura 4.10 – Localização das seções transversais dos cordões de solda.	125
Figura 4.11 – Localização das amostras para análise microestrutural.	126
Figura 4.12 – Localização dos pontos de medição de ferrita com ferritoscópio.	127
Figura 5.1 – Variação da altura do bico de contato na diluição dos cordões de solda.	129
Figura 5.2 – Variação da altura do bico de contato na energia de soldagem dos cordões de solda.	130

Figura 5.3 – Variação da altura do bico de contato nas áreas dos cordões de solda.	131
Figura 5.4 – Variação da velocidade de soldagem na diluição dos cordões de solda.	132
Figura 5.5 – Variação da velocidade de soldagem na energia de soldagem dos cordões de solda.	133
Figura 5.6 – Variação de velocidade de soldagem nas áreas dos cordões de solda.	134
Figura 5.7 – Variação da sobreposição de passes na diluição dos cordões de solda.	135
Figura 5.8 – Representação da diluição do corpo de prova B no diagrama WRC1992.	139
Figura 5.9 – Representação da diluição do corpo de prova C no diagrama WRC1992.	139
Figura 5.10 – Representação da diluição do corpo de prova D no diagrama WRC1992.	140
Figura 5.11 – Representação da diluição do corpo de prova E no diagrama WRC1992.	140
Figura 5.12 – Representação da diluição e numero de ferrita dos corpos de prova.	141
Figura 5.13 – Representação da área de penetração e numero de ferrita dos corpos de prova.	142
Figura 5.14 – Microestrutura corpo de prova B (aumento 200x).	143
Figura 5.15 – Microestrutura corpo de prova C (aumento 200x).	144

Figura 5.16 – Microestrutura corpo de prova D (aumento 200x).144

Figura 5.17 – Microestrutura corpo de prova E (aumento 200x).145

LISTA DE TABELAS

Tabela 2.1 – Correspondência de grupo e designação usual de algumas ligas mais comuns de aços inoxidáveis.	6
Tabela 2.2 – Aplicação dos aços inoxidáveis.	8
Tabela 2.3 – Comparação das propriedades dos aços inoxidáveis.	9
Tabela 2.4 – Propriedades mecânicas de alguns aços inoxidáveis austeníticos à temperatura ambiente.	11
Tabela 2.5 – Composição química dos principais elementos das ligas UNS-S31600 e UNS-S31700.	18
Tabela 2.6 – Forma de fornecimento dos produtos da liga UNS-S31700.	19
Tabela 2.7 – Representação da temperatura ambiente da composição do material do ensaio de deformação a frio.	22
Tabela 2.8 – Representação das propriedades mecânicas de tiras de espessura de 0,9 mm ensaiadas a temperatura ambiente.....	22
Tabela 2.9 – Representação a temperatura ambiente da composição do material do ensaio de elevada temperatura.	23
Tabela 2.10 – Representação a temperatura ambiente da composição do material no ensaio de deformação a frio.	23
Tabela 2.11 – Propriedades mecânicas da liga UNS-S31700.	24
Tabela 2.12 – Composição química dos principais elementos das ligas UNS-S31700 e UNS-S31703.	25

Tabela 2.13 – Representação a temperatura ambiente da composição do material do ensaio de deformação a frio.	28
Tabela 2.14 – Representação das propriedades mecânicas de tiras de espessura de 2,6 mm ensaiadas a temperatura ambiente.	28
Tabela 2.15 – Representação da temperatura ambiente da composição do material do ensaio de elevada temperatura.	29
Tabela 2.16 – Representação a temperatura ambiente da composição do material no ensaio de deformação a frio.	29
Tabela 2.17 – Propriedades mecânicas da liga UNS-S31703.	30
Tabela 2.18 – Composição química dos principais elementos das ligas UNS-S31703 e UNS-S31753.	31
Tabela 2.19 – Propriedades mecânicas da liga UNS-S31753.	32
Tabela 2.20 – Composição química dos principais elementos das ligas UNS-S31726 e UNS-S31753.	33
Tabela 2.21 – Propriedades mecânicas da liga UNS-S31726.	34
Tabela 2.22 – Principais mecanismos de desgaste e exemplos de aplicação. ..	51
Tabela 2.23 – Transferência metálica na soldagem a arco elétrico.	72
Tabela 2.24 – Ingrediente do núcleo e suas principais funções.	91
Tabela 4.1 – Composição química do metal de base da liga UNS-K02700.	110
Tabela 4.2 – Propriedades mecânicas do metal de base liga UNS-K02700. ...	111
Tabela 4.3 – Composição química do metal de adição liga UNS-W30938.	111
Tabela 4.4 – Propriedades mecânicas do metal de adição liga UNS-W30938.	112
Tabela 4.5 – Composição química do metal de adição da liga UNS-W31735.	112
Tabela 4.6 – Propriedades mecânicas do metal de adição liga UNS-W31735.	113

Tabela 4.7 – Parâmetros de soldagem utilizados no teste de simples diluição.	
.....	119
Tabela 4.8 – Parâmetros de soldagem utilizados no teste de sobreposição dos cordões de solda.	
.....	121
Tabela 4.9 – Parâmetros de soldagem utilizados na primeira camada.123
Tabela 5.1 – Parâmetros de soldagem e porcentagem de diluição na tensão de 27 volts.128
Tabela 5.2 – Parâmetros de soldagem e porcentagem de diluição na sobreposição de passes na tensão de 27 Volts.135
Tabela 5.3 – Composição química dos materiais de base e de adição.137
Tabela 5.4 – Cálculo do cromo equivalente e níquel equivalente.138
Tabela 5.5 – Parâmetros de soldagem e valores de diluição e teor de ferrita dos corpos de prova.142

LISTA DE SÍMBOLOS, SIGLAS E ABREVIATURAS

API:	American Petroleum Institute
ASME:	American Society of Mechanical Engineers
ASTM:	American Society For Testing And Materials
AWS:	American Welding Society
FCAW:	Flux Cored Arc Welding
FCAW-G:	Flux Cored Arc Welding – Gas Shielded
FCAW-S:	Flux Cored Arc Welding – Self Shielded
GMAW:	Gas Metal Arc Welding
GTAW:	Gas Tungsten Arc Welding
IIW:	International Institute of Welding
SAW:	Submerged Arc Welding
SMAW:	Shielded Metal Arc Welding
ZAC:	Zona Afetada pelo Calor

SUMÁRIO

<i>DEDICATÓRIA.</i>	ii
<i>AGRADECIMENTOS.</i>	iii
<i>CURRICULUM VITAE.</i>	iv
<i>RESUMO.</i>	v
<i>ABSTRACT.</i>	vi
<i>LISTAS DE FIGURAS.</i>	vii
<i>LISTAS DE TABELAS.</i>	xii
<i>LISTAS DE SÍMBOLOS, SIGLAS E ABREVIATURAS.</i>	xvii
<i>SUMÁRIO.</i>	xviii
<i>1. INTRODUÇÃO E JUSTIFICATIVA.</i>	1
<i>2. REVISÃO BIBLIOGRÁFICA.</i>	4
<i>2.1. OS AÇOS INOXIDÁVEIS.</i>	4
2.1.1. TIPOS DE AÇOS INOXIDÁVEIS.	5
2.1.2. APLICAÇÕES DOS AÇOS INOXIDÁVEIS.	7
<i>2.2. OS AÇOS INOXIDÁVEIS AUSTENÍTICOS.</i>	9
2.2.1. PROPRIEDADES MECÂNICAS DOS AÇOS INOXIDÁVEIS AUSTENÍTICOS.	11
2.2.2. INFLUÊNCIA DOS PRINCIPAIS ELEMENTOS DE LIGA.	12
<i>2.3. OS AÇOS INOXIDÁVEIS DA SÉRIE AISI-317.</i>	17
2.3.1. SÉRIE AISI-317.	18
2.3.2. SÉRIE AISI-317L.	24
2.3.3. SÉRIE AISI-317LN.	30
2.3.4. SÉRIE AISI-317LMN.	32
<i>2.4. SOLDABILIDADE.</i>	34
2.4.1. SOLDABILIDADE DOS AÇOS INOXIDÁVEIS AUSTENÍTICOS.	34
2.4.2. SOLIDIFICAÇÃO DAS LIGAS FeCrNi.	36
2.4.3. MODO DE SOLIDIFICAÇÃO.	38
2.4.4. DIAGRAMAS DE PREVISÃO DE MICROESTRUTURA.	41
2.4.4.1. DIAGRAMA DE SCHAEFFLER.	42
2.4.4.2. DIAGRAMA DE DELONG.	43
2.4.4.3. DIAGRAMA WRC1988.	45
2.4.4.3. DIAGRAMA WRC1992.	47
<i>2.5. REVESTIMENTOS.</i>	49
2.5.1. MECANISMOS DE DESGASTE.	49
2.5.1.1. ABRASÃO.	52
2.5.1.2. ADESÃO.	53

2.5.1.3. EROSÃO.	54
2.5.1.4. IMPACTO.	54
2.5.1.5. CORROSÃO.	55
2.5.1.5.1. CORROSÃO EM SOLDAS.	56
2.5.2. TIPOS DE REVESTIMENTOS NA SOLDAGEM.	59
2.5.3. GEOMETRIA DO CORDÃO DE SOLDA.	61
2.5.4. DILUIÇÃO NA SOLDAGEM.	62
2.5.5. DILUIÇÃO COM SOBREPOSIÇÃO DE PASSES.	65
2.5.6. PROCESSOS DE REVESTIMENTOS EM SOLDAGEM.	65
2.6. PROCESSO DE SOLDAGEM COM ARAME TUBULAR.	66
2.6.1. TIPOS DE TRANSFERÊNCIA METÁLICA.	69
2.6.1.1. TIPOS DE TRANSFERÊNCIA METÁLICA NO PROCESSO COM ARAME TUBULAR.	73
2.6.2. PROTEÇÃO GASOSA NO PROCESSO COM ARAME TUBULAR.	77
2.6.3. CONSUMÍVEIS DE SOLDAGEM PARA O PROCESSO COM ARAME TUBULAR.	79
2.6.3.1. GASES DE PROTEÇÃO.	79
2.6.3.1.1. TIPOS DE GASES PARA PROTEÇÃO GASOSA.	81
2.6.3.2. ARAMES TUBULARES.	88
2.6.3.2.1. TIPOS DE ARAMES TUBULARES PARA AÇOS INOXIDÁVEIS.	92
2.6.4. EQUIPAMENTOS PARA PROCESSO COM ARAME TUBULAR.	94
2.6.5. VARIÁVEIS DO PROCESSO COM ARAME TUBULAR.....	98
2.6.5.1. ENERGIA DE SOLDAGEM (HEAT-INPUT).	99
2.6.5.2. POLARIDADE DA CORRENTE.	100
2.6.5.3. ALTURA DO BOCAL (STICK-OUT).	102
2.6.5.4. VELOCIDADE DE ALIMENTAÇÃO DO ARAME TUBULAR.	104
2.6.5.5. INCLINAÇÃO E SENTIDO DE DESLOCAMENTO DA TOCHA.	105
2.6.5.6. DIÂMETRO DO ARAME.	106
3. OBJETIVOS.	109
4. MATERIAIS E MÉTODOS.	110
4.1. MATERIAIS.	110
4.1.1. METAL DE BASE.	110
4.1.2. METAL DE ADIÇÃO PARA PRIMEIRA CAMADA.	111
4.1.3. METAL DE ADIÇÃO PARA SEGUNDA CAMADA.	112
4.1.4. GÁS DE PROTEÇÃO.	113
4.1.5. EQUIPAMENTOS.	113
4.2. MÉTODOS.	114

4.2.1. PREPARAÇÃO DOS CORPOS DE PROVA.	114
4.2.2. EXECUÇÃO DO PROCESSO DE SOLDAGEM.	115
4.2.3. CARACTERIZAÇÃO MACROESTRUTURAL.	124
4.2.4. CARACTERIZAÇÃO MICROESTRUTURAL.	125
4.2.4.1. MEDIÇÃO DO TEOR DE FERRITA.	126
5. RESULTADOS E DISCUSSÃO.	128
5.1. A INFLUÊNCIA DA ALTURA DO BICO DE CONTATO NA DILUIÇÃO DOS CORDÕES DE SOLDA.....	128
5.2. A INFLUÊNCIA DA VELOCIDADE DE SOLDAGEM NA DILUIÇÃO DOS CORDÕES DE SOLDA.....	131
5.3. A INFLUÊNCIA DA SOBREPOSIÇÃO DE PASSES NA DILUIÇÃO DOS CORDÕES DE SOLDA.....	134
5.4. A INFLUÊNCIA DA DILUIÇÃO NA PORCENTAGEM DE FERRITA DOS CORDÕES DE SOLDA.	136
6. CONCLUSÕES.	146
SUGESTÕES DE TRABALHOS FUTUROS.....	148
7. REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS.	149
ANEXO I – Certificado da chapa de aço SA516Gr70.	153
ANEXO II – Certificado do consumível de solda AISI-317L.	154
ANEXO III – Certificado do consumível de solda AISI-309L.	155

1. INTRODUÇÃO E JUSTIFICATIVA.

Com a descoberta de novos poços de petróleo e conseqüentemente o aumento da exploração e processamento deste no âmbito nacional, cresce a busca cada vez maior por processos que sejam eficazes e eficientes nas linhas de produção de instalações petrolíferas.

A corrosão provocada por ácidos naftênicos assume grande preocupação e é vista como grande responsável por deterioração de equipamentos em unidades de exploração e processamento de petróleo acarretando em redução da eficiência produtiva. Diante deste cenário, os aços inoxidáveis com alta resistência à corrosão por pites, como os aços inoxidáveis austeníticos e duplex, assumem destaque para utilização em ambientes corrosivos.

Os aços duplex são susceptíveis as formações de diversas fases intermetálicas a temperaturas relativamente baixas, tornando-os limitados para utilização na faixa de temperaturas as quais ocorrem à corrosão naftênica segundo a **API 571 [1]**.

Os aços inoxidáveis austeníticos com maiores teores de molibdênio são os mais adequados a suportar a corrosão naftênica, pois o molibdênio é elemento fundamental na resistência à corrosão por pites. Os aços inoxidáveis austeníticos da série UNS-S31700 possuem teores entre 3% e 4%, que melhoram a corrosão por pites, e produzem menores custos em relação aos aços inoxidáveis duplex.

Estas ligas são empregadas normalmente em revestimentos de equipamentos internos sujeitos a corrosão por pites e na maioria dos casos a soldagem é o método de união metalúrgica mais utilizada.

Como na soldagem a fusão de materiais acarreta em diversas transformações metalúrgicas e a formação de ferrita nesta liga assume fundamental importância, pois a ferrita contribui fortemente para a formação de precipitados intermetálicos duros e frágeis como a fase sigma (σ), seu controle é necessário para evitar trincas de solidificação a quente, perda de propriedades mecânicas a baixas e altas temperaturas de serviço e perda de resistência à corrosão.

Valores de ferrita abaixo de 3% promovem a formação de uma estrutura de solidificação do tipo austenita primária e esta apresenta baixa solubilidade de elementos como fósforo e enxofre os quais possuem baixo ponto de fusão e são segregados para os contornos de grão durante a solidificação, contribuindo assim para a formação de trincas de solidificação à quente.

Valores de ferrita acima de 9% promovem a formação de fase sigma (σ) a qual contribui para formação de regiões dos contornos de grãos empobrecidas de cromo e molibdênio, contribuindo assim para corrosão de forma localizada denominada por corrosão por pites.

Valores desejados de ferrita estão entre 3% a 9%, pois nesta faixa reduz-se a susceptibilidade de trincas de solidificação a quente e reduz a corrosão por pites.

Estudos retratam que a soldagem pelo processo com arame tubular (FCAW - Flux Cored Arc Welding), desempenha alta produtividade, boa

qualidade e baixo custo. Este processo consiste em alimentar continuamente o arame para a poça de fusão, sendo este protegido pela decomposição dos ingredientes do fluxo interno, no caso de eletrodos autoprotetidos, ou ainda, podendo ser suplementada pela proteção de um fluxo de gás fornecido por uma fonte externa. Neste último caso, podem-se utilizar gases como CO_2 puro ou misturas de gases.

O propósito deste trabalho é ampliar o campo da pesquisa da soldabilidade de aços inoxidáveis austeníticos relativos ao revestimento por soldagem. Foram empregadas duas ligas de aços inoxidáveis austeníticos, sendo a liga UNS-S30903 para a primeira camada de amanteigamento e a liga UNS-S31703 para a segunda camada de revestimento clade.

Este estudo foi realizado visando diferenciar o comportamento da velocidade de soldagem e altura do bico de contato no efeito da diluição e sua relação com o aumento da fração volumétrica de ferrita em cordões de solda depositados pelo processo FCAW.

Esta pesquisa desenvolve-se em soldagens reais. Para a identificação da quantidade de ferrita nos cordões de solda é empregada a técnica de medição pelo método magnético. São feitos também análises macroestruturais e microestruturais.

2. REVISÃO BIBLIOGRÁFICA.

2.1 OS AÇOS INOXIDÁVEIS.

Os aços inoxidáveis surgiram da necessidade dos cientistas produzirem aços que fossem resistentes à corrosão, pois no século XIX os objetos de ferro e aço não eram suficientemente resistentes à corrosão.

Para melhorar esta resistência à corrosão adiciona-se cromo ao aço o que faz formar uma fina camada de óxido de cromo (Cr_2O_3), também conhecida como camada passiva dos aços inoxidáveis. Esta camada passiva é responsável pela proteção do aço em certos ambientes circundantes e, deste modo, impede o processo de dissolução do metal.

"Para ser considerado um aço inoxidável o aço deve conter o mínimo de 10,5% de cromo em sua liga, **Lippold [2]**.

Um breve histórico pode ser relatado sobre a descoberta dos aços inoxidáveis **[2]**.

- 1821: O francês Berthier experimentou adicionar Cr ao aço;
- 1897: O alemão Goldschmidt desenvolveu a técnica de produzir ligas suportes de baixo carbono e cromo;
- 1904 ~ 1909: Produção de ligas na França e Alemanha com teores de 13% a 17% de cromo.
- 1913: O inglês Brearly comercializou o primeiro lingote contendo 0,24%C, 0,2%Si, 0,44%Mn e 12,86%Cr.

- 1916: Nos Estados Unidos da América registrou-se a patente 1,197,256 para 9% a 16% de cromo no aço com menos de 0,7% de carbono.

2.1.1 TIPOS DE AÇOS INOXIDÁVEIS.

Os aços inoxidáveis são constituídos por um grupo de ligas de ferro baseados em sistemas Fe-Cr, Fe-Cr-C e Fe-Cr-Ni.

Três fases metalúrgicas são possíveis nos aços inoxidáveis: ferrita, austenita e martensita.

Diferentemente de outras ligas de aço, os aços inoxidáveis são classificados pelas suas fases metalúrgicas predominantes e não pela sua composição [2].

Segundo a **ASM Metals Handbook [3]**, cinco grupos de classificação são possíveis:

- Aços inoxidáveis ferríticos;
- Aços inoxidáveis austeníticos;
- Aços inoxidáveis martensíticos;
- Aços inoxidáveis duplex;
- Aços inoxidáveis endurecidos por precipitação;

Os aços inoxidáveis ferríticos, austeníticos, martensíticos e duplex são classificados pelas suas microestruturas, com diferentes fases predominantes. Já o grupo dos aços inoxidáveis endurecidos por precipitação é classificado pelo tratamento térmico ao qual é submetido para sua elaboração.

A designação mais comum para estes aços segue o padrão do AISI (American Iron and Steel Institute), o UNS (Unified Numbering System) e em alguns casos a designação dos proprietários das ligas dos aços.

A tabela 2.1 foi elaborada a partir de informações do **ASM Handbook Desk Edition [4]**, e agrupa os aços inoxidáveis e sua designação correspondentes ao padrão AISI e UNS.

Tabela 2.1 – Correspondência de grupo e designação usual de algumas ligas mais comuns de aços inoxidáveis. Fonte: ASM Handbook Desk Edition [4]

FERRÍTICOS		AUSTENÍTICOS		MARTENSÍTICOS		DUPLEX		ENDURECIDOS POR PRECIPITAÇÃO	
AISI	UNS	AISI	UNS	AISI	UNS	AISI	UNS	AISI	UNS
429	S42900	201	S20100	403	S40300	-	S31200	-	S13800
430	S43000	202	S20200	410	S41000	-	S31500	-	S15500
434	S43400	205	S20500	414	S41400	-	S31803	-	S17400
436	S43600	301	S30100	416	S41600	-	S32304	-	S45000
442	S44200	302	S30200	420	S42000	-	S32550	-	S45500
446	S44600	303	S30300	422	S42200	-	S32750	-	S15700
405	S40500	304	S30400	431	S43100	-	S32760	-	S17700
409	S40900	305	S30500	-	-	-	S32900	-	S35000
441	S44100	308	S30800	-	-	-	-	-	S35500
439	S43035	309	S30900	-	-	-	-	-	S66286
-	-	310	S31000	-	-	-	-	-	-
-	-	314	S31400	-	-	-	-	-	-
-	-	316	S31600	-	-	-	-	-	-
-	-	317	S31700	-	-	-	-	-	-
-	-	321	S32100	-	-	-	-	-	-
-	-	347	S34700	-	-	-	-	-	-
-	-	348	S34800	-	-	-	-	-	-
-	-	384	S38400	-	-	-	-	-	-

2.1.2 APLICAÇÕES DOS AÇOS INOXIDÁVEIS.

Devido às propriedades dos aços inoxidáveis suas aplicações podem ser exemplificadas conforme a figura 2.1 traduzida [4].

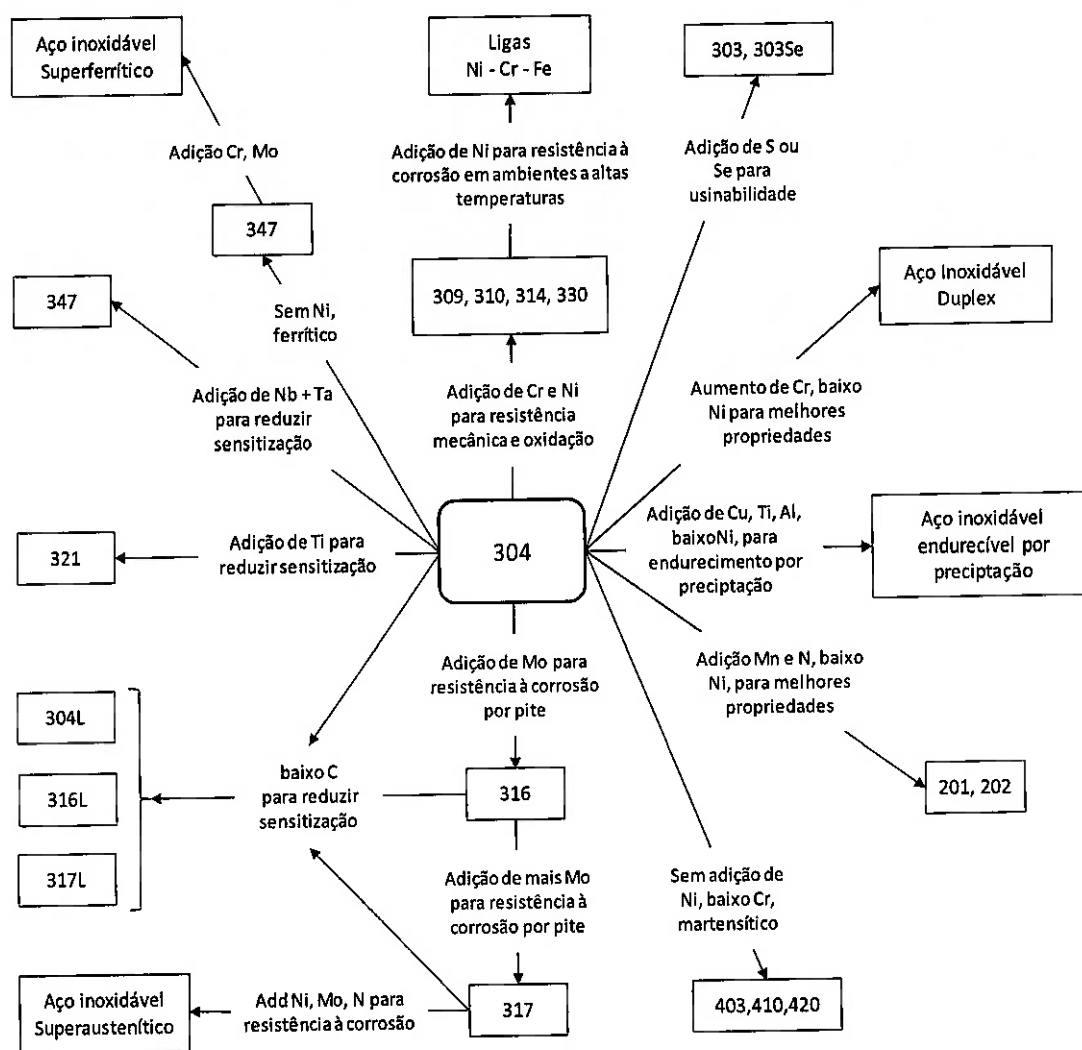


Figura 2.1 – Composição e propriedades das ligas dos aços inoxidáveis.
Fonte: ASM Handbook Desk Edition [4]

A tabela 2.2, elaborada a partir de informações de catálogo técnico da empresa **APERAM** [5], também esclarece algumas aplicações em termos de produto e razão de utilização destes aços.

Tabela 2.2 – Aplicação dos aços inoxidáveis. Fonte: APERAM [5]

TIPOS DOS AÇOS INOXIDÁVEIS	PRODUTO	RAZÃO
- Ferríticos.	<ul style="list-style-type: none"> - Indústria automobilística. - Equipamentos eletrodomésticos. - Moedas. - Talheres. 	Resistência à corrosão a custos menores.
- Austeníticos.	<ul style="list-style-type: none"> - Equipamentos para indústria química e petroquímica. - Equipamentos para indústria alimentícia e farmacêutica. - Construção civil e arquitetura. - Baixelas e utensílios domésticos. 	Resistência à corrosão.
- Martensíticos.	<ul style="list-style-type: none"> - Indústria automobilística. - Instrumentos cirúrgicos (bisturis, pinças, alicates). - Facas de corte. - Cutelaria. 	Alto limite de resistência a tração e elevada dureza superficial.
- Duplex.	<ul style="list-style-type: none"> - Equipamentos para indústria química e petroquímica. - Equipamentos para indústria alimentícia e farmacêutica. - Construção civil e arquitetura. - Baixelas e utensílios domésticos. 	Elevada resistência à corrosão sob tensão e alta resistência mecânica.
- Endurecidos por precipitação.	<ul style="list-style-type: none"> - Indústria automobilística. - Componentes resistentes ao desgaste por atrito (guias lineares). - Componentes de corte. 	Elevada dureza superficial, alta resistência mecânica e boa resistência à corrosão.

A tabela 2.3 traduzida do Technical Handbook Stainless Steels inoxidáveis **Atlas Speciality Metals [6]** demonstra algumas propriedades dos aços inoxidáveis.

Tabela 2.3 – Comparação das propriedades dos aços inoxidáveis. Fonte: Atlas Specialty Metals [6]

Liga	Resposta ao magnetismo (Nota 1)	Taxa de encruamento	Resistência à corrosão (Nota 2)	Endurecível	Ductilidade	Resistência a altas temperaturas	Resistência a baixas temperaturas (Nota 3)	Soldabilidade
Austenítico	Geralmente não	Muito alta	Alta	Por trabalho a frio	Muito alta	Muito alta	Muito alta	Muito alta
Duplex	Sim	Média	Muito alta	Não	Média	Baixa	Média	Alta
Ferrítico	Sim	Média	Média	Não	Média	Alta	Baixa	Baixa
Martensítico	Sim	Média	Média	Por têmpera e revenimento	Baixa	Baixa	Baixa	Baixa
Endurecidos por precipitação	Sim	Média	Média	Ao tempo	Média	Baixa	Baixa	Alta

- Notas:
- 1) Atração magnética do aço. Note que algumas ligas de aços austeníticos podem tornar-se magnéticos por trabalho a frio.
 - 2) Varia significativamente entre classes dentro de cada grupo. Exemplo: Classes usináveis tem menor resistência a corrosão, aquelas classes com alto teor de molibdênio tem maior resistência à corrosão.
 - 3) Medida pela resistência ou ductilidade a temperaturas abaixo de zero. Ligas austeníticas retêm ductilidade a temperaturas criogênicas.

A propriedade de resistência ao impacto a baixas temperaturas contribui para aplicação dos aços austeníticos em serviços de criogenia [2].

2.2 OS AÇOS INOXIDÁVEIS AUSTENÍTICOS.

Os aços inoxidáveis austeníticos representam o maior grupo de aços inoxidáveis produzidos e possuem características de alta tenacidade, alta resistência à corrosão e boa soldabilidade comparado com os aços inoxidáveis ferríticos e martensíticos.

Estes aços apresentam a temperatura ambiente, um baixo limite de escoamento com o alto limite de resistência e bom alongamento **Padilha [7]**, oferecendo melhores propriedades para o trabalho a frio.

São caracterizados pela alta concentração de cromo e níquel sendo desta forma baseados no sistema ternário Fe-Cr-Ni.

Contém cerca de 16% a 30% de cromo, 6% a 26% de níquel e menos de 0,3% de carbono.

O aço da série AISI-304 (UNS-S30400) foi uma das primeiras a serem fabricadas e deste surgiram várias outras composições como demonstra a figura 2.1, sendo esta série a mais comum.

Os aços austeníticos são formulados e termo-mecanicamente processados para obter a microestrutura primária predominantemente austenítica à temperatura ambiente. A Figura 2.2 representa a microestrutura austenítica e foi extraída do livro **Sandvik Steel [8]**.



Figura 2.2 – Microestrutura predominante nos aços inoxidáveis austeníticos .
Fonte: Sandvik Steel [8]

Esses aços são essencialmente não magnéticos na condição solubilizada e não podem ser endurecidos por tratamento térmico [2]. A deformação a frio pode aumentar a dureza [3] o que depende da quantidade de elementos de liga.

2.2.1 PROPRIEDADES MECÂNICAS DOS AÇOS INOXIDÁVEIS AUSTENÍTICOS.

Os aços inoxidáveis austeníticos tradicionais apresentam no estado recozido, quando ensaiados a temperatura ambiente, limite de escoamento na faixa de 200 a 250 N/mm², limite de resistência de 450 a 700 N/mm² e alongamento na faixa de 35% a 45% [7].

A tabela 2.4 extraída do ASTM [9] demonstrando estas principais propriedades mecânicas em cada liga austenítica.

Tabela 2.4 – Propriedades mecânicas de alguns aços inoxidáveis austeníticos à temperatura ambiente. Fonte: **ASME [13] – ASTM-A240 [9]**.

Aços Inoxidáveis [Tipos - AISI]	Designação [UNS]	Limite de resistência [Mpa]	Limite de escoamento [Mpa]	Alongamento [% em 50 mm]	Dureza máx. [Hardness Brinell]
301	S30100	515	205	40	217
301 L	S30103	550	220	45	241
304	S30400	515	205	40	201
304 L	S30403	485	170	40	201
316	S31600	515	205	40	217
316 L	S31603	485	170	40	217
317	S31700	515	205	35	217
317 L	S31703	515	205	40	217
321	S32100	515	205	40	217
347	S34700	515	205	40	201
904 L	N08904	490	220	35	--

2.2.2 INFLUÊNCIA DOS PRINCIPAIS ELEMENTOS DE LIGA.

Os aços inoxidáveis são ligas compostas por diversos outros elementos atômicos e estes exercem influência nas suas propriedades como resistência à corrosão, resistência mecânica e muitas outras.

Estes elementos podem ser adicionados para conferir determinada propriedade e controle da microestrutura [2], bem como podem ser inerentes ao processo de fabricação das ligas e devem ser controlados a fim de certificar ao material ou o consumível de solda seu correto desempenho nos processos de soldagem e transformação. Abaixo alguns dos principais elementos e suas influências.

A) O Cromo.

A adição de cromo é descrito como o principal formador da camada passiva nas ligas de aços inoxidáveis e deve conter o nível mínimo aproximadamente de 10,5% em peso na liga [2]. Aumento do cromo na liga tende a formar e a reter a microestrutura ferrita nos aços inoxidáveis austeníticos, martensíticos e duplex.

O cromo é um potencial formador de carbonetos e por este motivo estes carbonetos estão presentes praticamente em todos os aços inoxidáveis. Pode também combinar-se com nitrogênio formando nitretos.

O cromo é também um formador de fases intermetálicas que tendem a fragilizar o aço inoxidável. As fases mais comuns encontradas são fase sigma (σ), chi (χ), e Laves.

Em altas adições, pode afetar negativamente algumas propriedades mecânicas do material em especial a tenacidade, além da soldabilidade e da aplicação em meios com altas temperaturas.

B) O Níquel.

A adição de níquel confere a função de promover a fase austenita predominante na estrutura a temperatura ambiente, bem como, expandir o campo austenítico no diagrama FeCrNi. Confere também a formação do filme óxido, principalmente em meios redutores. Não é um formador de carboneto e não promove a formação de fases intermetálicas embora tenha-se relato de influenciar a cinética de precipitação **Peckner [10]**.

O níquel é associado com a redução na resistência à corrosão sob tensão.

C) O Manganês.

O manganês é adicionado em todos os aços. Confere a expansão da ilha da austenita no diagrama e pode, portanto, ser usado em substituição do níquel, não sendo, porém, um estabilizador de austenita tão poderoso (cerca de metade do poder do Ni) **Honeycombe [11]**.

A adição moderada de manganês promove a formação de sulfetos na microestrutura do aço (MnS), contribuindo efetivamente na eliminação do problema de trinca de solidificação **[2]**.

Em algumas ligas são adicionados para promover a solubilidade do nitrogênio na fase austenita.

Os efeitos do manganês nas propriedades mecânicas são mínimos, fornecendo certo reforço na solução sólida e parecendo ter pouco efeito sobre a fragilização [2].

D) O Silício.

O silício também está presente em todos os aços inoxidáveis e é adicionado para desoxidar o aço inoxidável durante a fundição. O silício tem sido empregado para melhorar a resistência à corrosão.

Nos aços inoxidáveis austeníticos têm o efeito de balancear as fases, mas em grandes adições promovem o surgimento da ferrita.

É um forte formador de silicatos de ferro (FeSi , Fe_2Si , Fe_3Si , Fe_5Si_3), silicatos de cromo intermetálicos (Cr_3Si), e fases intermetálicas que tendem a fragilizar o aço inoxidável [2].

E) O Molibdênio.

O molibdênio contribui para estabilizar o filme de óxido de cromo na superfície do aço inoxidável e, portanto, é adicionado para melhorar a resistência à corrosão por pite e por frestas, além de melhorar a resistência a altas temperaturas, o que pode ocasionar um efeito negativo quando for trabalhado a quente pois possuirá uma alta resistência em altas temperaturas. É um formador de ferrita na microestrutura.

F) O Carbono.

O carbono é adicionado no aço para aumentar a resistência mecânica no aço e é um formador de austenita.

O carbono tende a formar carbonetos e contribuir para diminuir a resistência à corrosão, principalmente a corrosão intergranular.

G) O Nitrogênio.

O nitrogênio é adicionado intencionalmente no aço para aumentar o reforço na solução sólida tendo como consequência aumento na resistência mecânica e melhora na resistência à corrosão por "pites". Pode retardar a formação de fases intermetálicas.

É também um formador de austenita.

Sua solubilidade no aço inoxidável austenítico é baixo, particularmente na fase ferrítica, mas com adição de manganês nos aços austeníticos aumentam sua solubilidade.

A captação do nitrogênio do ar atmosférico pode produzir indesejável microestrutura se a proteção do arco não for adequada durante a soldagem

[2].

H) O Alumínio.

O alumínio é um formador de ferrita. Pode ser adicionado para desoxidar o aço, além de refinar os grãos.

É adicionado para promover a reação de precipitação que endurece as ligas.

I) O Cobre.

O cobre é um fraco formador de austenita.

O cobre é também adicionado para promover a reação de precipitação que endurece as ligas, melhorando os limites de resistência à tração, mas pode contribuir para trincas de solidificação durante a soldagem. Confere melhor resistência à corrosão.

J) O Fósforo.

O fósforo é uma impureza encontrada em todos os aços como consequência de contaminação de matéria-prima (0,05% máx.)

K) O Enxofre.

O enxofre é geralmente mantido a níveis baixos pois ele pode formar inclusões de sulfeto. É usado para melhorar a usinabilidade. A adição de enxofre, no entanto, faz reduzir a resistência à corrosão localizada **SSINA [12]**, e contribui para o efeito de trincas de solidificação.

L) O Titânio.

O titânio é um formador de ferrita e é o principal elemento utilizado para estabilizar aço inoxidável antes do uso no conversor AOD (Argon-Oxygen-Descarburizatio), no processo de fundição. Ele reage com o carbono para formar carbonetos de titânio e prevenir a formação de carbonetos de cromo, que poderia afetar a formação da camada "passiva". Hoje todos os aços inoxidáveis são fabricados em um vaso de AOD e os níveis de carbonos são geralmente baixos, devido à ausência de oxigênio. O grau mais comum hoje é 304 (com 0,08 de carbono máx., embora na realidade os níveis são mais baixos) **[12]**. O teor mínimo de titânio é de 5 vezes a porcentagem de C.

M) O Nióbio.

O nióbio é um formador de ferrita e sua adição impede a corrosão intergranular, particularmente na zona afetada pelo calor após a soldagem. Nióbio ajuda a evitar a formação de carbonetos de cromo, que pode roubar a quantidade necessária do cromo da microestrutura para a passivação **[12]**. O teor mínimo de nióbio 10 vezes a porcentagem de C.

N) O Vanádio.

Vanádio aumenta a resistência ao escoamento e a resistência à tração. O vanádio é um dos principais contribuintes para o fortalecimento de precipitação de fases.

É um formador de ferrita.

A temperatura de transição de impacto também aumenta quando vanádio é adicionado.

Quando o processamento termomecânico é adequadamente controlado o tamanho de grãos de ferrita é refinada e não há um aumento correspondente na tenacidade.

O) Outros elementos de liga.

Terras Raras.

Em pequenas quantidades tem influência na corrosão intergranular. O cério segrega em contornos de grão e dificulta a formação de $M_{23}C_6$.

2.3 OS AÇOS INOXIDÁVEIS DA SÉRIE AISI-317.

Esta série de aço inoxidável austenítico originou-se da série AISI 316, sendo a principal diferença entre eles o aumento no teor de molibdênio de 2 a 3% para cerca de 3% a 4%, propiciando melhoras na resistência à corrosão em geral.

A seguir as principais características dos aços desta série.

2.3.1 SÉRIE AISI-317.

O aço inoxidável da série AISI-317 (UNS-S31700) possui como principal característica na sua composição a porcentagem de cerca de 3 a 4% de molibdênio que melhora a resistência à corrosão por pite e por fretas.

A tabela 2.5 elaborada segundo a ASM [4] apresenta a composição química dos principais elementos da liga UNS-S31700 em relação à liga UNS-S31600.

Tabela 2.5 – Composição química dos principais elementos das ligas UNS-S31600 e UNS-S31700. Fonte: ASM Handbook Desk Edition [4].

Elemento	Porcentagem em peso (Valores máximos)	
	UNS-S31600	UNS-S31700
Carbono	0,08	0,08
Manganês	2,00	2,00
Fósforo	0,045	0,045
Enxofre	0,03	0,03
Silício	0,75	0,75
Cromo	18,00	20,00
Níquel	14,00	15,00
Molibdênio	3,00	4,00
Nitrogênio	0,10	0,10

Nota: Valores segundo especificação ASTM-A240.

A forma dos produtos normalmente fornecidos para o emprego na indústria são chapas, folhas, tiras, tubos, barras, arames, flanges, conexões, forjados, fundidos ou consumíveis de solda.

A tabela 2.6, elaborada a partir das normas [9] e ASME II [13], demonstra as formas possíveis de fornecimento com suas respectivas especificações.

Tabela 2.6 – Forma de fornecimento dos produtos da liga UNS-S31700. Fonte: ASTM-A-240 [9] e ASME II [13].

Forma dos produtos	Especificação	
	ASTM	ASME
Chapas, folhas e tiras	A-240	SA-240
Tubos de troca térmica com e sem solda.	A-249 / A-249M / A-554	SA-249 / SA-249M
Tubos de condução com e sem solda.	A-312 / A-312M / A-409 / A-409M	SA-312 / SA-312M / SA-409 / SA-409M
Barras e arames	A-276 / A-478 / A-479 / A-479M	SA-479 / SA-479M
Forjados	A-314 / A-473	
Flanges e conexões	A-182 / A-182M / A-403 / A-403M	SA-182 / SA-182M / SA-403 / SA-403M

Nota: Especificação segundo [9] e [13].

Estes produtos podem ser conformados, puncionados e estampados essencialmente como os aços carbono.

Seu emprego na soldagem de juntas pode ser através de fusão ou resistência elétrica. Seu teor de carbono quando submetido a ciclos de calor durante a soldagem permite a precipitação de carboneto de cromo (sensitização), ou seja, esta liga está susceptível a precipitação de carbonetos

de cromo na região do contorno de grão quando exposta a temperaturas na faixa de 427°C a 816°C, que pode resultar em corrosão intergranular.

Para evitar a micro segregação de molibdênio e consequentemente a perda da resistência à corrosão em certos meios corrosivos, o conteúdo de molibdênio no consumível de soldagem deve ser controlado.

A contaminação de cobre ou zinco no cordão de solda pode formar compostos de baixo ponto de fusão ocasionando trincas.

Para minimizar o efeito de susceptibilidade de trinca durante a soldagem, os consumíveis de soldagem são formulados para solidificar com uma pequena porcentagem de ferrita na microestrutura.

Esta série AISI-317 é considerada mais resistente que outras ligas de Cr-Ni para meios em solução de ácido sulfúrico em temperaturas acima de 49°C e concentração até 5%. Para temperaturas abaixo de 38°C apresentam excelente resistência em meios com alta concentração deste ácido.

Onde ocorre a condensação de gases de enxofre, esta liga é muito mais resistente que outras séries de aços inoxidáveis, motivo pelo qual seu emprego na indústria química é mais comumente encontrado em tanques e vasos de pressão **ATI Technical Data Sheet [14]**.

A figura 2.3 indica esta resistência em termos de taxa de corrosão em meio de ácido sulfúrico desaerado **[3]**.

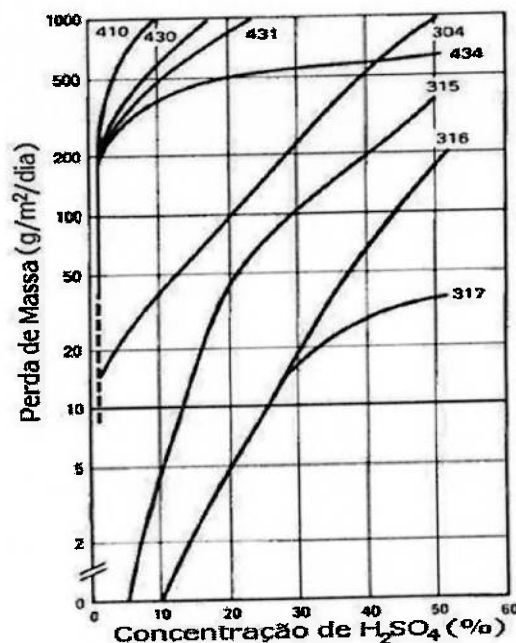


Figura 2.3 – Taxa de corrosão de alguns aços inoxidáveis a 20°C em ácido sulfúrico desaerado. Fonte: ASM Metals Handbook [3]

Assim como as demais ligas de aços inoxidáveis austeníticos, esta liga UNS-S31700 apresenta susceptibilidade a corrosão sob tensão em meios com cloretos, regiões com tensões residuais e quando expostas a temperaturas acima de 49°C.

O efeito do trabalho a frio nesta liga pode ser representado através da tabela 2.7 traduzida do catálogo técnico [14] para a condição de tiras laminadas a frio com espessura de 0,9 mm, a fim de indicar seu efeito nas propriedades mecânicas durante as operações de fabricação como conformação e dobramento. A tabela 2.8 traduzida do catálogo técnico [14] indica a composição do material a temperatura ambiente utilizado no ensaio de deformação a frio.

Tabela 2.7 – Representação da temperatura ambiente da composição do material do ensaio de deformação a frio. Fonte: ATI Technical Data Sheet [14].

Série	Principais elementos da liga (porcentagem em peso)				
	C	Mn	Cr	Ni	Mo
UNS-S31700	0,062	1,66	18,60	13,95	3,30

Tabela 2.8 – Representação das propriedades mecânicas de tiras de espessura de 0,9 mm ensaiadas a temperatura ambiente. Fonte: ATI Technical Data Sheet [14].

Porcentagem de deformação a frio	Tensão de escoamento (0,2% offset)	Tensão limite de resistência	Porcentagem de alongamento em 51 mm
	MPa	MPa	
Como fornecida (recozida)	264	588	55
15	483	772	29
30	800	901	13
45	955	1.068	7
60	1.044	1.182	4

O efeito nas propriedades mecânicas do material devido a elevada temperatura em tempos pequenos pode ser representado através da tabela 2.9 traduzida do catálogo técnico [14]. A tabela 2.10 traduzida do catálogo [14] indica a composição do material a temperatura ambiente utilizado no ensaio de elevada temperatura.

Tabela 2.9 – Representação a temperatura ambiente da composição do material do ensaio de elevada temperatura. Fonte: ATI Technical Data Sheet [14].

Série	Principais elementos da liga (porcentagem em peso)				
	C	Mn	Cr	Ni	Mo
UNS-S31700	0,061	1,30	19,18	14,19	3,57

Tabela 2.10 – Representação a temperatura ambiente da composição do material no ensaio de deformação a frio. Fonte: ATI Technical Data Sheet [14].

Temperatura de teste [°C]	Tensão de escoamento (0,2% offset)	Tensão limite de resistência	Porcentagem de alongamento em 51 mm	Porcentagem de redução de área
	MPa	MPa		
20	292	564	68	80
93	-	492	54	79
204	-	475	48	76
316	-	475	49	72
427	151	484	49	69
538	139	453	52	68
649	135	343	-	-
760	-	218	33	37
871	-	127	51	50

A seguir a tabela 2.11 extraída [4], relata as propriedades mecânicas desta série.

Tabela 2.11 – Propriedades mecânicas da liga UNS-S31700. Fonte: ASM Handbook Desk Edition [4].

Designação UNS	Tensão de escoamento	Tensão limite de resistência	Alongamento
	MPa	MPa	%
UNS-S31700	205	515	35

Nota: Valores segundo especificação ASTM-A240

2.3.2 SÉRIE AISI-317L.

O aço inoxidável da série AISI-317L (UNS-S31703) difere-se da série AISI-317 (UNS-S31700) por possuir como principal característica na sua composição química, a porcentagem de carbono limitada a cerca de 0,03%. A letra L significa "low carbon" em inglês.

A tabela 2.12 elaborada [4] apresenta a composição química dos principais elementos da liga UNS-S31703 em relação à liga UNS-S31700.

Tabela 2.12 – Composição química dos principais elementos das ligas UNS-S31700 e UNS-S31703. Fonte: ASM Handbook Desk Edition [4]

Elemento	Porcentagem em peso (Valores máximos)	
	UNS-S31700	UNS-S31703
Carbono	0,08	0,03
Manganês	2,00	2,00
Fósforo	0,045	0,045
Enxofre	0,03	0,03
Silício	0,75	0,75
Cromo	20,00	20,00
Níquel	15,00	15,00
Molibdênio	4,00	4,00
Nitrogênio	0,10	0,10

Nota: Valores segundo especificação ASTM-A240.

Esta série AISI-317L (UNS-S31703), possui as mesmas características de da série AISI-317 (UNS-S31700), sendo a principal vantagem entre elas a melhora na corrosão intergranular quando submetidas em meios muito corrosivos, fato este devido ao baixo teor de carbono o qual ajuda a minimizar ou mesmo evitar o efeito da sensitização, ou seja, a precipitação de carbonetos de cromo na região do contorno de grão.

Embora o aquecimento de curta duração durante o processo de soldagem ou o tratamento térmico de alívio de tensão não produza susceptibilidade à corrosão intergranular, a contínua e prolongada exposição na

faixa de temperatura entre 427°C e 816° pode ser prejudicial a esta susceptibilidade.

A figura 2.4 traduzida do catálogo técnico **Nippon Metal Industry Co., [15]**, indica a resistência em termos de taxa de corrosão (menor que 0,1 mm por ano) em meio de ácido sulfúrico desaerado.

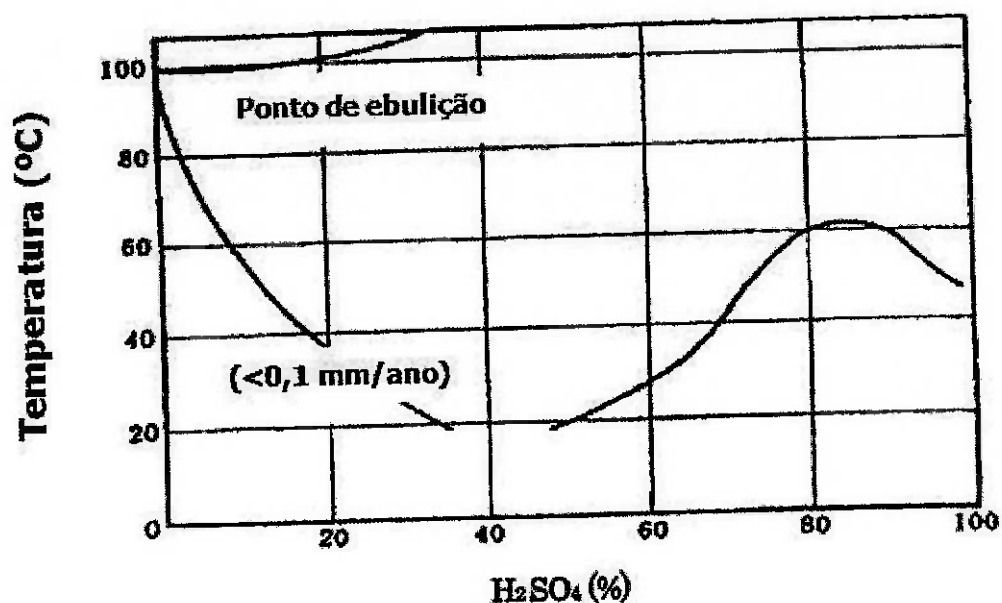


Figura 2.4 – Resistência a corrosão do aço UNS-S31703 em ácido sulfúrico desaerado. Fonte: Nippon Metal Industry Co. **[15]**.

A figura 2.5 traduzida do catálogo técnico **[15]**, indica a resistência em termos de taxa de corrosão intergranular em meio de ácido sulfúrico.

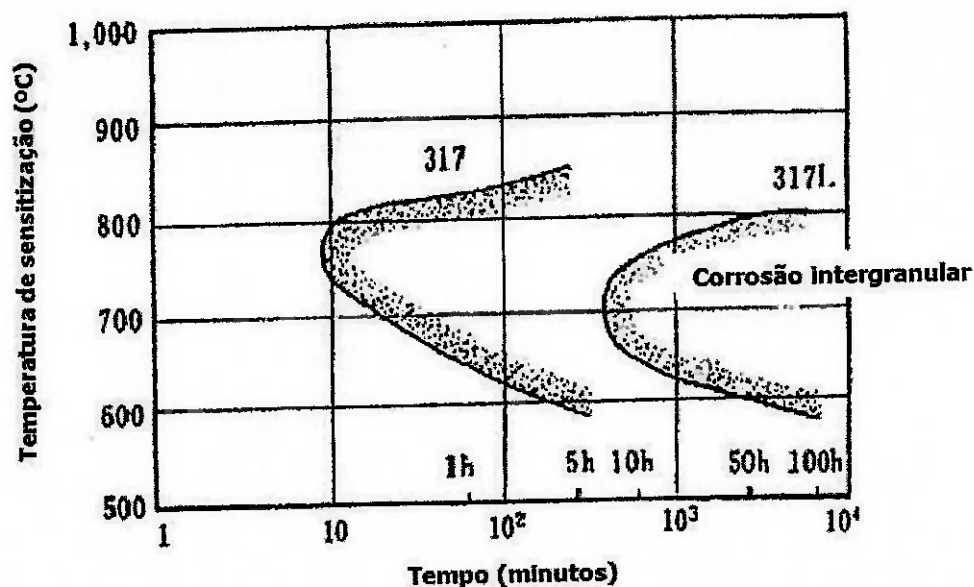


Figura 2.5 – Resistência à corrosão intergranular dos aços UNS-S31700 e UNS-S31703 em teste de ácido sulfúrico resultado feito com sulfato de cobre. Fonte: Nippon Metal Industry Co. [15].

A figura 2.6 traduzida do catálogo técnico [15], indica a fragilização da fase sigma desta liga UNS-S31703 quando exposta a temperatura de 800°C no teste de impacto Charpy realizado a temperatura ambiente.

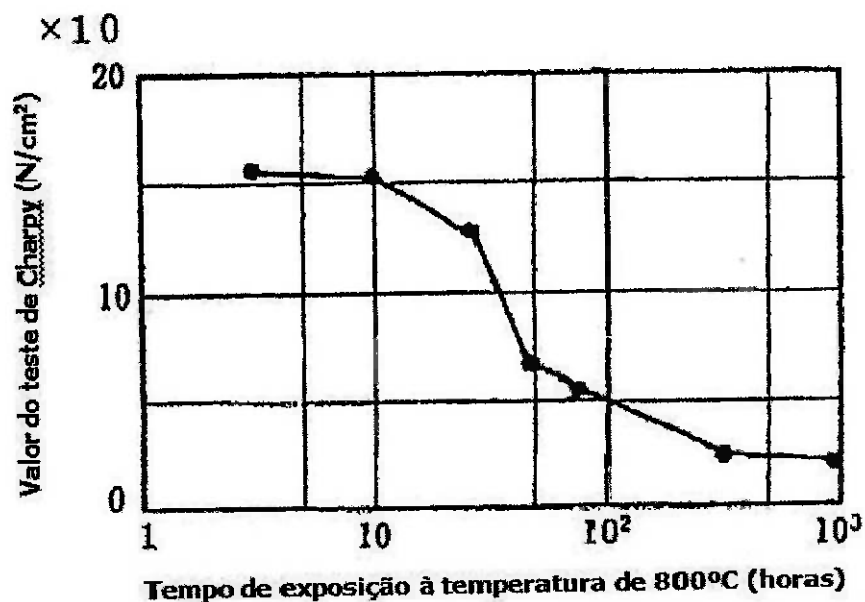


Figura 2.6 – Fragilização da fase sigma no aço UNS-S31703 após longo tempo de exposição à temperatura de 800°C obtido no ensaio de Charpy realizado na temperatura ambiente. Fonte: Nippon Metal Industry Co. [15].

O efeito do trabalho a frio nesta liga pode ser representado através da tabela 2.13 traduzida do catálogo técnico [14] para a condição de tiras laminadas a frio com espessura de 2,6 mm, a fim de indicar seu efeito nas propriedades mecânicas durante as operações de fabricação como conformação e dobramento. A tabela 2.14 traduzida do catálogo técnico [14] indica a composição do material à temperatura ambiente utilizado no ensaio de deformação a frio.

Tabela 2.13 – Representação a temperatura ambiente da composição do material do ensaio de deformação a frio. Fonte: ATI Technical Data Sheet [14].

Série	Principais elementos da liga (porcentagem em peso)				
	C	Mn	Cr	Ni	Mo
UNS-S31703	0,025	1,72	18,48	12,75	3,15

Tabela 2.14 – Representação das propriedades mecânicas de tiras de espessura de 2,6 mm ensaiadas a temperatura ambiente. Fonte: ATI Technical Data Sheet [14].

Porcentagem de deformação a frio	Tensão de escoamento (0,2% offset)	Tensão limite de resistência	Porcentagem de alongamento em 51 mm
	MPa	MPa	
Como fornecida (recozida)	336	614	48
15	684	775	23,3
30	822	979	15,3
45	967	1.159	9,3
60	1.026	1.269	7,5

O efeito nas propriedades mecânicas do material devido a elevada temperatura em tempos pequenos pode ser representado através da tabela 2.15 traduzida do catálogo técnico [14]. A tabela 2.16 traduzida do catálogo técnico [14] indica a composição do material à temperatura ambiente utilizado no ensaio de elevada temperatura.

Tabela 2.15 – Representação da temperatura ambiente da composição do material do ensaio de elevada temperatura. Fonte: ATI Technical Data Sheet [14].

Série	Principais elementos da liga (porcentagem em peso)				
	C	Mn	Cr	Ni	Mo
UNS-S31700	0,025	1,72	18,48	12,75	3,15

Tabela 2.16 – Representação a temperatura ambiente da composição do material no ensaio de deformação a frio. Fonte: ATI Technical Data Sheet [14].

Temperatura de teste [°C]	Tensão de escoamento (0,2% offset)	Tensão limite de resistência	Porcentagem de alongamento em 51 mm
	MPa	MPa	
20	319	610	49,8
93	266	554	42,8
204	231	506	38,8
316	201	486	35,3
427	182	481	34,3
538	173	472	36,5
649	163	412	31,5
760	157	310	32,8
871	132	200	50,0

A seguir a tabela 2.17 elaborada de [4] relata as propriedades mecânicas desta série.

Tabela 2.17 – Propriedades mecânicas da liga UNS-S31703. Fonte: ASM Handbook Desk Edition [4].

Designação UNS	Tensão de escoamento	Tensão limite de resistência	Alongamento
	MPa	MPa	%
UNS-S31703	205	515	40

Nota: Valores segundo especificação ASTM-A240

2.3.3 SÉRIE AISI-317LN.

O aço inoxidável da série AISI-317LN (UNS-S31753) difere-se da série AISI-317L (UNS-S31703) por possuir como principal característica na sua composição química, o aumento na porcentagem de nitrogênio limitada entre 0,10% a 0,22%. A letra N indica aumento na porcentagem de nitrogênio.

Este aumento na porcentagem de nitrogênio contribui para estabilizar a austenita, retardando a precipitação de fase sigma e carbonetos, melhorando assim a resistência mecânica e resistência à corrosão por pites.

Esta série AISI-317LN (UNS-S31753), possui as mesmas características da série AISI-317L (UNS-S31703).

A tabela 2.18 extraída [4] apresenta a composição química dos principais elementos da liga UNS-S31753 em relação à liga UNS-S31703.

Tabela 2.18 – Composição química dos principais elementos das ligas UNS-S31703 e UNS-S31753. Fonte: ASM Handbook Desk Edition [4].

Elemento	Porcentagem em peso (Valores máximos)	
	UNS-S31703	UNS-S31753
Carbono	0,03	0,03
Manganês	2,00	2,00
Fósforo	0,045	0,045
Enxofre	0,03	0,03
Silício	0,75	0,75
Cromo	20,00	20,00
Níquel	15,00	15,00
Molibdênio	4,00	4,00
Nitrogênio	0,10	0,22

Nota: Valores segundo especificação ASTM-A240.

Seu emprego é encontrado em maior frequência em tanques na indústria química, farmacêutica, petroquímica, alimentícia, óleo e gás bem como em equipamentos de controle de poluição **Arcelor Mittal [16]**.

A seguir a tabela 2.19 elaborada [4] relata as propriedades mecânicas desta série.

Tabela 2.19 – Propriedades mecânicas da liga UNS-S31753. Fonte: ASM Handbook Desk Edition [4].

Designação UNS	Tensão de escoamento	Tensão limite de resistência	Alongamento
	MPa	MPa	%
UNS-S31753	240	550	40

Nota: Valores segundo especificação ASTM-A240

2.3.4 SÉRIE AISI-317LMN.

O aço inoxidável da série AISI-317LMN (UNS-S31726) difere-se da série AISI-317LN (UNS-S31753) por possuir como principal característica na sua composição química, o aumento na porcentagem de molibdênio limitada entre 4% a 5%. As letras M e N indicam aumento na porcentagem de molibdênio e nitrogênio respectivamente.

Este aumento na porcentagem de molibdênio e nitrogênio oferece aumento na resistência mecânica, na resistência à corrosão por pites e fretas.

Esta série AISI-317LMN (UNS-S31726), possui as mesmas características da série AISI-317L (UNS-S31703).

A tabela 2.20 elaborada segundo a **ASM [4]** apresenta a composição química dos principais elementos da liga UNS-S31726 em relação à liga UNS-S31753.

Tabela 2.20 – Composição química dos principais elementos das ligas UNS-S31753 e UNS-S31726. Fonte: ASM Handbook Desk Edition **[4]**.

Elemento	Porcentagem em peso (Valores máximos)	
	UNS-S31753	UNS-S31726
Carbono	0,03	0,03
Manganês	2,00	2,00
Fósforo	0,045	0,045
Enxofre	0,03	0,03
Silício	0,75	0,75
Cromo	20,00	20,00
Níquel	15,00	17,5
Molibdênio	4,00	5,00
Nitrogênio	0,22	0,20

Nota: Valores segundo especificação ASTM-A240.

Seu emprego é encontrado em maior frequência em tanques na indústria química, farmacêutica, petroquímica e em equipamentos de controle de poluição de efluentes ácidos **[16]**.

A seguir a tabela 2.21 extraída **[4]**, relata as propriedades mecânicas desta série.

Tabela 2.21 – Propriedades mecânicas da liga UNS-S31726. Fonte: ASM Handbook Desk Edition [4].

Designação UNS	Tensão de escoamento	Tensão limite de resistência	Alongamento
	MPa	MPa	%
UNS-S31726	240	550	40

Nota: Valores segundo especificação ASTM-A240

2.4 SOLDABILIDADE.

Soldabilidade, segundo a **AWS [17]**, é definida como “a capacidade de um material ser soldado nas condições de fabricação impostas por uma estrutura específica projetada de forma adequada e de se comportar adequadamente em serviço”.

Esta definição engloba todas as etapas desde o projeto de uma junta, dimensionamento, seleção dos materiais, aplicação da junta, processo de soldagem, processos de inspeção, qualificação de procedimento e soldador, capacidade produtiva, custos, meio-ambiente, segurança, recursos materiais e principalmente o ser humano.

2.4.1 SOLDABILIDADE DOS AÇOS INOXIDÁVEIS AUSTENÍTICOS.

Os aços inoxidáveis austeníticos são considerados como os melhores a serem soldados se comparados aos outros aços inoxidáveis (ferríticos, martensíticos, duplex e endurecidos por precipitação).

Para que apresentem boa soldabilidade devem ser observadas algumas características e providências, pois eles estão sujeitos a diversos problemas devido as suas propriedades físicas. Por exemplo, a condutividade térmica é aproximadamente metade na comparação com os aços inoxidáveis ferríticos. Porém, a energia de soldagem necessária para eles é reduzida na comparação para a mesma profundidade de penetração dos outros aços inoxidáveis. Em contraste, o coeficiente de expansão térmica do austenítico é cerca de 30 a 40% maior que o ferrítico, e isto pode resultar aumento de distorções e tensões residuais após soldagem. A poça de fusão nos aços austeníticos tende a ser mais viscoso e lento quando comparado aos ferríticos e martensíticos, podendo impedir o fluxo de material depositado e a molhabilidade da solda, ocasionando defeitos de falta de fusão.

Um dos fatores de maior relevância quanto a soldabilidade dos aços inoxidáveis austeníticos é a susceptibilidade de trincas de solidificação e de liquação. Para evitar este tipo de problema é necessário ter o balanceamento correto da composição do material a fim de promover o correto modo de solidificação, bem como, o controle da microestrutura para certificar-se que a mesma possua mais de 3% de ferrita.

Nos casos de soldas onde a completa formação de austenita é requerida, como nos casos onde as soldas devam ser não magnéticas ou quando o meio é corrosivo para as fases ferríticas, estas soldas estarão mais propensas a trincas de solidificação. Nestes casos são indicados para a soldagem, baixa energia de soldagem e restritos parâmetros de soldagem.

Soldas feitas com baixa velocidade produzem poças de fusão no formato tipo "elípticas" e são geralmente menos propensas as trincas se comparadas com poças de fusão no formato tipo "lágrima" [3]. Este efeito é pronunciado quando é soldado em chapa fina e tubo de parede fina.

Elementos residuais que formam fases líquidas de baixo ponto de fusão devem ser mantidos a níveis mínimos. Estes elementos incluem fósforo, enxofre, boro, selênio, nióbio, silício e titânio.

Adições pequenas de oxigênio e nitrogênio são benéficas para melhorar estas fases líquidas de baixo ponto de fusão. Entretanto, excesso de adição destes pode facilitar a promoção de porosidade nas soldas.

Manganês também pode reduzir o efeito de susceptibilidade à trinca, devido unir-se ao enxofre e ao silício evitando a formação destas fases líquidas de baixo ponto de fusão [3].

Além dos problemas acima descritos a queda na resistência à corrosão após soldagem, trincas de reaquecimento, contaminação de cobre, e concentração de tensões nas soldas são problemas que proporcionam grande influência nos comportamentos mecânicos e químicos das juntas soldadas.

2.4.2 SOLIDIFICAÇÃO DAS LIGAS FeCrNi.

A solidificação é uma transformação de fase que ocorre na passagem do estado líquido para o sólido, envolvendo uma mudança na estrutura cristalina Brandi [18].

A solidificação dos aços inoxidáveis austeníticos do sistema FeCrNi pode iniciar com a formação de estrutura cristalina austenítica e/ou ferrítica, o que depende da sua composição e balanço entre os elementos de liga que promovem a formação de ferrita ou austenita.

A figura 2.7 extraída de **Brandi e Lippold [19]** demonstra de modo simplificado o diagrama pseudo-binário 70% Fe-Cr-Ni com seus diferentes modos de solidificação e obtenção de microestruturas no estado sólido em função da composição do aço austenítico.

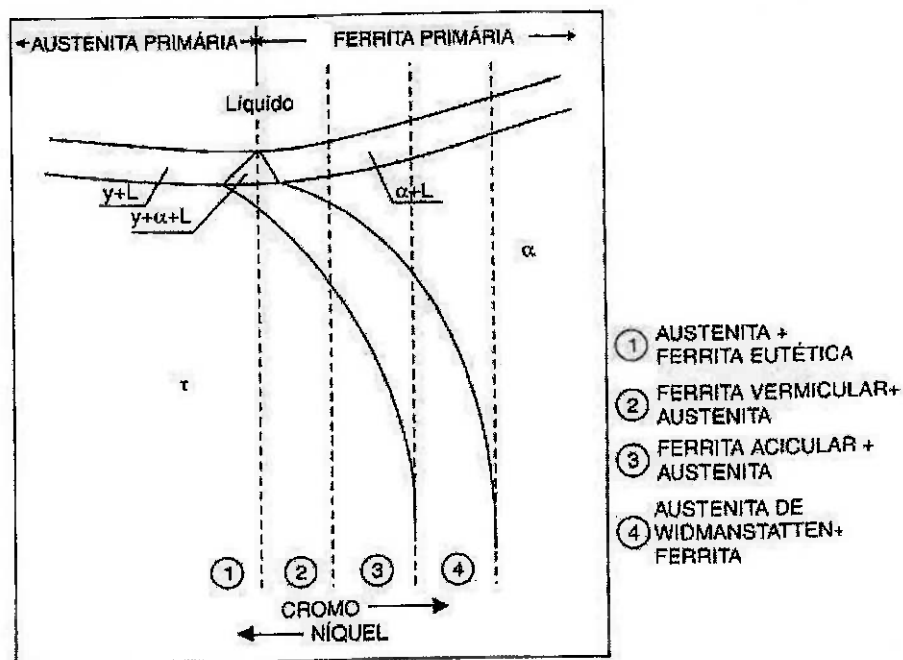


Figura 2.7 – Diagrama pseudo-binário 70% Fe-Cr-Ni. Fonte: Brandi e Lippold [19].

Nota-se que conforme a concentração de cromo e níquel aumenta, a formação pode resultar em austenita e/ou ferrita.

2.4.3 MODO DE SOLIDIFICAÇÃO.

O modo de solidificação dos aços inoxidáveis é devido a sua composição dos elementos de liga e pode ser descrita em quatro modos de solidificação.

A) Modo austenítico (A).

Este modo de solidificação inicia-se com a formação de dendritas de austenita, completando-se com a formação apenas desta fase.

A figura 2.8 demonstra este modo de solidificação, extraída **Katayama apud Lippold [20]**.

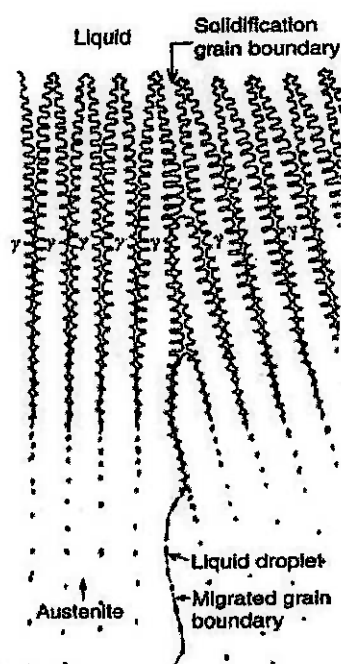


Figura 2.8 – Modo de solidificação austenítico. Fonte: Katayama apud Lippold [20].

B) Modo austenítico-ferrítico (AF).

Neste modo a solidificação inicia-se com a formação de dendritas de austenita, ocorrendo a formação de ferrita entre os braços das dendritas, por efeito da segregação de elementos que promovem a formação de ferrita.

A figura 2.9 demonstra este modo de solidificação.

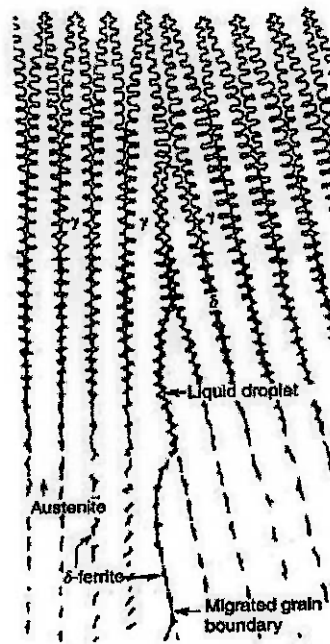


Figura 2.9 – Modo de solidificação austenítico-ferrítico. Fonte: Katayama apud Lippold [20].

C) Modo ferrítico-austenítico (FA).

Neste modo de solidificação a ferrita é a primeira a solidificar-se na forma de dendritas. A austenita forma-se posteriormente na interface ferrita/líquido por intermédio de uma reação peritética ou, dependendo das condições de solidificação, reação eutética envolvendo três fases ($L + \delta + \gamma$). Após a nucleação, a austenita cresce para a ferrita e para o líquido, com a consequente segregação de elementos que promovem a ferrita tanto para o interior da dendrita como para o líquido, podendo, desta forma, estabilizar a ferrita no eixo da dendrita e, ainda, causar a formação de ferrita nos espaços interdendríticos.

A figura 2.10 demonstra este modo de solidificação.



Figura 2.10 – Modo de solidificação ferrítico-austenítico. Fonte: Katayama apud Lippold [20].

D) Modo ferrítico (F)

Neste modo de solidificação a ferrita é a única fase a se formar durante a solidificação, tendo-se somente no estado sólido posterior formação de austenita.

A figura 2.11 demonstra este modo de solidificação.

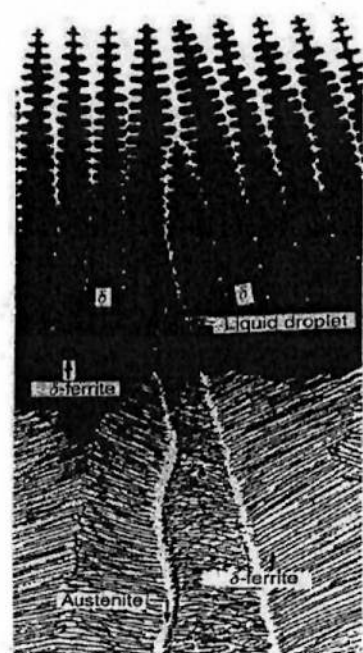


Figura 2.11 – Modo de solidificação ferrítico. Fonte: Katayama apud Lippold [20].

2.4.4 DIAGRAMAS DE PREVISÃO DE MICROESTRUTURA.

Nas últimas décadas consideráveis esforços e estudos têm sido aplicados para a previsão da microestrutura formada no cordão de solda. Uma boa parte destes estudos lidou com os efeitos de composição química na microestrutura da solda, propondo diagramas e equações.

Os diagramas mais utilizados nas últimas décadas [3] serão descritos a seguir. Estes diagramas incluem o diagrama de Schaeffler, de DeLong e do Welding Research Council WRC1988 e WRC1992.

2.4.4.1 DIAGRAMA DE SCHAEFFLER.

Para a previsão da microestrutura formada na solda, o diagrama de Schaeffler é o mais conhecido e foi descrito em sua última versão em 1949 por Anton Schaeffler. Este diagrama é expresso em termos de equivalentes de cromo (Creq) e de níquel (Nieq), pois estes são formadores de ferrita e austenita respectivamente.

As fórmulas para determinar o cromo equivalente (Creq) e níquel equivalente (Nieq), segundo Schaeffler são:

$$\text{Creq} = \% \text{Cr} + \% \text{Mo} + (1,5 \times \% \text{Si}) + (0,5 \times \% \text{Nb}).$$

$$\text{Nieq} = \% \text{Ni} + (30 \times \% \text{C}) + (0,5 \times \% \text{Mn}).$$

A figura 2.12 extraída [3] representa este diagrama.

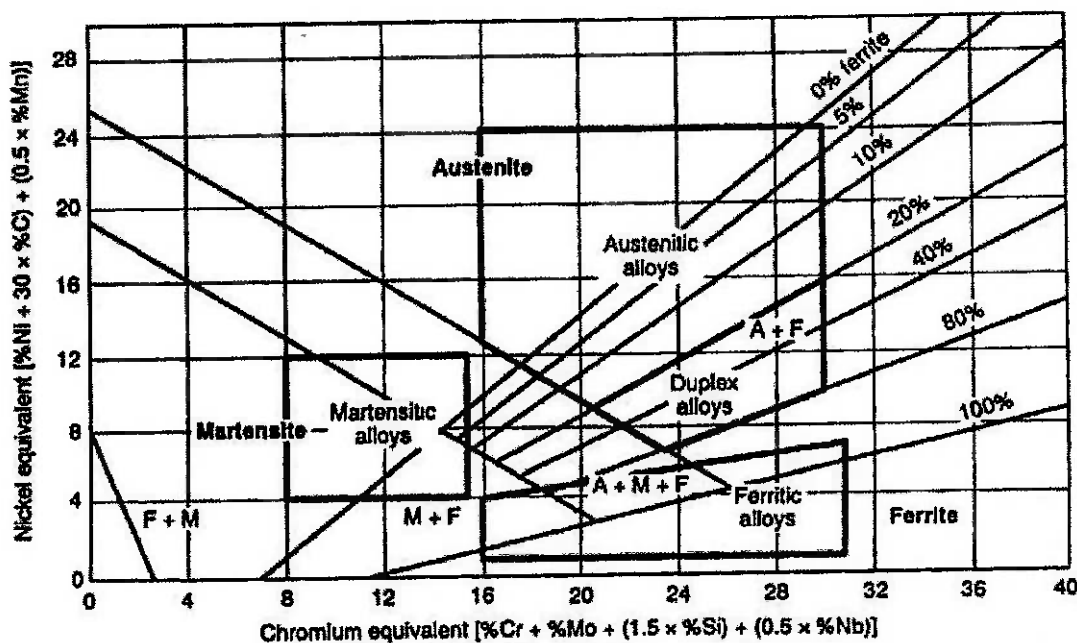


Figura 2.12 – Diagrama de Schaeffler. Fonte: ASM Metals Handbook [3].

Este diagrama ainda é utilizado para prever o conteúdo de ferrita em juntas de materiais inoxidáveis com materiais dissimilares bem como a microestrutura formada.

Embora este diagrama seja vastamente utilizado [3], problemas têm sido identificados na previsão das propriedades físicas e mecânicas da solda através deste diagrama. Um dos efeitos destes problemas é o fato deste diagrama não considerar o nitrogênio como promotor de austenita, influenciando no resultado da medida de ferrita.

O coeficiente de manganês também é outro fator incorreto utilizado na fórmula de Schaeffler [3], pois o manganês em altas temperaturas não promove a formação de austenita e em baixas temperaturas o manganês estabiliza austenita para transformação em martensita.

Outro problema neste diagrama é o fato do diagrama prever a ferrita em termos de porcentagem e isto tem sido discutido como sendo impreciso. Como substituição da medição por porcentagem de ferrita, padrões de unidade denominado Número de Ferrita (do inglês Ferrite Number FN) têm sido desenvolvidos através de métodos magnéticos segundo a norma [17] para especificar e determinar o conteúdo de ferrita na solda.

2.4.4.2 DIAGRAM DE DELONG.

Este é o segundo diagrama mais utilizado para prever a microestrutura formada na solda e foi publicado em 1973 por DeLong.

Assim como o diagrama de Schaeffler, este diagrama também é expresso em termos de equivalentes de cromo (Creq) e de níquel (Nieq).

As fórmulas para determinar o cromo equivalente (Creq) e níquel equivalente (Nieq), segundo DeLong são:

$$\text{Creq} = \% \text{Cr} + \% \text{Mo} + (1,5 \times \% \text{Si}) + (0,5 \times \% \text{Nb}).$$

$$\text{Nieq} = \% \text{Ni} + (30 \times \% \text{C}) + (30 \times \% \text{N}) + (0,5 \times \% \text{Mn}).$$

A figura 2.13 extraída do [3] representa este diagrama.

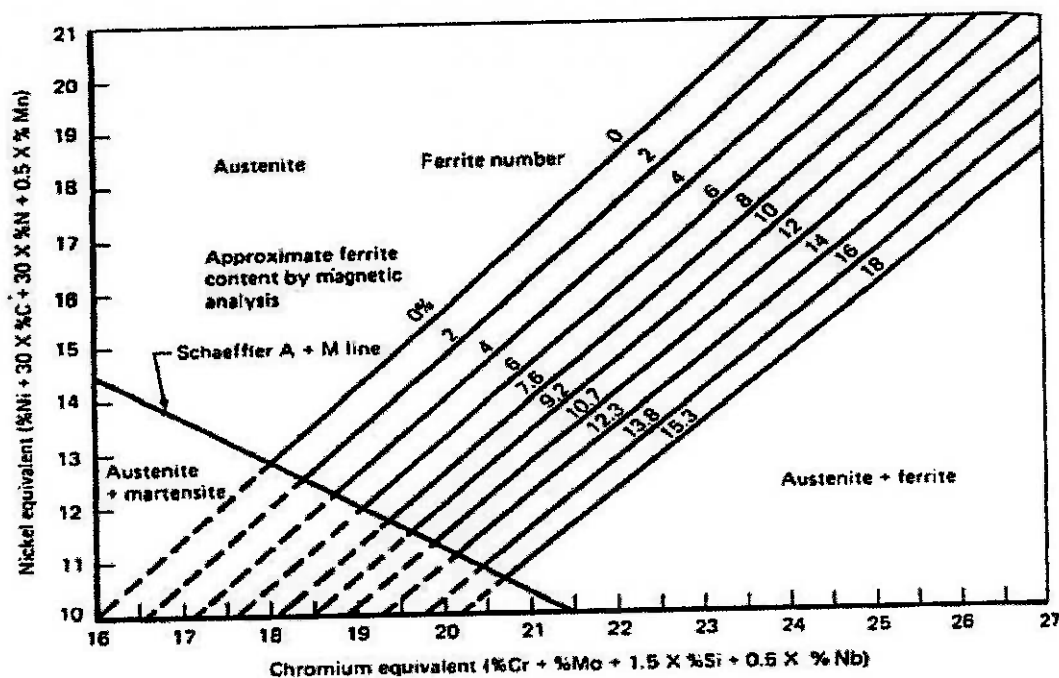


Figura 2.13 – Diagrama de DeLong. Fonte: ASM Metals Handbook [3].

Neste diagrama foram incorporadas melhorias como a escala em termos de Número de Ferrita (do inglês Ferrite Number FN) e a inclusão do coeficiente de nitrogênio no cálculo de níquel equivalente (Nieq).

Embora este diagrama seja mais preciso na comparação com o diagrama de Schaeffler, sua faixa de composição é mais limitada e isto restringe seu uso para os aços inoxidáveis austeníticos da série 300 com baixo teor de ferrita.

Outro problema encontrado neste diagrama, assim como de Schaeffler [3], é a maneira incorreta como é tratado o coeficiente de manganês para cálculo do níquel equivalente (Nieq).

2.4.4.3 DIAGRAMA WRC1988.

Este diagrama foi publicado em 1988 pela Welding Research Council e é comumente conhecido como WRC1988 [3].

Assim como os diagramas de Schaeffler e DeLong [3], este diagrama também é expresso em termos de equivalentes de cromo (Creq) e de níquel (Nieq), pois estes são formadores de ferrita e austenita respectivamente.

As fórmulas para determinar o cromo equivalente (Creq) e níquel equivalente (Nieq), segundo WRC1988 são:

$$\text{Creq} = \% \text{Cr} + \% \text{Mo} + (0,7 \times \% \text{Nb}).$$

$$\text{Nieq} = \% \text{Ni} + (35 \times \% \text{C}) + (20 \times \% \text{N}).$$

A figura 2.14 extraída [3] representa este diagrama.

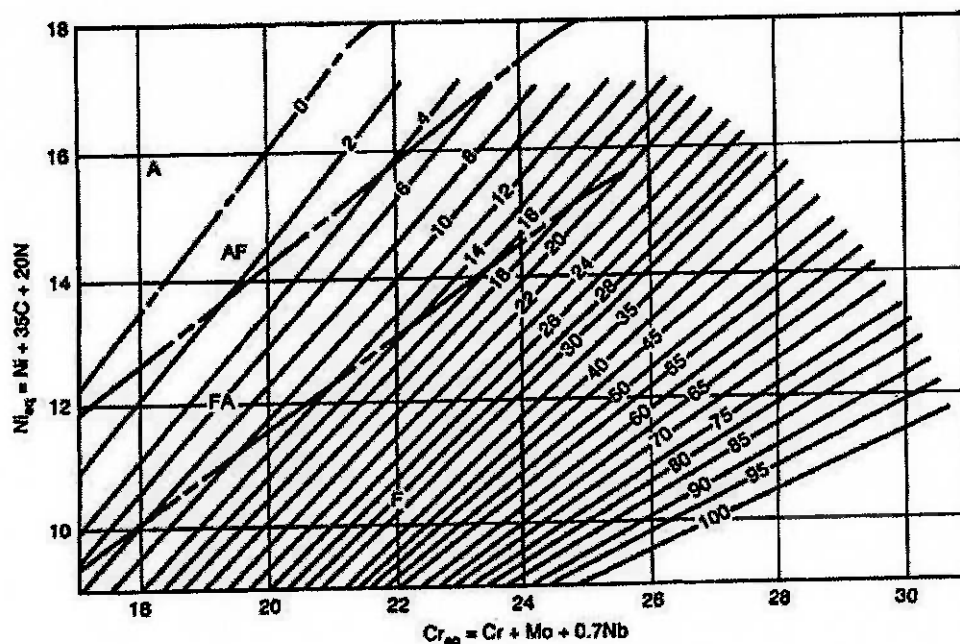


Figura 2.14 – Diagrama WRC1988. Fonte: ASM Metals Handbook [3].

Neste diagrama foram incorporadas melhorias nos problemas associados com os diagramas de Schaffler e DeLong como a remoção do coeficiente de manganês e ajuste do coeficiente de nitrogênio no cálculo do níquel equivalente (Ni_{eq}), a remoção de silício e ajuste do coeficiente de nióbio no cálculo do cromo equivalente (Cr_{eq}), e eliminado a sistemática de cálculo do FN somente para ligas inoxidáveis comerciais da série 300, ampliando assim seu uso.

Como melhorias foram incluídas os campos de modos de solidificação relacionados com o Número de Ferrita (do inglês Ferrite Number FN), com isso têm-se uma melhor previsão para determinar a resistência a trinca de solidificação (trinca a quente).

2.4.4.4 DIAGRAMA WRC1992.

Este diagrama foi publicado em 1992 pela Welding Research Council e é comumente conhecido como WRC1992.

Assim como os diagramas citados anteriormente (Schaeffler, DeLong e WRC1988) este diagrama é expresso em termos de equivalentes de cromo (Creq) e de níquel (Nieq).

As fórmulas para determinar o cromo equivalente (Creq) e níquel equivalente (Nieq), segundo WRC1992 são:

$$C_{req} = \%Cr + \%Mo + (0,7 \times \%Nb).$$

$$Ni_{eq} = \%Ni + (35 \times \%C) + (20 \times \%N) + (0,25 \times Cu).$$

A figura 2.15 extraída [3] representa este diagrama.

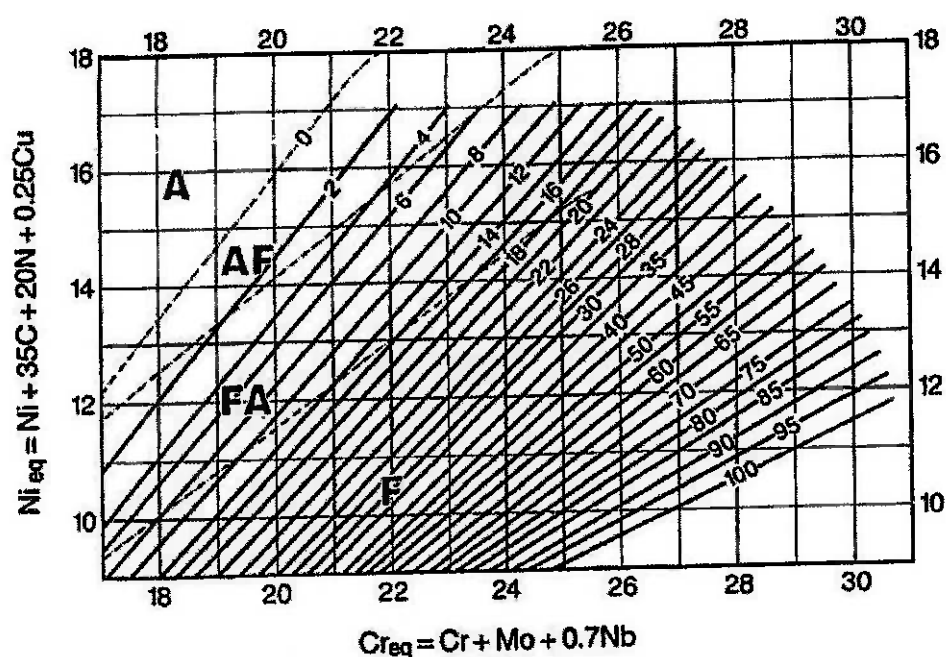


Figura 2.15 – Diagrama WRC1992. Fonte: ASM Metals Handbook [3].

Neste diagrama foram incorporadas melhorias no diagrama WRC1988 como a inclusão do coeficiente de cobre no cálculo do níquel equivalente (Nieq), pois algumas ligas como os inoxidáveis duplex têm o cobre em sua composição.

Este diagrama é o mais confiável e preciso para previsão de Número de Ferrita (do inglês Ferrite Number FN) em soldas de aços inoxidáveis austeníticos e duplex [2].

Este diagrama tem sido incorporado ao código internacional **ASME [13]** em troca do diagrama de DeLong. Sua aplicação segundo o **ASME [21]**, está restrito a composições de ligas contendo não mais que 0,2% de nitrogênio e 10% de manganês respectivamente.

Mesmo segundo Lippold [2] a deficiência na utilização deste diagrama está ligada ao cálculo de cromo equivalente (Creq) para certos aços inoxidáveis que contêm titânio, pois este é um formador de ferrita e potencial formador de carbonetos podendo influenciar o balanço de fases pela remoção de carbono da matriz austenítica. Para melhorar a precisão deste diagrama WRC1992 quando ocorre a presença de titânio com porcentagens maiores que 0,2%, [2] retrata ser necessário à inclusão de um fator de 2 a 3 de titânio no cálculo do cromo equivalente (Creq).

2.5 REVESTIMENTOS.

Revestimento pode ser admitido como o processo pelo qual podemos cobrir uma superfície para determinada utilização permitindo melhorar o desempenho desta sob o ponto de vista do desgaste da mesma.

O revestimento pode ser executado por várias técnicas ou processos, tais como eletrodeposição, pintura ou soldagem. Neste presente trabalho serão reportados somente os tipos de revestimentos aplicados a soldagem.

Segundo Brandi [18], a solda de revestimentos tem sido utilizada com sucesso na diminuição do custo de fabricação de peças, na prevenção e na manutenção de peças desgastadas.

Um bom exemplo disto segundo **Carlos Falcão [22]** é no dimensionamento de vaso de pressão que contenha algum fluido corrosivo, sendo uma boa prática projetar e fabricar equipamento em aço carbono estrutural e revestir a sua superfície com um material mais resistente a corrosão, obtendo com isso menor custo, maior resistência mecânica e melhor resistência à corrosão.

2.5.1 MECANISMOS DE DESGASTE.

O "desgaste" pode ser definido, segundo a norma **ASTM G40 [18]**, como o "dano a superfície sólida envolvendo a perda progressiva de material devido ao movimento relativo desta superfície em relação a uma ou várias



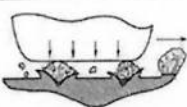
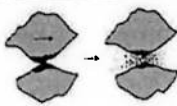
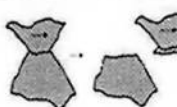

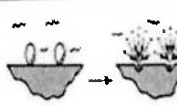
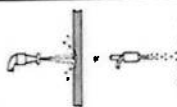

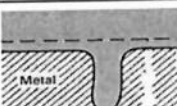
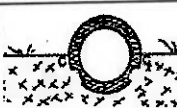
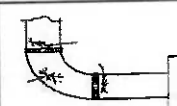

outras substâncias em contato que podem estar no estado sólido, líquido ou gasoso”.

Segundo Brandi **[18]**, o desgaste é um fenômeno tipicamente superficial. Nos metais, esse fenômeno superficial pode ocorrer pelo contato com outros metais, por contato com sólidos não metálicos, por contato com líquidos em movimento, por contato com partículas sólidas ou líquidas transportadas em um fluxo gasoso. Diante disto é importante definir os mecanismos de desgaste atuantes na superfície a fim de propor um processo de soldagem de revestimento eficaz que eleve a vida útil dos componentes de um sistema.

Segundo **Budinski [23]**, os principais mecanismos de desgaste são: abrasão, adesão, erosão, impacto e corrosão.

A tabela 2.22 foi elaborada para representar os principais mecanismos de desgaste e seus respectivos exemplos de aplicação.

Tabela 2.22 – Principais mecanismos de desgaste e exemplos de aplicação.
 Fonte: Budinski [23].

Mecanismos de desgaste			
Designação do mecanismo		Esquema	Exemplos
Abrasão	Goivagem		Dentes de caçambas.
	Riscamento		Roscas transportadoras.
	Moagem		Esferas sobre pistas de rolamentos sujos.
Adesão	Roçamento		Cilindros de motores a combustão.
	Fretagem		Mancais estacionários sujeitos a vibração.
Erosão	Abrasão		Tubulação de transporte de concreto.
	Cavitação		Rotor de bombas.
Impacto	Líquidos		Chapa de sacrifício de vasos de pressão.
	Sólidos		Marteletes pneumáticos.
Corrosão	Meio aquoso		Metais em contato com água de chuva.
	Meio orgânico		Tubulações em contato com o solo.
	Oxidação		Tubulações expostas a atmosfera corrosiva.
	Metal líquido		Parede de reatores atômicos.

2.5.1.1 ABRASÃO.

Neste mecanismo de desgaste as partículas duras deslizam ou são forçadas com pressão contra uma superfície metálica em relação à qual estão em movimento, ocasionando a perda progressiva desta superfície considerada. Neste caso não importa se são as partículas abrasivas que se deslocam sobre a superfície ou se é a superfície que se desloca em relação as partículas abrasivas.

As características e dimensões dos corpos ou partículas estranhas e a maior ou menor pressão de deslizamento ou esmagamento sobre as superfícies abrasadas determinam a classificação da abrasão e as formas como devem ser combatida.

O desgaste abrasivo é dividido em três tipos: goivagem; riscamento e moagem **[24]**.

A goivagem é presente quando partículas abrasivas de grandes dimensões atuam sobre a superfície metálica gerando sulcos ou mesmos vales profundos. O material abrasivo grosseiro é o responsável pela remoção destes fragmentos relativamente grandes. Como exemplo deste mecanismo de desgaste tem-se os dentes de caçambas que trabalham em lugares onde há areia, rochas ou argila.

O riscamento é presente quando o deslocamento de partículas da superfície ocorre pelas baixas tensões impostas sobre as partículas abrasivas, e estas são inferiores à tensão necessária para a fragmentação do abrasivo. Para este caso o material é removido da superfície em pequenos ângulos de

incidência ocasionados por processos de riscagem (riscos de pequena profundidade) ou micro-usinagem. Como exemplo deste mecanismo de desgaste tem-se roscas transportadoras.

A moagem é presente quando as partículas abrasivas ficam expostas a cargas de pressão entre duas superfícies ocasionando a fragmentação do abrasivo e a perda do material da superfície metálica. Um exemplo deste mecanismo de desgaste são as esferas sobre pistas de rolamento sujo.

2.5.1.2 ADESÃO.

Este mecanismo de desgaste se dá pela formação de partículas abrasivas duras fragmentadas do próprio material da superfície que deslizam ou são forçadas com pressão entre as duas superfícies à qual estão em movimento, ocasionando a perda progressiva destas superfícies consideradas.

Segundo **Ramalho [24]** o desgaste adesivo pode ser dividido em dois tipos: roçamento e fretagem.

O roçamento é presente no estágio inicial do atrito entre duas superfícies metálicas pobres de lubrificação ou mesmo de acabamento superficial com grande rugosidade (picos e vales altos e profundos respectivamente). Este tipo de desgaste está presente em cilindros de motores de combustão.

A fretagem se dá quando duas superfícies metálicas em contato e sob tensão sofrem a ação de movimentos vibratórios de baixa amplitude. Como exemplo deste tipo de desgaste tem-se em mancais estacionários sujeitos a vibração.

2.5.1.3 EROSÃO.

Este mecanismo de desgaste se dá pela perda progressiva de material de uma superfície devido à interação entre essa superfície e um fluído através da energia cinética das partículas abrasivas de um fluído e também pela colisão de um jato líquido ou de partículas sólidas nesta superfície.

O desgaste erosivo pode ser dividido em dois tipos: erosão por abrasão e erosão por cavitação [24].

A erosão por abrasão compreende a colisão de partículas sólidas ou gotas de líquidos carregadas por um fluído contra uma superfície metálica. Este mecanismo está presente como exemplo em tubulações de transporte de concreto.

A erosão por cavitação ocorre quando um líquido é submetido a mudanças rápidas de pressão e este forma bolhas de vapor ou gases nas regiões de baixa pressão que se implodem quando ingressam na região de maior pressão gerando um jato líquido ou de partículas sólidas contra a superfície metálica. Um exemplo deste mecanismo é o rotor de bombas.

2.5.1.4 IMPACTO.

Neste mecanismo de desgaste as partículas sólidas ou líquidas são projetadas sobre a superfície metálica e colidem através de choques e cargas perpendiculares a superfície ocasionando a perda progressiva da superfície. Este tipo de desgaste ocorre como exemplo em martelos pneumático para

partículas sólidas e chapas de sacrifício em vasos de pressão para partículas líquidas.

2.5.1.5 CORROSÃO.

Este mecanismo de desgaste segundo **Brandi [18]**, é definido como o desgaste no qual a reação química ou eletroquímica da superfície com o meio circundante é significativa.

Dependendo do mecanismo envolvido no processo, a corrosão costuma ser dividida em quatro grupos: corrosão em meio aquoso, corrosão por oxidação, corrosão por meio orgânico e corrosão em metal líquido **[24]**.

A corrosão em meio aquoso é o desgaste da superfície onde há a participação no processo corrosivo de um eletrólito aquoso. Um exemplo desse tipo de desgaste é a condensação da umidade do ar atmosférico que por sua vez é rico em sais em suspensão, gases industriais, poeira, etc.

A corrosão por oxidação é o desgaste da superfície ocasionado pelo processo de corrosão que envolve a interação direta entre um metal e um gás ou um sal fundido. Com exemplo têm-se a tubulação de saída de gases da fornalha de uma caldeira.

A corrosão por meio orgânico é o desgaste da superfície provocado pela interação orgânica de um eletrólito na superfície. Como exemplo deste tipo de desgaste corrosivo tem-se tubulações em contato com o solo.

A corrosão em metal líquido ocorre em situações em que se trabalha com um metal líquido em contato com outro sólido, ocorrendo à dissolução do

metal sólido no líquido ou a penetração intergranular do metal líquido no sólido do recipiente. Em ambos os casos há a formação de uma liga com a perda de material do recipiente. Como exemplo deste tipo de desgaste corrosivo é nas paredes de reatores nucleares.

2.5.1.5.1 CORROSÃO EM REVESTIMENTOS POR SOLDAGEM.

A corrosão em soldas está associada a diversos fatores como desenho da junta, métodos empregados na soldagem, presença de escórias e respingos, porosidade, falta de fusão e penetração, frestas, superfície final, tensão residual ou imposta, escolha incorreta do metal de adição, meios químicos orgânicos ou inorgânicos, umidade e fatores metalúrgicos.

Conforme Wahid, **ASM [3]**, as soldas estão sujeitas a todas as formas clássicas de corrosão sendo mais sujeitas aquelas afetadas pela variação de composição e microestruturas, tais como: corrosão galvânica; corrosão por pites; corrosão sob tensão; corrosão intergranular; corrosão por trinca de hidrogênio.

A corrosão galvânica na solda é devido ao emprego de metal de adição com composição diferente do metal de base promovendo um diferencial de potencial eletroquímico entre os materiais, contribuindo para a formação deste tipo de corrosão em meios eletrolíticos. Este tipo de corrosão é comumente encontrado em soldas com metal de adição em aços inoxidáveis austeníticos executadas em metal de base de aço baixa liga. Neste caso, quando em meios eletrolíticos, o cordão de solda de aço inoxidável austenítico torna-se o cátodo

permitindo o contato elétrico com o metal de base formando a corrosão galvânica. A taxa de corrosão depende também das áreas relativas ao contato dos metais, a temperatura e a composição do eletrólito. Quanto maior a área do cátodo em relação ao anodo, maior é esta taxa de corrosão.

A corrosão por pites na solda é devido à quebra localizada da fina camada de proteção devido à alta concentração da solução em regiões de microestrutura empobrecidas de elementos de liga responsáveis pela formação desta camada protetora. Uma vez formada a corrosão por pites nas soldas de aços inoxidáveis, ela age como um ânodo suportado relativamente pelas grandes regiões catódicas. A corrosão por pite ocorre quando a combinação de material / solução atinja um potencial que exceda um valor crítico, conhecido como o pite potencial. Pites desenvolvem-se mais facilmente em materiais metalurgicamente heterogêneos. Por exemplo, quando o aço inoxidável austenítico é aquecido a temperaturas de sensibilização (temperatura entre 400°C e 900°C), a região empobrecida de cromo devido à formação de carbonetos de cromo é sujeita a pite. Pites também podem iniciar nas interfaces austenita-ferrita em soldas de metal de adição de aços inoxidáveis. Usualmente utiliza-se uma forma teórica para comparar a resistência à corrosão por pites de vários tipos de aços inoxidáveis, com base em suas composições químicas, conhecida pelo número de resistência à corrosão por pites descrito pela sigla PRE (do termo em inglês "Pitting Resistance Equivalent"). O "PRE" é utilizado para a classificação e comparação entre os diferentes graus e tipos de aços inoxidáveis, mas não pode ser usada para prever se um determinado grau será adequado para uma dada aplicação em que a corrosão por pitting pode

constituir um perigo. A fórmula a seguir expressa essa relação para cálculo do PRE:

$$PRE = Cr + 3,3Mo + 16N$$

Onde:

PRE = resistência à corrosão por pites;

Cr = porcentagem de cromo em peso na composição química;

Mo = porcentagem de molibdênio em peso na composição química;

N = porcentagem de nitrogênio em peso na composição química;

A corrosão sob tensão na solda é devido a combinação apropriada de três fatores: regime de tensões, meios corrosivos e microestrutura susceptível à trinca. Como a solda é uma região de microestrutura heterogênea e normalmente carregada sob tensões a níveis próximos dos limites de escoamento do metal base, torna-se mais susceptível a trinca quando em meios corrosivos, pois estas regiões heterogêneas empobrecidas da microestrutura quando carregadas sob regime de tensões tendem a iniciar localizadamente trincas e estas atuam como pequenos pontos de início de corrosão devido ao meio corrosivo. Nestas regiões dá-se o início de corrosão por pites, ou seja, a trinca atua como uma região anódica. As soldagens de aços inoxidáveis austeníticos que contêm maior parcela de ferrita em sua estrutura tendem a reduzir esta susceptibilidade à trinca [3]. Ainda segundo Wahid, **ASM** [3]. a redução da energia de soldagem pela diminuição do depósito de solda tende a reduzir a tensão residual contribuindo para melhorar a susceptibilidade de trinca por corrosão sob tensão.

A corrosão intergranular na solda de aços inoxidáveis é devido à formação de zonas sensitizadas quando em meio corrosivo, ou seja, zonas onde a microestrutura esta empobrecida de cromo capaz de formar a camada passiva de proteção. Isto normalmente ocorre na ZAC (zona afetada pelo calor), pois essa região sofre grande influência do resfriamento, que dependendo da taxa de resfriamento na temperatura de sensitização (temperatura entre 400°C e 900°C), formará precipitados de carboneto de cromo retirando o cromo necessário a formação da camada protetora e isto contribuirá para formação da corrosão entre os grãos da microestrutura.

A corrosão por trinca de hidrogênio é devido à presença de três fatores em aços: regime de tensões, meios corrosivos e ZAC ou solda susceptível a fragilização por hidrogênio. A susceptibilidade da microestrutura trincar a frio está relacionada a solubilidade do hidrogênio e a possibilidade de supersaturação segundo Wahid, **ASM [3]**. A austenita que tem maior solubilidade por hidrogênio torna-se menos susceptível a trinca a frio, enquanto a martensita que tem menor solubilidade por hidrogênio torna-se mais susceptível a trinca a frio e, desta forma, quando o resfriamento é rápido a transformação austenita-martensita satura a microestrutura martensitica em hidrogênio tornando-a susceptível a trinca a frio por hidrogênio.

2.5.2 TIPOS DE REVESTIMENTOS POR SOLDAGEM.

Existem vários tipos de revestimentos aplicados na soldagem e eles são descritos **[3]** em função de sua utilização podendo ser: revestimentos duro,

revestimentos de reconstrução, revestimentos clades e revestimentos de interface metalúrgica.

O revestimento duro (do termo em inglês "hardfacing") é a forma de revestir um material com a finalidade de reduzir o desgaste à abrasão, ao impacto, à erosão, à adesão e à cavitação. Este tipo de revestimento pode ser depositado por processos de soldagem por oxi-gás, a arco elétrico, a laser e a aspersão térmica.

O revestimento de reconstrução (do termo em inglês "build up") é a forma de revestir um material com a finalidade de restaurar a dimensão original da superfície. O processo de deposição normalmente empregado é por arco elétrico.

O revestimento clade (do termo em inglês "cladding") é a forma de revestir um material com uma camada relativamente fina com o propósito de melhorar a resistência à corrosão de uma superfície. Este tipo de revestimento pode ser empregado por processos de soldagem como arco elétrico, por explosão, por laminação e por vácuo.

O revestimento de interface metalúrgico mais conhecido por amanteigamento (do termo em inglês "buttering") é a forma de depositar uma ou mais camadas de material e difere-se do revestimento de reconstrução pelo fato de atingir uma propriedade metalúrgica específica. Normalmente é empregado em juntas de material dissimilar. Pode ser empregado por processos a arco elétrico.

Neste presente trabalho serão utilizados dois tipos de revestimentos: o revestimento de interface metalúrgica e o revestimento por cladeamento.

2.5.3 GEOMETRIA DO CORDÃO DE SOLDA.

No processo de soldagem de revestimento a geometria do cordão de solda assume importante fator em relação às aplicações de soldagem em geral, pois no processo de revestimento são desejáveis grandes larguras do cordão, altos reforços, baixas penetrações e baixos percentuais de diluição, ao contrário das aplicações convencionais onde grandes penetrações são importantes para garantir a resistência mecânica da junta soldada.

A figura 2.16 demonstra estas características geométricas desejáveis em processos de revestimentos. Onde W, R e P correspondem a largura do cordão, altura do cordão e profundidade de penetração do cordão respectivamente.

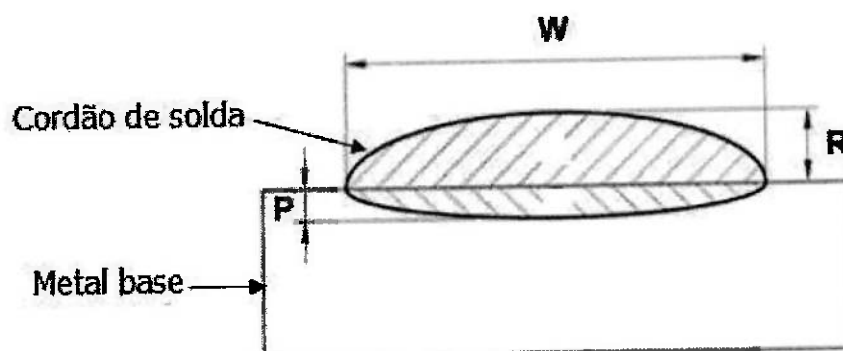


Figura 2.16 – Geometria do cordão de solda para revestimentos.

Este perfil geométrico característico é fator fundamental para que o processo permita recobrir a maior área possível com o menor número de passes, resultando em economias significativas de custos de materiais e de mão de obra, bem como, redução de tempo de fabricação das peças.

Desta maneira, na soldagem de revestimento, o maior desafio é o alcance dos parâmetros do processo adequados para que o material depositado

tenha a geometria capaz de fornecer as propriedades mecânicas e metalúrgicas desejadas.

2.5.4 DILUIÇÃO SIMPLES.

A diluição é um fator importante na soldagem de revestimentos principalmente quando temos a soldagem de materiais diferentes, ou seja, aumento ou diminuição da diluição fará maior ou menor difusão entre os elementos presentes na composição química de suas ligas e por consequência influenciará nas propriedades mecânicas e metalúrgicas da solda.

A diluição simples de um cordão pode ser definida como a relação de porcentagem entre a área de penetração do cordão de solda no metal base dividido pela área total da seção transversal do reforço do cordão de solda mais a área da penetração do cordão. A fórmula a seguir expressa essa relação:

$$\% D = B / ((A + B)) \times 100$$

Onde:

D = porcentagem de diluição;

A = área da seção transversal do reforço do cordão de solda;

B = área da seção transversal da penetração do cordão de solda;

A figura 2.17a demonstra esta relação para obtenção da diluição.

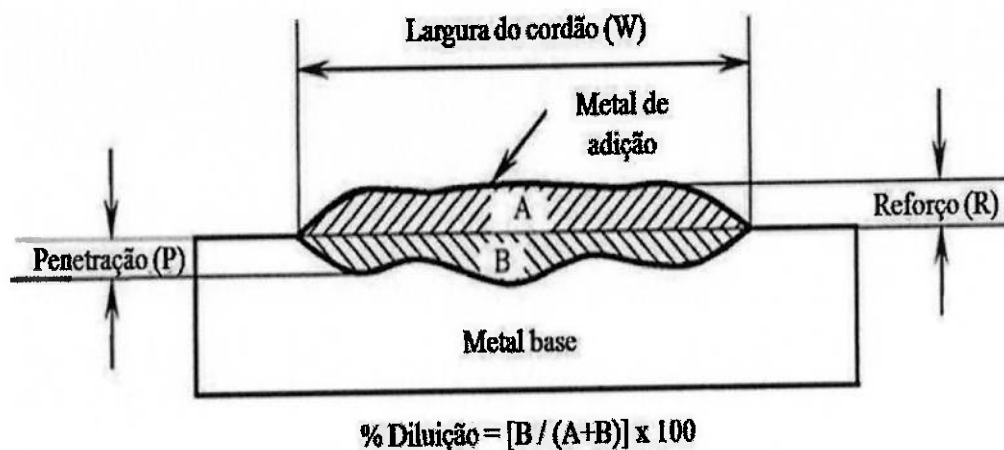


Figura 2.17a – Esquema representativo para cálculo da diluição na soldagem.

Desta relação podemos observar que o aumento da penetração provoca o aumento da área de penetração aumentando a porcentagem de diluição e para certas aplicações isto pode ser indesejável. Para o caso de controle de ferrita em soldas de revestimentos de aços inoxidáveis austeníticos em aços carbono, maior diluição tende a difundir maior porcentagem de carbono e outros elementos de liga no cordão de solda o que contribui para a formação de estrutura ferrítica e isto acaba sendo indesejável para aplicações que requerem maior resistência a corrosão.

2.5.5 DILUIÇÃO COM SOBREPOSIÇÃO DE PASSES.

A medida da sobreposição de passes de cordões de solda pode ser definida como a relação de porcentagem entre largura do cordão menos a distância entre os passes de solda divididos pela largura do cordão. A fórmula a seguir expressa essa relação:

$$\% Sb = ((a - b) / a) \times 100$$

Onde:

Sb = porcentagem de sobreposição dos cordões de solda;

a = largura do cordão de solda antes do próximo cordão;

b = distância entre cada passe;

A figura 2.17b extraída de **ASME IX [25]** demonstra esta relação para cálculo da sobreposição de passes.

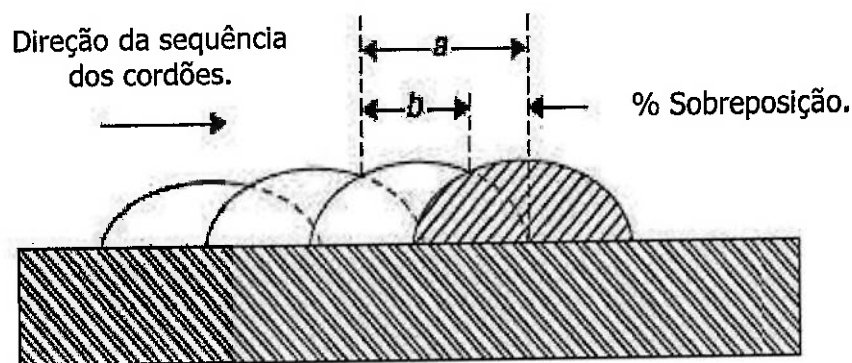


Figura 2.17b – Representação para cálculo da sobreposição de passes. Fonte: ASME IX [25].

Para **V. Kumar [26]** a diluição na sobreposição de passes é definida como a alteração da composição do metal de solda causada pela mistura do metal de base e o metal de solda depositado anteriormente. Isso ocorre porque apenas uma parte da região catódica (para o caso de polaridade reversa) atinge diretamente o metal de base e a outra parcela da região catódica atinge o cordão de solda depositado anteriormente. Assim como na diluição simples, seu cálculo é dado pela relação de porcentagem entre a área de penetração do cordão de solda no metal base pela área total da seção transversal do reforço

do cordão de solda mais a área da penetração do cordão. A figura 2.17c e d demonstram a diluição na sobreposição de passes.



Figura 2.17c – Representação da diluição na sobreposição de passes na primeira camada.

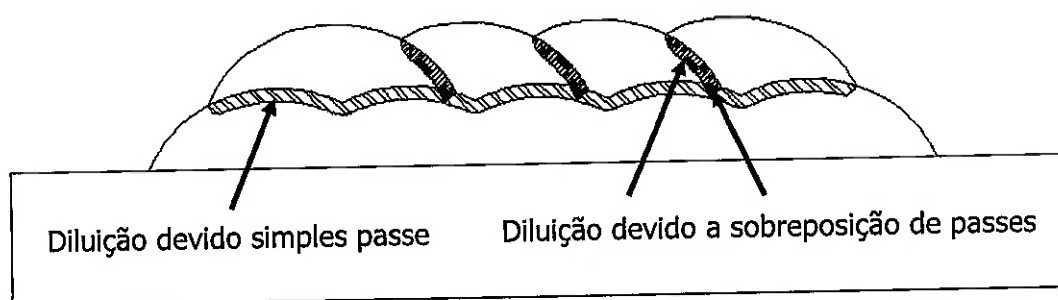


Figura 2.17d – Representação da diluição na sobreposição de passes na segunda camada.

2.5.6 PROCESSOS DE REVESTIMENTOS EM SOLDAGEM.

O processo de revestimento assume grande importância no custo de um determinado produto e em sua escolha devem ser considerados fatores técnicos como dimensões físicas da peça, propriedades metalúrgicas do metal de base e da liga do revestimento, habilidade do soldador, bem como, os fatores econômicos envolvidos no processo.

Os principais processos de aplicação de revestimentos são: por explosão (EXW); por laminação (roll bending); a vácuo (vacuum brazing), a oxi-gás (oxy-fuel gás), aspersão térmica (TSC), laser (laser) e a arco elétrico.

Neste trabalho será objeto de estudo somente o processo de revestimento a arco elétrico pelo método de soldagem com arame tubular (FCAW).

2.6 PROCESSO DE SOLDAGEM COM ARAME TUBULAR.

O processo de soldagem a arco elétrico é um processo no qual requer que o arco elétrico seja estabelecido entre o eletrodo e a peça a fim de produzir calor suficiente para a fusão do metal de base, ou seja, é um processo no qual utiliza o calor gerado pelo arco elétrico para promover a fusão de um material.

Este processo, segundo **Houldcroft apud Brandi [27]**, deve preencher os seguintes requisitos:

- Gerar uma quantidade de energia capaz de unir dois materiais, similares ou não;
- Remover as contaminações das superfícies a serem unidas;
- Evitar que o ar atmosférico contamine a região durante a soldagem;
- Propiciar o controle da transformação de fase, para que a solda alcance as propriedades desejadas, sejam elas físicas, químicas ou mecânicas.

No processo de soldagem com arame tubular, também conhecido pela sigla FCAW (abreviação do termo em inglês Flux Cored Arc Welding), o calor gerado pelo arco elétrico mantido entre a peça e um eletrodo nu consumível,

alimentado continuamente, promove a fusão destes e, desta forma, têm-se a soldagem por arame tubular.

O fluxo contido dentro do eletrodo possui a função de proteger a poça de fusão da atmosfera, melhorando as reações químicas entre os elementos e o formato da solda. Caso necessário uma maior proteção pode ser adicionado gás através do bocal.

Devido a isto, segundo **Marques [28]**, existem duas variações básicas do processo de soldagem com arames tubulares, uma em que toda a proteção necessária é gerada pelo próprio fluxo contido no eletrodo, chamada de arame autoprotegido e outra em que a proteção é complementada por uma nuvem de gás.

As figuras 2.18 e 2.19 traduzidas do **Welding Skills [29]**, demonstram estas duas variações de processo.

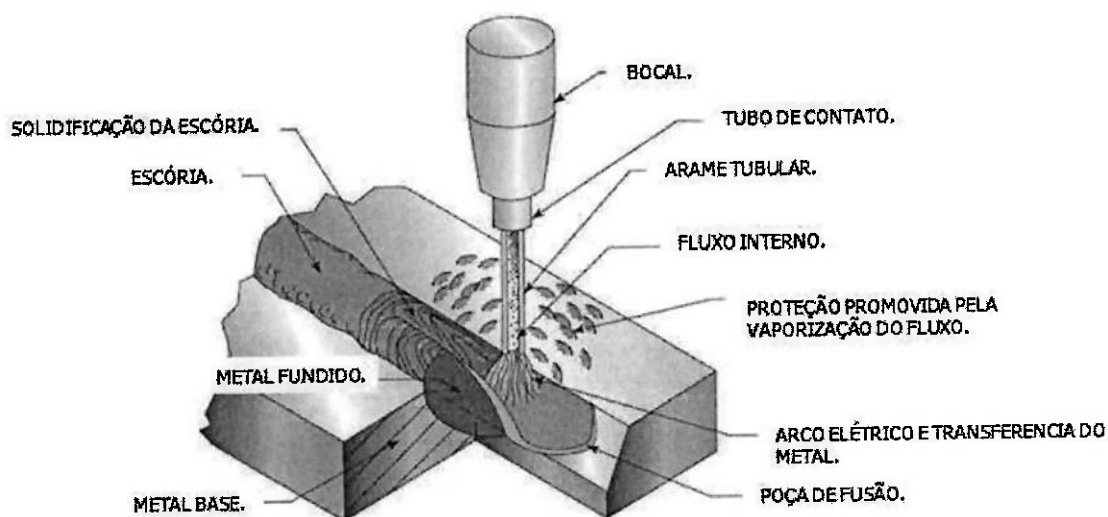


Figura 2.18 – Processo FCAW sem proteção de gás adicional. Fonte: Welding Skills [29].

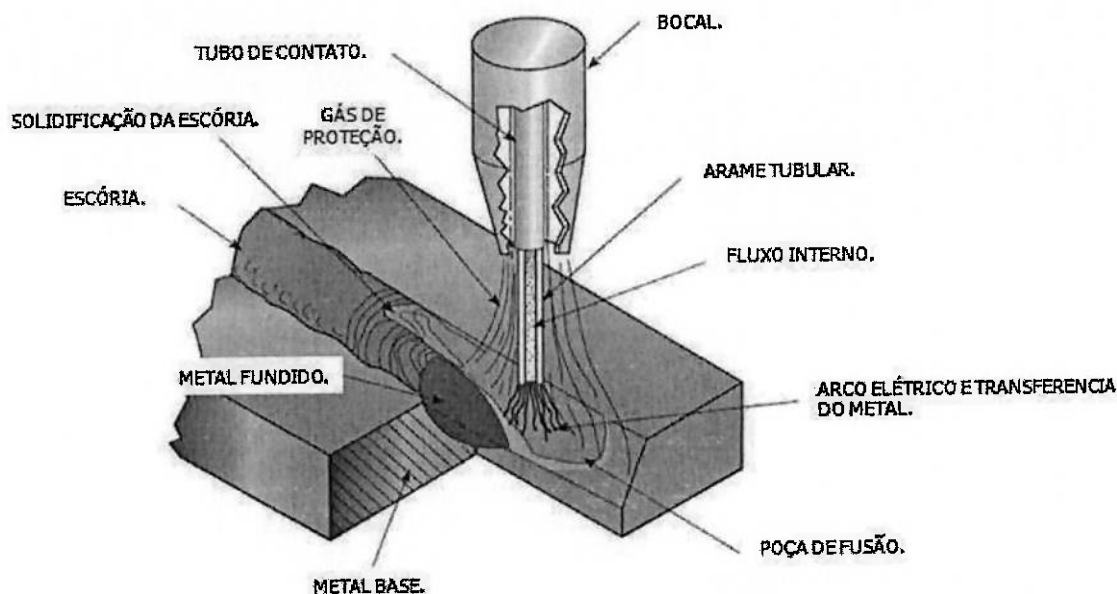


Figura 2.19 – Processo FCAW com proteção de gás adicionada. Fonte: Welding Skills [29].

O processo com arame autoprotegido é aplicado principalmente em soldas de campo, sendo o processo com adição de gás de proteção mais usualmente utilizado nas indústrias.

A contaminação da poça de fusão pela atmosfera ocorre no intervalo do arco e antes da solidificação, sendo o oxigênio e o nitrogênio os maiores contaminadores presentes no ar. A adição de fluxo e elementos formadores de gás no núcleo do eletrodo reduz ou mesmo elimina estes efeitos de contaminações pelo ar atmosférico. Além desta função podemos acrescentar elementos de liga para melhorar as propriedades físicas e mecânicas da solda.

Este processo cresceu rapidamente devido a diversos fatores como, melhoria nos fluxos de proteção, diminuição dos diâmetros dos eletrodos, melhoria dos equipamentos e sistemas de alimentação do eletrodo, aumento na diversidade dos tipos de “pistolas” e adição de controles eletrônicos nas máquinas.

Seu princípio de funcionamento pode ser descrito como sendo de tensão constante (ajustável pelo operador), corrente variando com a velocidade do arame depositado.

2.6.1 TIPOS DE TRANSFERÊNCIA METÁLICA.

A transferência metálica na soldagem por arco elétrico tem sido estudada como forma de aperfeiçoamento dos processos de soldagem. O comportamento da solda, a estabilidade do arco, a posição de soldagem, penetração, o ciclo térmico e os custos na soldagem são aspectos relacionados com a transferência metálica.

Segundo relatado pelo **Instituto Internacional de Soldagem (IIW)** [30] a transferência metálica pode assumir três grupos de classificação e são elas: transferência por “voo livre”, transferência por contato e transferência protegida pela escória.

A transferência por “voo livre” é relatada pela passagem de uma gota através do arco sem nenhum contato elétrico ou mecânico com a poça de fusão. Neste modo de transferência por “voo livre” tem-se os seguintes sub-grupos: transferência globular, transferência por pulverização e transferência por explosão.

A transferência globular é descrita como a transferência por glóbulos com diâmetro próximo ao eletrodo nu, ou alma do eletrodo e que podem ser transferidos por gotas ou por repulsão. A transferência globular por gotas é descrita pela ação do peso e da tensão superficial entre a gota e o metal de

adição. A transferência globular por repulsão é descrita como uma força de repulsão da gota que destaca e desvia a trajetória até a poça quando o arco elétrico é formado na presença do gás de proteção CO_2 .

A transferência por pulverização é descrita como a transferência por gotas pequenas, menores que o próprio eletrodo nu, ou alma do eletrodo. A transferência por pulverização axial é descrita pela formação do jato de pequenas gotas de metal líquido na direção do eixo do metal de adição devido às forças eletromagnéticas, mecânicas e o arraste devido ao plasma. A transferência por pulverização rotacional é descrita pela formação do jato de pequenas gotas de metal líquido na direção radial da poça de fusão devido à ação do campo eletromagnético que provoca um efeito torsional. A transferência por pulverização projetada é descrita pela ação do peso e da força eletromagnética em projeção a poça de fusão.

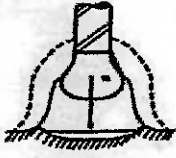
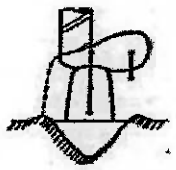
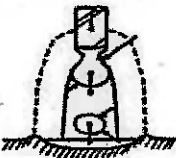
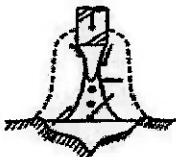

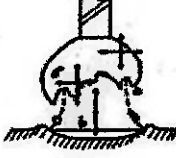
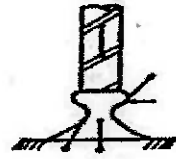
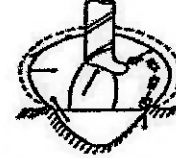
A transferência por explosão é descrito como pequenas gotas não uniformes que são formadas pela explosão de uma gota maior devido a formação de uma bolha de gás no interior desta gota maior.

A transferência por contato é relatada como sendo por um contato entre a extremidade fundida do metal de adição e a poça de fusão. A transferência metálica de contato por curto-circuito é descrito na obra de **Brandi [18]** como o destacamento da gota pela ação de forças eletromagnéticas e a tensão superficial da poça de fusão gerada pelo curto-circuito entre a extremidade fundida do metal de adição e a poça de fusão.

A transferência protegida pela escória é caracterizada quando a utilização de um fluxo granulado faz a proteção gasosa e assim quando a gota adere ao fluxo fundido é guiada por este até a poça de fusão.

A tabela 2.23 adaptada de **[30]** e **[31]** demonstra estes diversos modos de transferência metálica.

Tabela 2.23 – Transferência metálica na soldagem a arco elétrico. Fonte: Instituto Internacional de Soldagem (IIW) [30] e Brandi [31] .

Transferência metálica na soldagem a arco elétrico.				
Designação do modo de transferência metálica			Esquema	Exemplos de processo de soldagem
Voo livre	Globular	Por gotas		MIG/MAG com densidade de corrente baixa.
		Por repulsão		MAG com 100% CO ₂ .
	Pulverização	Por projeção		MIG/MAG com densidade de corrente intermediária, MIG pulsado.
		Axial		MIG/MAG com densidade de corrente maior.
		Rotacional		MIG/MAG com densidade de corrente elevada, MIG Plasma.
	Explosão	--		Eletrodo revestido, MAG com CO ₂ .
Contato	Curto-circuito	--		MAG com arco curto.
Protegida pela escória	Guiada pela parede	--		Soldagem a arco-submerso.

Embora o Instituto Internacional de Soldagem (IIW) [30] liste oito modos de transferência metálica distintas, [3] os modos habitualmente utilizados na prática de soldagem nos Estados Unidos da América são: "globular", "spray", "streaming", "rotating" and "short-circuit". Os termos do modo "globular por gotas" e "globular por repulsão" usado pelo IIW são muitas vezes referida como "globular". O termo do modo "pulverização por projeção" é geralmente referido como "spray". O termo "streaming" refere-se ao modo "pulverização axial". O termo "rotating" refere-se ao modo "pulverização rotacional" e o termo "short-circuit" refere-se ao modo "curto-circuito".

2.6.1.1 TIPOS DE TRANSFERÊNCIA METÁLICA NO PROCESSO COM ARAME TUBULAR.

A transferência metálica na soldagem com arames tubulares pode ser dividido basicamente em 4 tipos.

A) Transferência globular.

Neste modo de transferência metálica o metal é transferido por glóbulos com diâmetro próximo ao eletrodo nu, ou alma do eletrodo. A gota que se forma na ponta do eletrodo nu viaja através do arco, para somente depois tocar a poça de fusão, daí resultando a dificuldade em soldar fora da posição. A quantidade de calor colocada na peça a ser soldada tem um valor intermediário, comparando com outros modos de transferência. Este tipo pode gerar falta de fusão e/ou reforço do cordão de solda excessivo [18].

A figura 2.20 extraída [18] demonstra a variação da tensão e corrente de soldagem durante a transferência metálica globular.

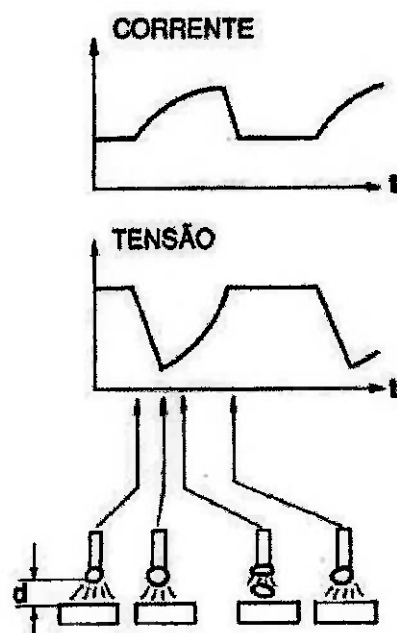


Figura 2.20 – Esquema do modo de transferência globular. Fonte: Brandi [18].

B) Transferência por curto-circuito.

Neste modo de transferência metálica o metal é transferido por contato direto entre o eletrodo e a poça de fusão através de uma gota. A gota é puxada para a poça de fusão pela tensão superficial desta e, por isso, este modo de transferência é adequado para todas as posições. A quantidade de calor colocada na peça é bem menor que a da transferência globular, sendo assim recomendada para soldar chapas finas. A penetração não é muito grande e existe problema de respingo e instabilidade do arco [18].

A figura 2.21 extraída [18]. demonstra a variação da tensão e corrente de soldagem durante a transferência metálica por curto-circuito.

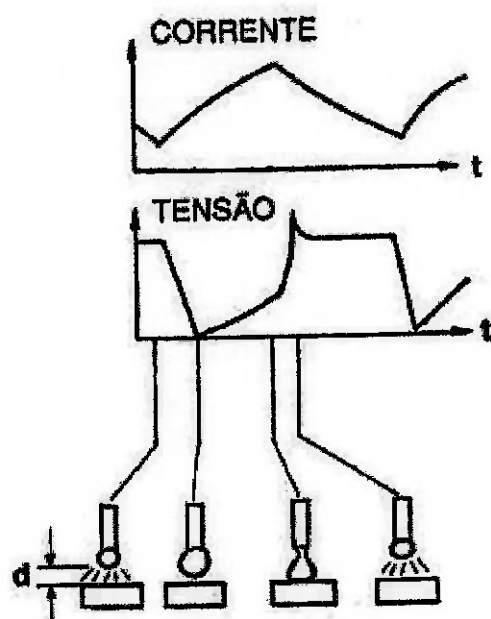


Figura 2.21 – Esquema do modo de transferência por curto-circuito. Fonte: Brandi [18].

C) Transferência por pulverização.

Neste modo de transferência metálica o metal é transferido por gotas pequenas, bem menores que o próprio eletrodo nu, ou alma do eletrodo e é axialmente direcionada. A quantidade de calor colocada na peça para a solda é bastante elevada, sendo esse modo de transferência adequado para soldar chapas grossas. A penetração é bem elevada e o arco é bastante suave [18].

A figura 2.22 extraída [18] demonstra a variação da tensão e corrente de soldagem durante a transferência metálica por pulverização axial notando-se a menos de pequenas variações, a tensão e corrente são constantes.

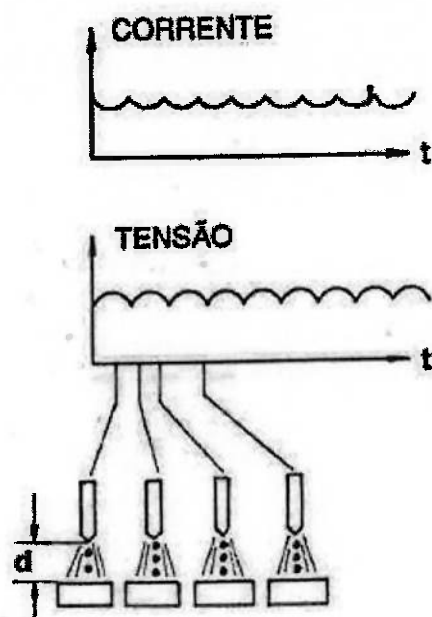


Figura 2.22 – Esquema do modo de transferência por pulverização axial.
Fonte: Brandi [18].

D) Transferência com arco pulsado.

Neste modo de transferência metálica assim como no modo de transferência por pulverização, o metal é transferido por gotas pequenas. O equipamento de soldagem gera dois níveis de corrente, sendo no primeiro, a corrente de base (I_b) é tão baixa que não há transferência e somente o início da fusão do arame iniciando assim a formação da gota. No segundo nível de corrente, a corrente de pico (I_p) é superior à corrente de transição globular/pulverização (I_t), ocasionando a transferência de uma única gota por pulso de corrente. Com isso consegue-se uma transferência com característica de pulverização, porém com uma corrente média bem menor. A quantidade de calor colocada na peça é menor que a da pulverização axial convencional e assim solda-se espessuras bem menores e consegue-se soldar em todas as posições [18].

A figura 2.23 extraída [18] demonstra este tipo de modo de transferência metálica.

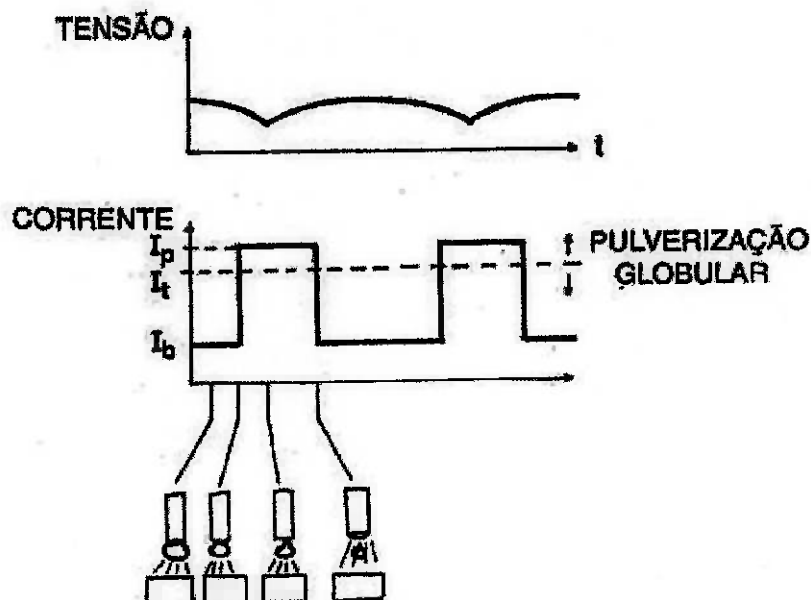


Figura 2.23 – Esquema do modo de transferência por arco pulsado. Fonte: Brandi [18].

A determinação do tipo de transferência metálica pode ser dado por diversos fatores como pela geometria do eletrodo nu (diâmetro), sua composição, tipo de gás protetor, corrente e tensão de soldagem, comprimento do arco entre outros.

2.6.2 PROTEÇÃO GASOSA NO PROCESSO COM ARAME TUBULAR.

Na soldagem a arco elétrico com o processo arame tubular (FCAW) na qual requer a adição de gás de proteção, além da sua função principal de proteção da atmosfera de soldagem, pode assumir outra função secundária

como a estabilização do arco, controle da transferência metálica e melhora das propriedades mecânicas e metalúrgicas da solda.

A eficiência da proteção depende da capacidade do sistema excluir os gases nocivos da atmosfera na região do arco, poça de fusão e das gotas em transferências e pode ser influenciada pelo tipo de gás, vazão, configuração do bocal e configuração da junta.

A vazão em grandes quantidades pode provocar turbulência diminuindo a proteção e assim possibilitando a inclusão de elementos contaminantes. Vazões pequenas pode provocar falta de proteção. A vazão adequada depende da distância existente entre a tocha e a poça de fusão, da posição de soldagem, do tipo de gás e da circulação de ar no local de trabalho.

Segundo **Scotti [32]** a configuração da junta exerce grande influência na proteção gasosa e pode ser demonstrada conforme a figura 2.24 extraída de sua obra **[32]**.

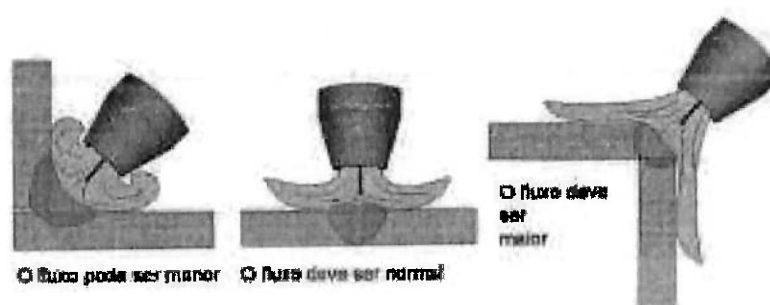


Figura 2.24 – Influência da configuração da junta na regulação da vazão do gás de proteção. Fonte: Scotti **[32]**.

Para vazões maiores são necessários bocais com diâmetro maior.

2.6.3 CONSUMÍVEIS DE SOLDAGEM PARA O PROCESSO COM ARAME TUBULAR.

O termo consumível de soldagem é empregado na soldagem como sendo para os produtos que são consumidos durante a execução de uma soldagem. Por exemplo, na soldagem manual com eletrodos revestidos é o eletrodo empregado, e na soldagem por arco submerso são o arame e o fluxo. Na soldagem com gás de proteção inclui o gás de proteção e o arame. Também se incluem bocais, peças de reserva e a energia elétrica empregada na soldagem. Entretanto, usualmente o termo fica restrito aos itens controladores ou influentes nas propriedades mecânicas e na qualidade metalúrgica da junta soldada.

Neste trabalho será relatado o arame e o gás de proteção como sendo os consumíveis de soldagem no processo FCAW.

2.6.3.1 GASES DE PROTEÇÃO.

Para determinar o gás de proteção ideal em determinado processo deve-se levar em conta suas propriedades físico-químicas e do metal de base.

Uma propriedade importante que deve ser levada em conta é sua densidade relativa em relação ao meio ambiente, ou seja, quando o gás é mais denso do que o ar atmosférico possui maior facilidade de proteger a solda na posição plana. Um exemplo disto é a comparação do ar atmosférico com o Argônio e o Hélio. Neste caso o Argônio por ser mais pesado que o ar

atmosférico e requer menor vazão se comparado com o Hélio para soldas na posição plana. Isto inverte quando as soldas são feitas na posição sobre cabeça.

Outra propriedade importante nos gases de proteção é o potencial de ionização, ou seja, é a energia necessária para ionizar o gás e assim conduzir eletricidade e isso influenciará a abertura e estabilidade do arco. Desta forma, o Argônio que possui baixo potencial de ionização apresenta maior facilidade de abertura e estabilidade se comparada ao Hélio que possui maior potencial de ionização. Se compararmos para um mesmo comprimento do arco na mesma corrente de soldagem, a tensão será maior para o gás Hélio quando comparado ao Argônio **[32]**.

A propriedade de condutividade térmica pode ser entendida como a capacidade do gás conduzir calor seja ela para o meio ou para a chapa a ser soldada. A alta capacidade de troca de calor de gases como o Hélio, Dióxido de Carbono (CO_2) e H_2 favorecem a fusão (zona fundida maior). A baixa condutividade térmica do Argônio favorece a formação do cálice em seus cordões. Quanto maior a capacidade de troca térmica maior a tensão do arco **[32]**.

A propriedade de oxidação do gás de proteção interfere tanto no desempenho quanto na propriedade do metal depositado. Argônio e Hélio são completamente não reativos ou inertes e por esta maneira não afetam diretamente o cordão de solda. O Dióxido de carbono (CO_2) e Oxigênio são ativos e, por isso, reagem com os elementos contidos no arame tubular como no metal base e provocam escória na superfície do cordão de solda. Além da reatividade com o consumível e metal de base, os gases ativos favorecem a

estabilidade do arco em materiais menos reativos como aços carbono e aços inoxidáveis [32]. Segundo **ASM** [3], gases ativos interferem no modo de transferência metálica, pois provocam diminuição no tamanho da gota e aumento do número de gotas por unidade de tempo.

O potencial de oxidação do gás de proteção também afeta o formato do cordão de solda, pois interfere na tensão superficial entre o metal fundido e o meio em sua volta (molhabilidade). Gases com baixo potencial de oxidação reduzem a molhabilidade e favorecem a produção de cordões irregulares e convexos. Nos modos de transferência metálica com arame tubular, a composição do gás é capaz de afetar o tamanho da gota e a duração do ciclo, alterando sua estabilidade.

2.6.3.1.1 TIPOS DE GASES PARA PROTEÇÃO GASOSA.

Os gases podem ser divididos em dois grupos sendo eles “ativos” ou “inertes”.

Nos casos onde o próprio gás de proteção pode ter comportamento reativo na formação da solda são classificados como ativos. Em alguns casos mistura de gases ativos podem ser utilizados para cumprir com esta função.

Os gases inertes são aqueles que não reagem quimicamente com o metal de solda.

Os gases de proteção podem ser de um único tipo de gás (puro) ou de mistura de gases[17].

A norma **AWS A5.32 [17]** identifica os componentes individuais dos gases como:

A = Argônio;

C = CO₂ (Dióxido de Carbono);

He = Hélio;

H = Hidrogênio;

N = Nitrogênio;

O = Oxigênio.

Sua classificação pode ser descrita pelo seguinte sistema:

a) Gás Puro

Designa-se com as letras "SG – B", onde a sigla "SG" significa gás de proteção (do termo em inglês Shielding Gas), e a sigla "B" significa o tipo de gás.

b) Mistura de Gases

Designa-se da mesma forma que o gás puro, porém com o acréscimo do gás de menor quantidade seguido de sua porcentagem, ou seja, SG – B X - % para 2 gases, SG – B X Y - %/% para 3 gases e SG – B X Y Z - %/%/% para 4 gases, onde a sigla "SG" significa gás de proteção (do termo em inglês Shielding Gas), a sigla "B" significa o tipo de gás principal, a sigla "X" significa o segundo gás da mistura, a sigla "Y" e "Z" significam o terceiro e quarto gás quando houver na mistura, e a símbolo "%" significa a porcentagem do menor gás na mistura.

A seguir as classificações AWS **[17]** para as misturas típicas e seus respectivos gases de proteção:

- SG-AC-25 = 75% Argônio + 25% CO₂.
- SG-AO-2 = 98% Argônio + 2% Oxigênio.
- SG-AHe-10 = 90% Argônio + 10% Hélio.
- SG-AH-5 = 95% Argônio + 5% Hidrogênio.
- SG-HeA-25 = 75% Hélio + 25% Argônio.
- SG-HeAC-7.5/2.5 = 90% Hélio + 7.5% Argônio + 2.5% CO₂.
- SG-ACO-8/2 = 90% Argônio + 8% CO₂ + 2% Oxigênio.
- SG-A-G = Especial Argônio + Mistura.

Segundo a AWS há uma tolerância de +/-10% para o gás de menor teor.

O tipo de gás de proteção a ser utilizado em uma junta depende de diversos fatores que envolvem materiais e processos de soldagem. Os principais tipos de gases e misturas de gases utilizados no processo FCAW serão descritos a seguir.

Argônio, representado pelo símbolo Ar é um gás inerte, incolor, inodoro e não tóxico, por isso, não reage com o material do eletrodo depositado. Possui densidade maior que o ar atmosférico sendo eficiente para soldagem na condição plana. Devido ao seu baixo potencial de ionização, promove um arco estável e de fácil abertura. Possui baixa condutividade de calor promovendo o desenvolvimento de transferência metálica do tipo "pulverização axial". É utilizado quando se requer controle de distorção. O Argônio com baixíssimo teor de impurezas é utilizado para soldagem de materiais não ferrosos e reativos (ligas de alumínio, de cobre, de níquel, de magnésio e de titânio).

Hélio, representado pelo símbolo He é inerte e não reage com o material do eletrodo depositado. Possui densidade menor que o ar atmosférico sendo eficiente para soldagem na condição sobre cabeça. Sua extração é proveniente de minas existentes em poucos países o que lhe confere custo maior em comparação ao argônio. Normalmente seu uso é combinado com Argônio ou mesmo misturas de Argônio com o intuito de minimizar o custo. Puro ou em grande percentual não permite o modo de transferência goticular, prevalecendo o modo curto-circuito. Devido sua alta condutividade de calor e alto poder de ionização aumenta o calor transferido para o metal base, melhorando a característica de penetração do cordão de solda e também grandes velocidades de soldagem. O perfil de penetração resultante da utilização deste gás é do tipo prato fundo (arredondado e baixa razão penetração versus largura).

Oxigênio, representado pelo símbolo "O", combina-se com a maioria dos elementos exceto gases inertes e desta forma sua utilização como gás de proteção não é usual. Sua principal função quando adicionado em pequenas quantidades em misturas binárias ou mesmo ternárias, é melhorar a estabilidade do arco e diminuir a tensão superficial da gota e da poça de fusão. A redução da tensão superficial favorece a formação de pequenas gotas durante a transferência e a redução de respingos. Esta propriedade de molhabilidade diminui a tendência de formar maiores ângulos de reforços de solda reduzindo assim a concentração de tensão.

Dióxido de carbono, representado pelo símbolo CO₂, é considerado um gás reativo. Este gás é muito empregado na soldagem por processo FCAW em misturas binárias e mesmo ternárias. Puramente é recomendado para soldagem

de aços de baixo carbono e aços inoxidáveis. Nunca pode ser utilizado em materiais reativos. A alta capacidade de troca de calor e sua energia liberada na recombinação e dissociação de seus componentes (CO redutor + O oxidante), faz transferir mais calor para o metal base, quando comparado com o Argônio puro. Possui um comportamento similar ao Hélio em relação à forma do cordão. Quando adicionado à mistura contendo Argônio melhora a estabilidade do arco e a molhabilidade da poça de fusão, bem como aumenta a penetração. Uma maior tensão superficial favorece a transferência por curto-circuito, mas dificulta a soldagem goticular. Embora a transferência por curto-circuito seja facilitada, o aumento dos respingos, fumos, irregularidade no acabamento e oxidação do cordão são problemas frequentes.

Nitrogênio, representado pelo símbolo N_2 , é um gás inerte a baixas temperaturas e, apesar disto, reage com alguns materiais como Alumínio, Magnésio, Aço e Titânio. Usualmente não é utilizado como principal elemento da mistura de gás de proteção no processo FCAW. Conforme relatado por Scotti [32], em pequenas quantidades (menor que 3%) é utilizado em misturas especiais para aço inoxidável pelo fato de permitir transferência deste elemento para solda, o que é benéfico do ponto de vista metalúrgico. Pode ser utilizado com outros gases para algumas aplicações de soldagem com Cobre.

As misturas de gases são utilizadas quando se requer certas características de desempenho no processo de soldagem. As misturas podem ser combinações binárias, ternárias ou quaternárias de gases puros. A seguir será descrito as principais misturas.

Mistura de Argônio+CO₂, é a mistura mais empregada em processos de soldagem que requerem proteção gasosa inclusive o FCAW. A adição de Dióxido de carbono (CO₂) ao Argônio aumenta a estabilidade do arco quando trabalhado com metais ferrosos, melhora o desempenho do gás na soldagem por transferência metálica do modo curto-circuito e aumenta a condutividade térmica [32]. Em comparação com o Dióxido de carbono (CO₂) puro, reduz a quantidade de respingos e melhora o aspecto superficial do cordão. Segundo a **ASM [3]**, a adição de Dióxido de carbono (CO₂) ao Argônio produz resultados similares à adição de oxigênio, mas o Dióxido de carbono (CO₂) amplia a penetração do cordão. O aumento da porcentagem de Dióxido de carbono (CO₂) na mistura contribui para melhorar a molhabilidade da poça de fusão e permitir maiores velocidades de soldagem.

Mistura de Argônio+Oxigênio, esta adição de oxigênio aumenta a estabilidade do arco e a frequência de transferência das gotas, aumenta fluidez da poça de fusão pela redução da tensão superficial do metal de solda e influência na forma do cordão de solda. O Oxigênio é um gás ativo que intensifica o arco plasma, aumentando o aporte de calor, velocidade de soldagem, profundidade de fusão e a molhabilidade da poça de fusão. Adição acima de 5% promove a perda de elementos de liga e pode provocar porosidade ou oxidação excessiva na superfície do cordão. Adições menores do que 5% são recomendadas para soldagem em aço carbono e adições menores do que 2% são recomendadas para soldagem de aço inoxidável.

Mistura de Argônio+Oxigênio+CO₂, este tipo de mistura torna-se mais versátil, pois pode operar nos modos de transferência metálica por curto-

circuito, globular e pulsado. Seu emprego é para soldagem de aço carbono e aço liga [3].

Mistura de Argônio+CO₂+Hidrogênio, esta mistura é recomendada segundo a **ASM [3]** para soldagem de aço inoxidável austenítico e pode operar no modo de transferência metálica por curto-circuito ou pulsado. Devido a adição de hidrogênio seu uso em soldagem de aço carbono ou aço inoxidável martensítico pode provocar a susceptibilidade de trinca por hidrogênio. O Dióxido de carbono (CO₂) e o Hidrogênio aumentam a energia de soldagem no metal base e melhoram o aspecto do formato do cordão de solda, assim como promovem maior velocidade de soldagem.

Mistura de Argônio+He+CO₂, a adição de Hélio e o Dióxido de carbono (CO₂) aumentam a energia de soldagem no metal base promovendo melhoras na molhabilidade e fluidez da poça de fusão, bem como no formato do cordão de solda. Esta mistura apresenta com transferência metálica no modo pulsado quando a adição de Hélio e o Dióxido de carbono (CO₂) é menor que 40% e geralmente é utilizada para soldagem de aço carbono e aço baixa liga. Para esta aplicação nota-se aumento na contaminação da superfície do material base. Quando a adição de Hélio é em torno de 50 a 60%, a transferência metálica fica restrita ao modo do tipo curto-circuito e globular. Misturas contendo menos que 5% de Dióxido de carbono (CO₂) são geralmente utilizadas para soldagem de aço inoxidável sem perda de resistência a corrosão.

2.6.3.2 ARAMES TUBULARES.

Os arames tubulares apresentam duas variações básicas na sua forma, uma em que toda a proteção necessária é gerada pelo próprio fluxo contido no eletrodo, chamada de arame autoprottegido e outra em que a proteção é complementada por uma nuvem de gás.

A fabricação de arames tubulares pode ser através de fita ou fio máquina. Neste processo de fabricação a fita ou fio são conformados um conjunto de rolos até sua secção transversal possuir o perfil "U", a seguir o fluxo interno é alimentado e outro conjunto de rolos de conformação fecha sua secção e o arame tem seu diâmetro reduzido até atingir a dimensão desejada. Esta redução pode ser através da trefilação utilizando fieiras ou rolos (roller dies). Durante este processo, caso a redução da secção seja efetuada por trefilação, são utilizados lubrificantes que serão posteriormente queimados em fornos para remoção do excesso. Outros métodos de fabricação também são empregados na manufatura de arames tubulares.

A figura 2.25 extraída [3] representa, esquematicamente, o processo de fabricação de arames tubulares utilizando fita.

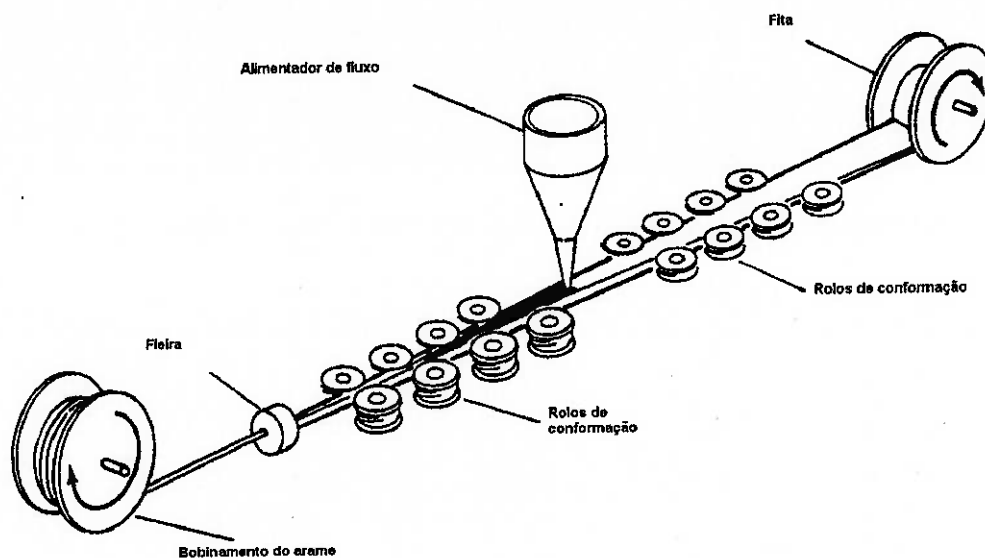


Figura 2.25 – Esquema do processo de fabricação do arame tubular. Fonte: ASM Metals Handbook [3].

Os arames tubulares podem ter diferentes tipos de seção. As mais usuais são com fechamento de topo e sobreposto (overlap). A figura 2.26 extraída [28] representa os tipos de seções mais usuais.













Tipo Nº.	Seção	Símbolo	Descrição
1			Sem costura
2			De topo
3			Sobreposto
4			Dobra simples
5			Dobra múltipla
6			Dobra dupla

Figura 2.26 – Esquema das seções dos arames tubulares. Fonte: International Institute of Welding (IIW) [30].

O percentual de fluxo no interior do arame pode variar de 15 a 50% do seu peso. Este percentual vai depender, entre outros fatores, das funções a serem desempenhadas pelo fluxo. Arames tubulares auto-protegidos possuem percentuais de fluxo consideravelmente superiores aos que utilizam proteção gasosa.

Com relação a composição do fluxo interno os arames podem ser básicos, rútilcos ou metal cored. Os básicos produzem soldas com excelentes propriedades mecânicas e baixos teores de hidrogênio, os rútilcos produzem uma soldagem "suave" e um cordão com excelente aspecto visual e os do tipo metal cored, que possuem alto percentual de pó de ferro em sua composição, produzem altas taxas de deposição e rendimento.

Com relação ao metal depositado podemos ter arames tubulares conforme sua desejável aplicação como, por exemplo, soldas de aço carbono, baixa liga, inoxidável, entre outros.

A tabela 2.24 extraída [3] representa o ingrediente do núcleo e suas principais funções.

Tabela 2.24 – Ingrediente do núcleo e suas principais funções. Fonte: ASM Metals Handbook [3].

Ingrediente do núcleo	Função						
	Formador de gás	Desoxidador	Denitrificador	Formador de escória	Controle de viscosidade	Estabilizador de arco	Ligador
Rutile (TiO ₂)				X	X		
Fluorspar (CaF ₂)				X	X		
Lime (CaCO ₃)	X			X		X	
Feldspar				X		X	
Synthetic Frits				X	X	X	
Manganês		X					X
Silício		X					X
Titânio		X	X				
Alumínio		X	X				
Cromo							X
Níquel							X
Molibdênio							X

Segundo a American Welding Society [17] os arames tubulares podem utilizar ou não proteção auxiliar de gás, sendo as normas AWS A5.20, A5.29 e A5.22 [17] que prescrevem requerimentos para a classificação de arames

tubulares com núcleo fluxado para o processo de soldagem arame tubular em aço carbono, aço liga e aço inoxidável.

2.6.3.2.1 TIPOS DE ARAMES TUBULARES PARA AÇOS INOXIDÁVEIS.

Neste presente trabalho será utilizada a classificação **AWS [17]** para os arames tubulares de aços inoxidáveis, pois são as mais comumente utilizadas entre os fabricantes de consumíveis e usuários.

A norma AWS 5.22 [17] prescreve os requerimentos para a classificação de arames tubulares de aço inoxidável para a soldagem com processo FCAW e varetas tubulares para o processo GTAW aplicada em passes de raiz. O teor de cromo destes consumíveis é no mínimo de 10,5%.

O critério empregado para a classificação dos eletrodos é:

- Análise química do metal depositado;
- O tipo de proteção;
- As posições de soldagem e tipo de corrente utilizado.

O sistema de classificação obrigatório é:

E XXX(X) TX-X

E – indica ser eletrodo;

XXX(X) – refere-se à composição química do metal depositado de acordo com a Norma AISI. Série 300 para os aços austeníticos, série 400 para os aços martensíticos. Em alguns casos é utilizada a letra L ou H, onde L significa baixo carbono (carbono menor que 0,03%), e H significa alto carbono (carbono maior

que 0,08%). Quando é aplicada a criogenia recebe a letra K como indicativo desta aplicação.

T – designa arame tubular com núcleo fluxado.

X – indica a posição de soldagem, onde:

1 – indica para soldagem em todas as posições e;

0 – indica soldagem somente para a posição plana e horizontal.

X – indica a proteção gasosa utilizada, onde:

1 – indica o Dióxido de carbono (CO_2) como o gás de proteção;

3 – indica eletrodo auto-protegido (sem adição de gás de proteção)

4 – indica a mistura Argônio/ CO_2 (75/25 ou 80/20)

5 – indica o Argônio como o gás de proteção;

G – indica acordo entre fornecedor e comprador.

A figura 2.27 traduzida da AWS 5.22 [17] exemplifica esta classificação.

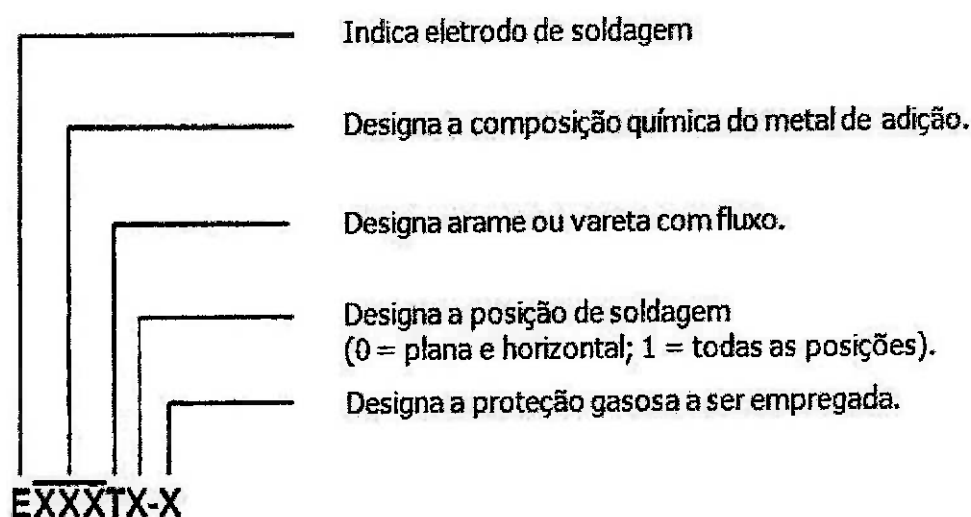


Figura 2.27 – Exemplo de classificação AWS 5.22. Fonte: AWS Welding Handbook [17].

2.6.4 EQUIPAMENTOS PARA PROCESSO COM ARAME TUBULAR.

O processo de soldagem com arame tubular utiliza sistemas de soldagem podendo ser semiautomáticos, mecanizados e completamente automatizados. Estes sistemas basicamente são compostos de fonte de energia, alimentador de arame e a pistola (também popularmente chamada de tocha). Equipamentos auxiliares dependem das variantes do processo e do grau de automação deste. Atualmente o equipamento de remoção de fumos metálicos também está sendo considerado como um equipamento auxiliar de muita importância sobre o aspecto das melhoras das condições de soldagem para o soldador.

A figura 2.28 traduzida [3] representa o esquema de um equipamento semiautomático para o processo de soldagem com arame tubular (FCAW).

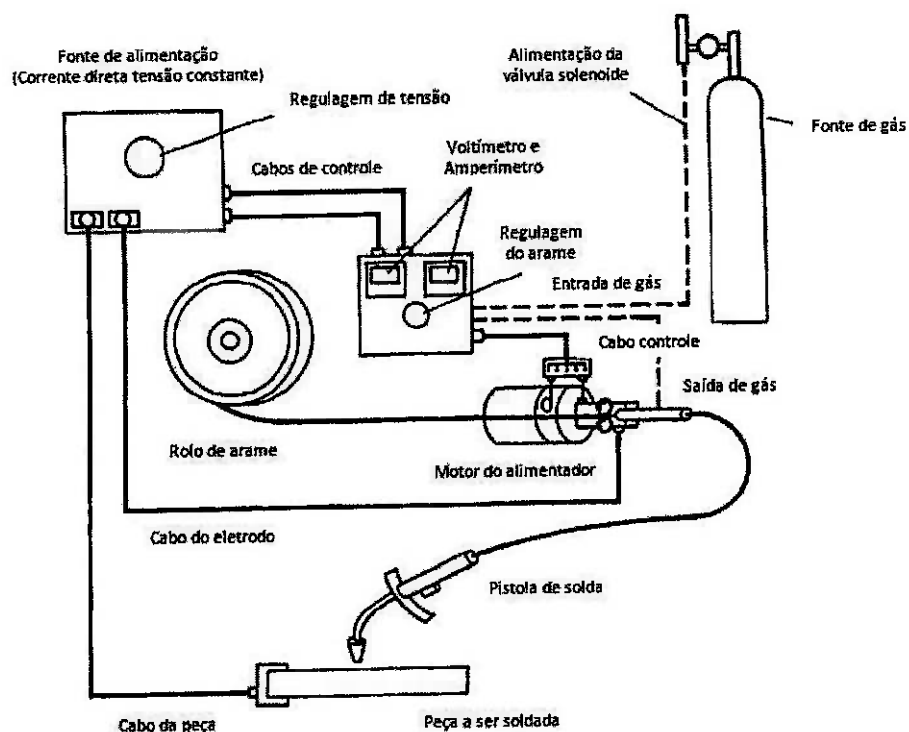


Figura 2.28 – Esquema do equipamento para soldagem com arame tubular.
Fonte: ASM Metals Handbook [3].

A máquina de solda recomendada para sistemas semiautomáticos para processos FCAW é do tipo tensão constante corrente direta (DC). A maioria das fontes utilizadas para processos semiautomáticos FCAW tem taxas de saída de corrente até 600 Amperes. Máquinas com eficiência de trabalho (refere-se ao percentual do tempo em que a máquina fica ligada com arco aberto) acima de 60% são recomendadas para uso em linhas de produção industrial [3]. Máquinas para trabalho com taxas de eficiência menores que 20% são recomendadas para serviços de manutenção ou mesmo pequenos reparos.

Máquinas de corrente constante são geralmente utilizadas quando a aplicação é no campo, onde máquinas portáteis de corrente constante utilizadas em processo de eletrodo revestido (SMAW) são as únicas disponíveis. Para tanto, é necessária adição de um alimentador de arame para tornar possível o processo com arame tubular. A desvantagem da utilização deste tipo de máquina é o fato de piorar a estabilidade do arco na comparação com a máquina de tensão constante.

O alimentador de arame para máquina de tensão constante em sistemas de soldagem FCAW é geralmente simples. Em máquinas de tensão constante, a troca da velocidade de alimentação do arame resulta na alteração da corrente. Para máquinas de corrente constante, o alimentador de arame é mais complexo, pois possui sensores de retorno da tensão para ajustar a velocidade do arame na tensão de soldagem, bem como, contadores que abrem a válvula solenoide do gás de proteção quando é dado o início da soldagem.

Um problema encontrado em alguns modelos de alimentadores de arame era o fato do arame tubular deformava-se facilmente pelo o excesso de pressão

entre as roldanas do alimentador durante sua passagem pelas mesmas e a solução que se apresenta em certos modelos de alimentador é serrilhar estas roldanas a fim de melhorar esta aderência e obter menor deformação com o máximo de eficiência na velocidade do arame, ou seja, deixar a alimentação mais constante e suave. Podemos encontrar modelos de equipamentos de alimentador de arame acionados por apenas um motor elétrico no par de roldanas (um aciona o outro é livre), bem como, por um ou dois pares de roldanas acionadas por motores elétricos. Nesta última configuração (dois pares de roldanas acionadas), a última roldana é quem promove a velocidade correta para o sistema.

A pistola de solda para este processo semiautomático de soldagem por arame tubular (FCAW) pode apresentar duas configurações sendo elas: refrigeradas a ar ou refrigeradas a água. Pistolas refrigeradas a ar são mais leves, simples para manutenção e menos volumosas fatores estes que favorecem sua utilização. Este tipo de pistola refrigerada a ar não deve ser utilizado em processos FCAW com arame auto protegido, pois elas utilizam também o fluxo do gás para serem resfriadas e uma vez não sendo possível o fluxo de gás no processo de soldagem ocasionará aquecimento excessivo das mesmas inviabilizando seu uso. Pistolas refrigeradas a água são empregadas quando a corrente de soldagem superam os 500 Ampéres e o gás de proteção é rico em argônio. O formato da pistola é ligeiramente curvilíneo para melhorar a anatomia na mão do soldador. Há casos devido ao acesso restrito, a pistola com formato retilíneo é empregado. O gatilho na pistola possui a função de acionar o arame, o fluxo de corrente e o fluxo de gás. Algumas pistolas

possuem uma trava no gatilho de forma a tornar constante este acionamento e é mais empregado em soldas contínuas de grande extensão.

A figura 2.29 demonstra um exemplo de pistola empregada atualmente nas indústrias **Bracareense [33]**.



Figura 2.29 – Esquema da pistola empregada para a soldagem por arame tubular. Fonte: Bracareense [33].

Para sistemas automáticos ou mecanizados de soldagem por arame tubular (FCAW), os equipamentos não divergem do sistema semiautomático. A fonte de solda opera normalmente com taxa de eficiência de trabalho próximo dos 100%, a corrente de saída é usualmente até 1000 Amperes. A fonte de alimentação com corrente constante é raramente utilizada nestes sistemas de soldagem mecanizados ou automáticos. O alimentador de arame é adaptado ao conjunto de dispositivo de controle e o acionamento dos sistemas de movimentação, alimentação do arame, acionamento do gás de proteção e do fluxo de corrente são integrados. O dispositivo de controle é normalmente equipado com voltímetro e amperímetro. A pistola é montada diretamente no conjunto de soldagem eliminando a necessidade do conduite. Seu formato é usualmente menor e também curvilíneo como nos sistemas semiautomáticos. O

tipo de refrigeração também depende do nível de corrente e gases de proteção empregados. Muitos mecanismos de movimentação são utilizados dependendo da aplicação. Estes mecanismos incluem manipuladores de solda, tratores de solda, side-beam e robôs.

Neste processo de solda por arame tubular os fumos de solda são elevados e devem ser removidos. Normalmente podem ser empregados exaustores simples no local, sistemas fixos de coletores e pistolas com sistemas de exaustão. Este último modelo torna-se mais eficiente comparado aos demais, mas torna-se mais pesado e volumoso comparado a pistola normalmente empregada. O tipo sistema de coleta localizado pode ser empregado e necessita ser reposicionado para permitir melhor eficiência da exaustão sem comprometimento da qualidade da solda.

2.6.5 VARIÁVEIS DO PROCESSO COM ARAME TUBULAR.

As variáveis do processo do processo de soldagem não agem de forma independente e geralmente a mudança em uma variável é necessário mudanças em uma ou mais das outras variáveis para produzir os resultados desejados.

Estas variáveis serão descritas a seguir.

2.6.5.1 ENERGIA DE SOLDAGEM .

A energia de soldagem (E) é definida como sendo a energia introduzida no metal de base por unidade de comprimento do cordão de solda gerado pelo arco elétrico. Esta energia elétrica produzida pelo arco deve ser corrigida para a energia térmica que efetivamente foi introduzida no metal de base e por isso é atribuído um fator de eficiência térmica o qual está relacionado com o tipo de processo de soldagem empregado (FCAW, GMAW, SMAW, GTAW e SAW).

A fórmula abaixo descreve o cálculo da energia de soldagem.

$$E = \eta \frac{V \cdot I}{v}$$

Onde:

E = energia de soldagem [J/mm].

η = eficiência térmica do processo.

V = tensão [Volts].

I = corrente [Ampéres].

v = velocidade de soldagem [mm/s].

A eficiência do processo é relatado em diversas literaturas com diversos números como sendo admitido os seguintes valores:

GTAW = 30% ~ 60%.

GMAW/FCAW = 70% ~ 80%.

SMAW = 90%.

SAW = 90%.

Como neste experimento será utilizado somente o processo de soldagem por arame tubular, esta eficiência térmica será desprezada, pois será constante.

A energia de soldagem é um fator de grande influência no desenvolvimento microestrutural da zona afetada pelo calor (ZAC), visto que esta energia determinará a temperatura na junta e consequentemente velocidades de resfriamento mais lento ou mais rápido, ou seja, para uma energia de soldagem muito elevada provocará grande aquecimento da junta e, como consequência, diminuição na velocidade de resfriamento. Por outro lado, para uma energia de soldagem muito baixa provocará pouco aquecimento da junta e, como consequência, aumento na velocidade de resfriamento. Estas velocidades de resfriamento causam melhora ou piora no desempenho da solda.

Para o caso de aços inoxidáveis austeníticos quanto menor for a energia de soldagem, mais rápido será o resfriamento e menor será o tempo de exposição na temperatura de formação de carbonetos, evitando problemas no cordão de solda.

2.6.5.2 POLARIDADE DA CORRENTE.

O termo polaridade é usado para descrever quais os polos dos terminais da fonte de energia com corrente contínua direta são conectados a tocha de soldagem.

Quando a tocha está conectada ao terminal positivo da fonte, a polaridade é então dita como polaridade reversa ou CCPR (corrente contínua

com polaridade reversa) e usualmente utiliza-se o símbolo de adição (positivo). Caso o terminal negativo seja conectado à tocha, a polaridade é dita como polaridade direta ou CCPD (corrente contínua com polaridade direta) e usualmente utiliza-se o símbolo de subtração (negativo).

A figura 2.30 [18], retrata o tipo de polaridade e seu efeito no formato e na diluição do cordão de solda.

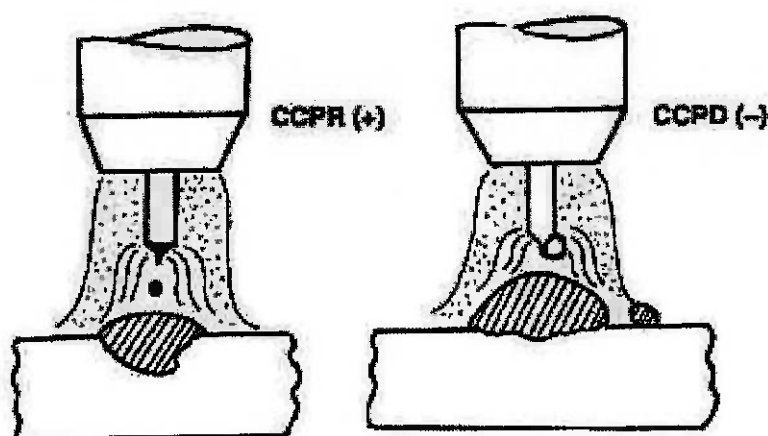


Figura 2.30 – Representação do tipo de polaridade. Fonte: Brandi [18].

A polaridade da corrente tem grande influência no processo FCAW, pois ela influi no modo de transferência metálica.

A grande maioria das aplicações utilizando-se FCAW emprega a polaridade positiva, CCPR, pois os elétrons viajam do cátodo (peça) para o ânodo (ponta do arame) facilitando a fusão do arame, a estabilização do arco, a suavidade na transferência metálica, redução relativa da quantidade de respingos, melhora nas características do cordão de solda e a uma maior penetração do cordão para uma vasta faixa de correntes de soldagem. A polaridade negativa, CCPD, é o inverso da polaridade positiva, ou seja, os elétrons viajam da ponta do arame para a peça sendo, desta maneira, utilizada

para revestimentos do tipo clade os quais requerem reduzida diluição do metal base com o metal de adição, pois se obtêm maior deposição e menor penetração. Para os processos exceto revestimentos, raramente é utilizada a polaridade direta, CCPD, devido à maior instabilidade do arco e a dificuldade em se obter a transferência por pulverização axial.

2.6.5.3 ALTURA DO BICO DE CONTATO A PEÇA.

Altura do bico de contato à peça (do termo em inglês "stick-out") é denominada como sendo a extensão do eletrodo a partir do bico de contato até a peça (metal base). É um importante parâmetro de soldagem que controla a taxa de deposição do material e a geometria do cordão de solda.

A figura 2.31 [33] mostra o stick-out entre o bico de contato e a peça.

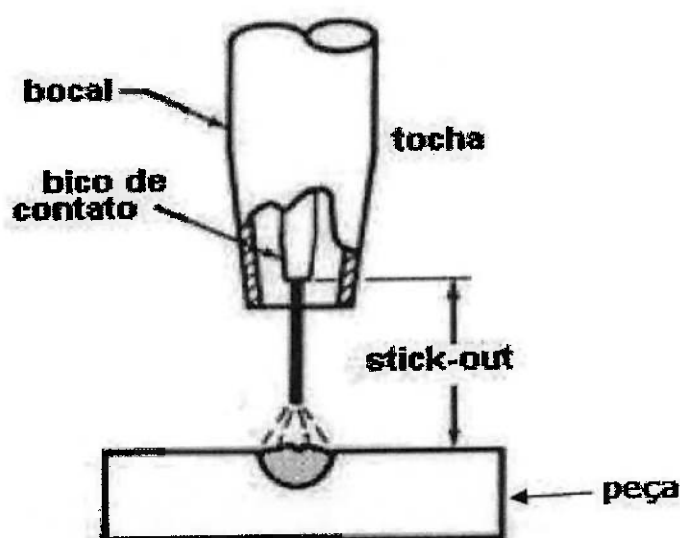


Figura 2.31 – Representação da altura do bocal (stick-out).

Quando a altura do bico de contato à peça é adequado existe energia disponível ($V_s \cdot I_s + R_1 \cdot I_s^2$) para fundir o eletrodo nu. Se a distância for aumentada, a energia disponível diminuirá e passará para $V'I' + R_2 \cdot I'^2$, diminuindo a velocidade de fusão do eletrodo nu [18].

A figura 2.32 de **Teubel apud Brandi [34]**, demonstra as fases de auto regulação, quando se aumenta o stick-out.

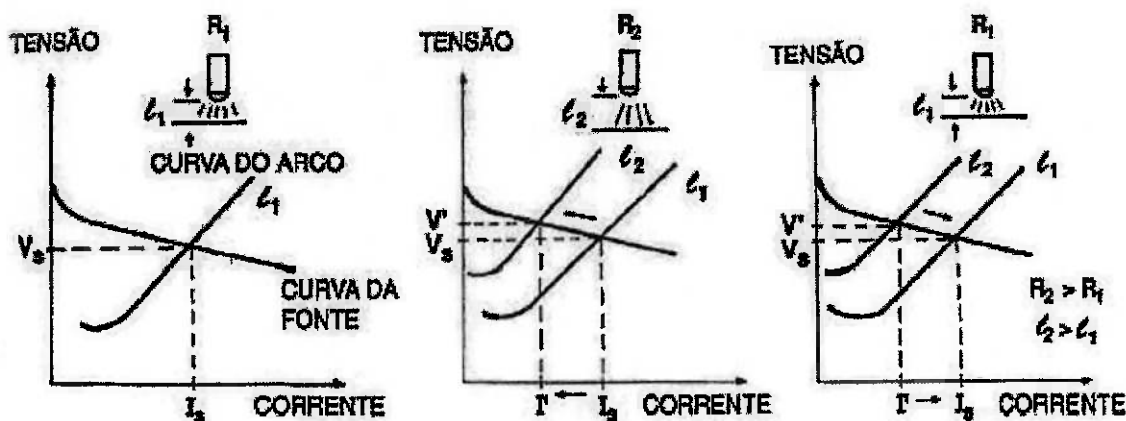


Figura 2.32 – Representação das fases de auto-regulação. Fonte: Teubel apud Brandi [34].

Como as fontes de soldagem para processo FCAW são de tensão constante, ou seja, a corrente é autorregulada pela máquina, quando se aumenta a altura do bico aumenta-se a resistência do circuito e diminui a corrente da máquina automaticamente para a mesma velocidade de alimentação do arame e por consequência aumenta a temperatura de fusão do eletrodo nu pelo efeito Joule, obtendo desta forma, maior taxa de deposição superficial do arame. Inversamente, quanto menor a distância do stick-out menor será a resistência do circuito e maior será a corrente obtendo maior penetração do cordão e aumento excessivo do calor no bocal e na peça.

A distância do bico de contato à peça também é importante no controle da qualidade e geometria do cordão de solda. Uma distância muito pequena pode causar dano ao bocal devido ao excesso de calor, enquanto que uma distância muito grande afeta a eficiência do gás de proteção.

A distância que é utilizada na prática é de aproximadamente 1 a 1,5 vezes o diâmetro interno do bocal de gás utilizado.

2.6.5.4 VELOCIDADE DE ALIMENTAÇÃO DO ARAME TUBULAR.

A velocidade de alimentação do arame também é um importante parâmetro de soldagem que controla a taxa de deposição do material e a geometria do cordão de solda.

A velocidade influencia diretamente o comprimento do arco. Um aumento na velocidade de alimentação causa o aumento na corrente de soldagem e com esta alteração muda também a distância do arco [18].

Uma velocidade de soldagem muito baixa gera elevada energia de soldagem, podendo impor problemas metalúrgicos no cordão de solda indesejável, bem como, a dificuldade no controle da escória que pode resultar em inclusões de escória indesejadas no cordão. Por outro lado, uma velocidade de soldagem muito alta tende a promover falta de fusão, diminuir a penetração e causar mordeduras.

Existem dois tipos básicos de alimentadores de arames para o processo FCAW: de velocidade constante e de velocidade variável. Os de velocidade constante são os mais comuns e utilizados com fontes de potência (máquina de

solda) do tipo tensão constante. Os de velocidade variáveis são utilizados com fontes do tipo corrente constante e apenas em aplicações específicas.

2.6.5.5 INCLINAÇÃO E SENTIDO DE DESLOCAMENTO DA TOCHA.

Estas duas variáveis influenciam diretamente a qualidade e a geometria do cordão de solda de revestimentos.

A inclinação da tocha determina a direção na qual a força do arco elétrico é aplicada na poça de fusão. Esta força do arco tende a neutralizar a força gravitacional do líquido da poça de fusão sair do arco elétrico.

Desta forma o controle da poça de fusão é ditado por esta inclinação da tocha, pois impede que a escória forme-se à frente da poça de fusão, reduzindo assim a inclusão de escória no cordão de solda. Para soldagem na posição plana e horizontal ângulos menores são utilizados para espessura menores enquanto que para espessuras maiores os ângulos maiores ou perpendiculares são mais efetivos.

O deslocamento da tocha é conhecido por duas técnicas: “puxando” ou “empurrando”.

A figura 2.33 traduzida **[29]** demonstra estas duas variações de técnicas utilizadas.

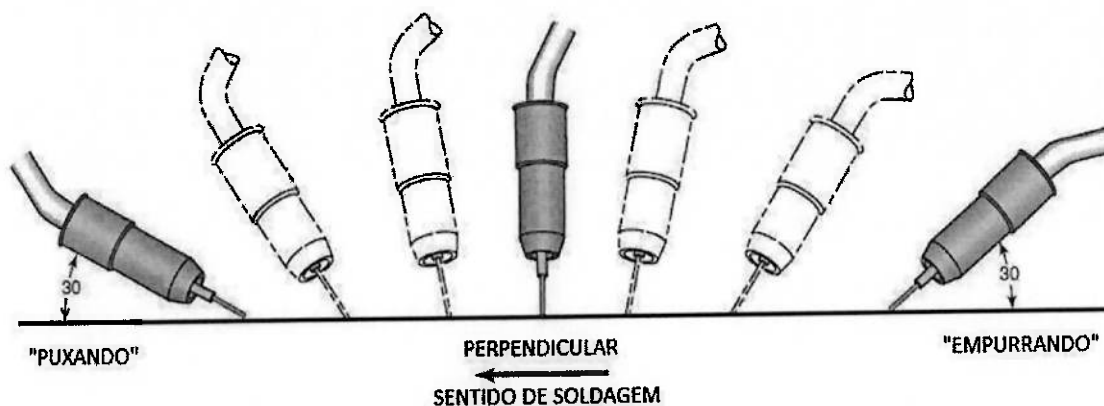


Figura 2.33 – Representação das técnicas de deslocamento da tocha. Fonte: Welding Skills [29].

Com a técnica “puxando” obtêm-se maior penetração, menor quantidade de respingos, cordões com menor largura, arco mais estável e formação de um reforço de solda mais convexo.

Com a técnica “empurrando” obtêm-se menor penetração, maior quantidade de respingos, cordões menos convexos e mais largos. Nesta técnica a dificuldade de visualização do arco elétrico, da poça de fusão e da orientação do cordão são maiores.

2.6.5.6 DIÂMETRO DO ARAME.

O diâmetro influencia na resistividade do sistema e por consequência na taxa de deposição e penetração do cordão de solda visto que estas duas variáveis são funções da densidade de corrente [18].

A figura 2.34 adaptada [32], exemplifica esquematicamente a analogia de um arco com um circuito resistivo em série para o cálculo da resistência a passagem de corrente pelo eletrodo.

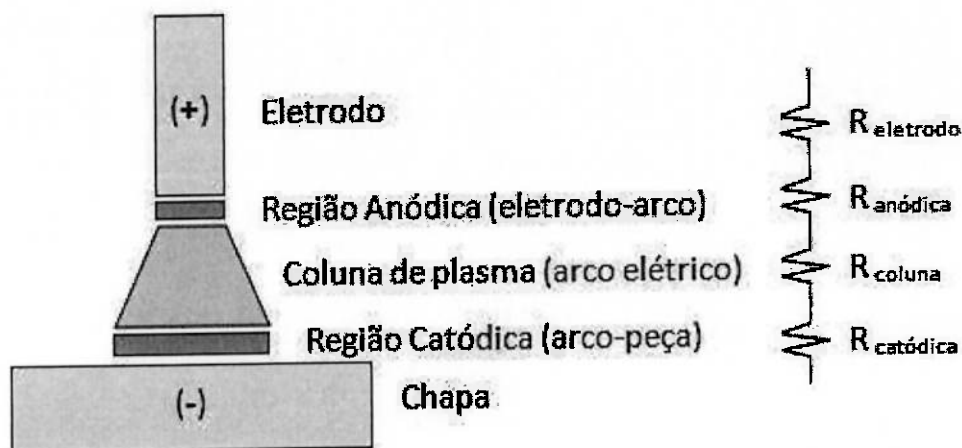


Figura 2.34 – Esquema de um circuito resistivo em série. Fonte: Scotti [32].

O diâmetro do eletrodo interfere na parcela da resistência do eletrodo representado na figura 2.34 [32], pela R_{eletrodo} . Para determinar o valor desta resistência utiliza-se a segunda lei de Ohm descrita a seguir:

$$R = \frac{\rho \cdot L}{S}$$

Onde:

R = resistência em Ω [ohms];

ρ = resistividade elétrica do material;

L = comprimento da resistência [mm];

S = área da seção transversal da resistência [mm²];

Sendo:

$$S = \frac{\pi \cdot D^2}{4}$$

Onde:

S = área da seção transversal da resistência [mm²];

D = diâmetro da resistência [mm];

π = constante de proporcionalidade [3,141516].

Quanto maior for a área da seção do eletrodo menor será sua resistência e maior deverá ser sua corrente se mantido o comprimento do arame e sua tensão na soldagem com fonte de tensão constante.

Conforme o autor retrata, dois eletrodos nus com diâmetros diferentes puderem ser utilizados nas mesmas condições de soldagem, o eletrodo de menor diâmetro dará maior taxa de deposição e penetração **[18]**.

3. OBJETIVOS.

O objetivo deste trabalho é avaliar a influência da velocidade de revestimento e da altura do bico de contato na soldagem de revestimentos de aço inoxidável austenítico utilizando camada intermediária de adição AISI-309L e acabamento com adição AISI-317L em chapas de aço carbono ASTM-516 Gr. 70, analisando a diluição (distância do bico, velocidade de revestimento e superposição de cordões) e o seu efeito na fração volumétrica de ferrita no revestimento.

4. MATERIAIS E MÉTODOS.

Neste capítulo, serão apresentadas as propriedades dos materiais de base e de adição, os equipamentos utilizados neste experimento de soldagem e a metodologia empregada para a preparação dos experimentos e os procedimentos de soldagem adotados.

Será, também, apresentada como foi realizada a medição do teor de ferrita, a medição da porcentagem de diluição, a caracterização micro e macroestrutural.

4.1 MATERIAIS.

4.1.1 METAL DE BASE:

Para a realização desse experimento foi utilizado a liga de aço carbono UNS-K02700 (ASTM-516 GR 70) para o metal de base.

A composição química e as propriedades mecânicas do aço carbono da liga UNS-K02700 foram fornecidas pelo fabricante e são apresentadas nas tabelas 4.1 e 4.2 respectivamente.

Tabela 4.1 – Composição química do metal de base da liga UNS-K02700 (ASTM-516 Gr 70).

Designação UNS	Composição química [% peso]																		
	C	Si	Mn	P	S	Al	Cu	Nb	V	Ti	Cr	Ni	Mo	Sn	N	As	B	Ca	Sb
UNS-K02700	0,230	0,210	1,020	0,015	0,006	0,028	0,020	0,002	0,004	0,002	0,020	0,010	0,000	0,001	0,006	0,002	0,000	0,000	0,000

Nota: Valores segundo certificado do fabricante Usiminas nr. 2460115

Tabela 4.2 – Propriedades mecânicas do metal de base liga UNS-K02700 (ASTM-516 Gr 70).

Designação UNS	Tensão de escoamento	Tensão limite de resistência	Alongamento [em 51 mm]
	MPa	MPa	%
UNS-K02700	383	554	26

Nota: Valores segundo certificado do fabricante Usiminas nr. 2460115

4.1.2 METAL DE ADIÇÃO PARA PRIMEIRA CAMADA.

Nesse experimento foi utilizada a liga de aço inoxidável austenítico UNS-W30938 (AISI-E309LTX-X) como metal de adição para a primeira camada do revestimento de interface metalúrgica, também denominada de camada de amanteigamento ("Buttering"). A composição química e as propriedades mecânicas do aço inoxidável austenítico UNS-W30938 foram fornecidas pelo fabricante e são apresentadas nas tabelas 4.3 e 4.4 respectivamente.

Tabela 4.3 – Composição química do metal de adição liga UNS-W30938.

Designação UNS	Composição química [% peso]											
	C	Si	Mn	P	S	Cu	Ni	Cr	Mo	Nb	Fe	N
UNS-W30938	0,026	0,780	0,680	0,015	0,003	0,010	12,22	22,99	0,030	0,020	--	0,026

Nota: Valores segundo certificado do fabricante Kobelco nr. 220120952

Tabela 4.4 – Propriedades mecânicas do metal de adição liga UNS-W30938.

Designação UNS	Tensão de escoamento	Tensão limite de resistência	Alongamento [em 51 mm]
	MPa	MPa	%
UNS-W30938	--	558	40

Nota: Valores segundo certificado do fabricante Kobelco nr. 220120952

4.1.3 METAL DE ADIÇÃO PARA SEGUNDA CAMADA.

Nesse experimento foi utilizada a liga de aço inoxidável austenítico UNS-W31735 (AISI-E317LTX-X) como metal de adição para a segunda e demais camadas do revestimento de cladding. A composição química e as propriedades mecânicas do aço inoxidável austenítico UNS-W31735 foram fornecidas pelo fabricante e são apresentadas nas tabelas 4.5 e 4.6 respectivamente.

Tabela 4.5 – Composição química do metal de adição da liga UNS-W31735.

Designação UNS	Composição química [% peso]											
	C	Si	Mn	P	S	Cu	Ni	Cr	Mo	Nb	Fe	N
UNS-W31735	0,030	0,620	1,270	0,021	0,002	0,080	13,73	18,49	3,340	0,020	--	0,030

Nota: Valores segundo certificado do fabricante Kobelco nr. 220120531

Tabela 4.6 – Propriedades mecânicas do metal de adição da liga UNS-W31735.

Designação UNS	Tensão de escoamento	Tensão limite de resistência	Alongamento [em 51 mm]
	MPa	MPa	%
UNS-W31735	--	579	37

Nota: Valores segundo certificado do fabricante Kobelco nr. 220120531

4.1.4 GÁS DE PROTEÇÃO.

Para realização deste experimento foi utilizado o dióxido de carbono CO_2 como gás de proteção gasosa com teor de concentração igual a 100%.

4.1.5 EQUIPAMENTOS.

Neste experimento foi empregada a fonte de solda inversora totalmente digitalizada com comando de micro processador, modelo Trans Puls Sinergic 5000 do fabricante Fronius.

O modelo do robô utilizado para execução dos cordões de solda foi o modelo FA06E do fabricante Kawasaki Heavy Industries LTD, com controlador série D e com cinco eixos de liberdade. A figura 4.1 demonstra o modelo do robô de solda utilizado.



Figura 4.1 – Robô de solda modelo FA06E marca Kawasaki.

A medição de temperatura entre passes foi realizada com o termômetro infravermelho digital modelo ITTI-1600 do fabricante Instrutemp.

Para execução da medição de ferrita foi utilizado o ferritoscópio modelo FMP30 do fabricante Fischer.

4.2 MÉTODOS.

4.2.1 PREPARAÇÃO DOS CORPOS DE PROVA.

Foram extraídos oito corpos de prova de uma chapa laminada de aço SA-516Gr70 com espessura de 19 mm, cortados pelo processo de oxicorte nas dimensões 150mm x 250mm. A orientação do corte seguiu o sentido de laminação da chapa, de modo que os corpos de prova tivessem sua menor

dimensão paralela ao sentido de laminação, ou seja, o cordão de solda ficaria paralelo ao sentido de laminação da chapa.

Após o corte foram esmerilhadas as superfícies onde os cordões de solda seriam depositados.

4.2.2 EXECUÇÃO DO PROCESSO DE SOLDAGEM.

Neste experimento foi empregado o processo de soldagem com arame tubular (FCAW) com proteção gasosa, variando a velocidade e a altura do bico de contato à peça na soldagem de revestimentos com o intuito de evidenciar a influência direta destas variáveis sobre a diluição dos cordões de solda e, conseqüentemente, variação do teor de ferrita, uma vez que não haveria a interferência das demais variáveis.

O processo de soldagem utilizado seguiu as orientações da seção IX do código ASME para revestimentos de solda para resistência à corrosão.

Na execução foi utilizado como consumíveis de solda o gás de proteção auxiliar o CO_2 , regulado para uma vazão constante de 17 litros/min e os arames tubulares de 1,2 mm de diâmetro, regulados para uma velocidade de alimentação constante de 4 metros/min.

A fonte de solda utilizada foi do tipo tensão constante com a peça conectada ao pólo negativo promovendo a polaridade do tipo reversa (CCPR = corrente contínua com polaridade reversa).

Os cordões de solda foram executados de forma automática, através do emprego de um robô de solda, com o objetivo de controlar a velocidade de

soldagem (m/s) e altura do bocal (mm) em relação à peça a fim de garantir a repetibilidade das amostras. O alinhamento dos cordões seguiu na direção de laminação das chapas. A posição de soldagem utilizada foi a plana. O modo de transferência metálica empregada foi o arco globular. O sentido de deslocamento da tocha obedeceu a técnica puxando. O ângulo de inclinação e o ângulo de deslocamento da tocha adotada foi o de 90 graus, ou seja, perpendicular ao plano da chapa para ambas as situações. A figura 4.2a demonstra o ângulo de inclinação da tocha e a figura e 4.2b demonstra o ângulo de deslocamento em relação ao plano da chapa.

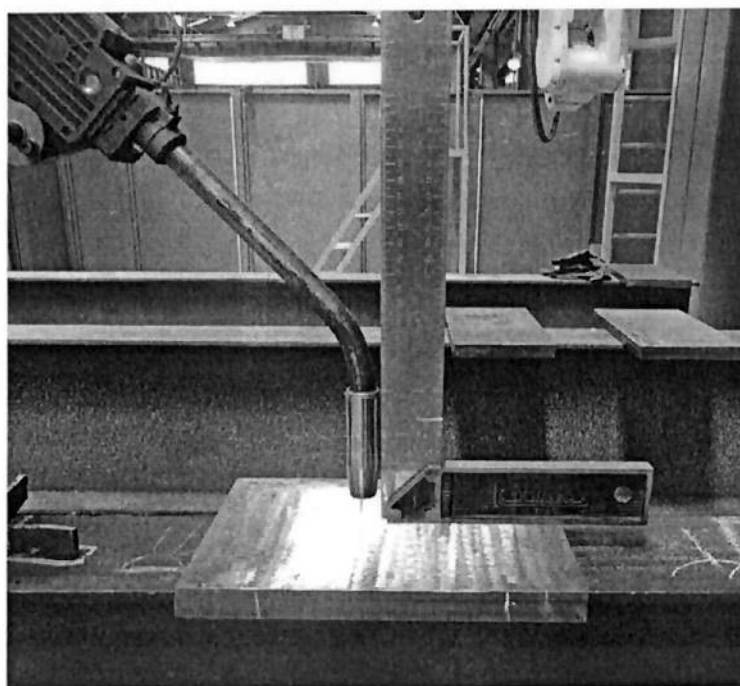


Figura 4.2a – Ângulo de inclinação da tocha.

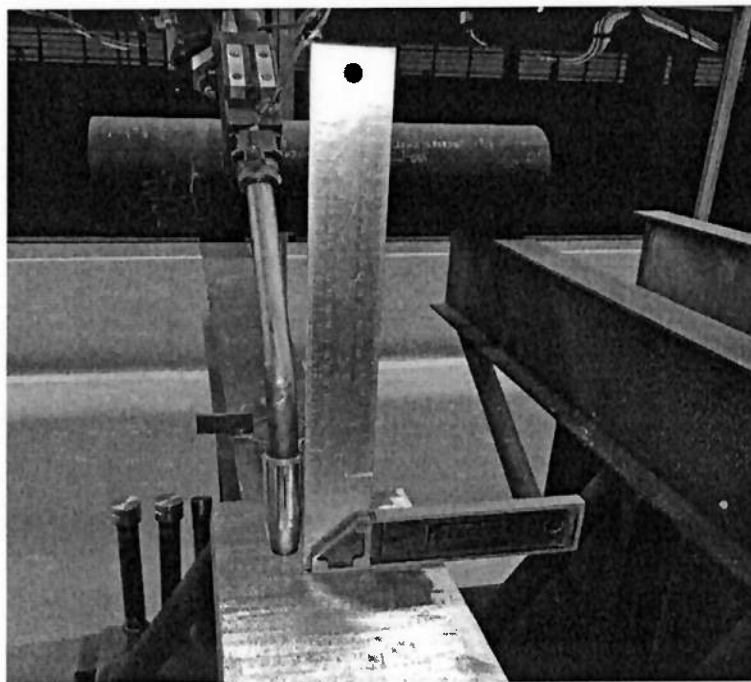


Figura 4.2b – Ângulo de deslocamento da tocha.

Foi utilizado o bocal com diâmetro de 16 mm e a distância do bico de contato a capa do bocal externo foi zero, conforme indica a figura 4.3.

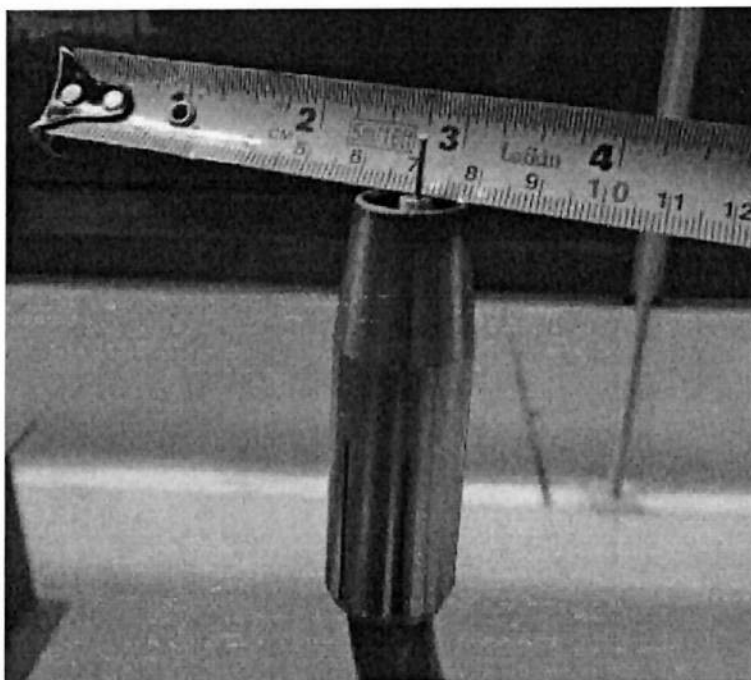


Figura 4.3 – Distância do bico de contato ao bocal externo.

Para definição dos parâmetros de soldagem que permitissem a estabilidade do arco, tipo de transferência metálica, e uniformidade da morfologia dos cordões e os valores fixos das demais variáveis envolvidas no processo, se fez necessário à realização de testes preliminares, estabelecendo o arco elétrico de soldagem sobre uma chapa de aço carbono comum.

Após estes testes preliminares foram executados em 4 chapas de aço carbono SA-516Gr70, 21 cordões de solda para definir os parâmetros de soldagem que permitissem uma diluição adotada próxima de 20%. A figura 4.4 demonstra a disposição e forma destes cordões de solda.

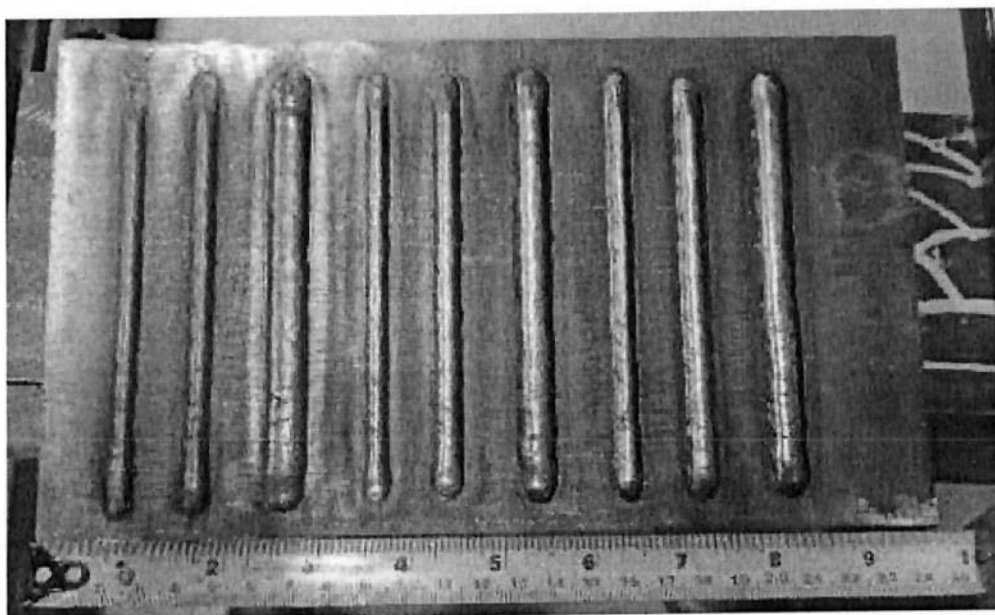


Figura 4.4 – Disposição e forma dos cordões de solda para definição da diluição.

Embora não seja o foco deste trabalho o estudo da variável tensão, foi utilizado diversas faixas de tensão com o intuito de verificar se a velocidade de soldagem e a altura do bico de contato apresentariam o mesmo comportamento nestas faixas de tensão. Os parâmetros de soldagem utilizados em cada cordão de solda seguem na tabela 4.7.

Tabela 4.7 – Parâmetros de soldagem utilizados no teste de simples diluição.

Corpo de prova	Sequência do cordão no corpo	Tensão [Volts]	Corrente [Ampère]	Velocidade Arame [m/min]	Vazão do gás [l/min]	Velocidade Soldagem [cm/min]	Altura do bico [mm]
F	1	26,5	205	9,5	16	27,3	23,6
	2	27	200	10,3	16	50,3	50,3
	3	27	205	10	16	50	15
	4	27	208	10	16	35	15
	5	27	208	10	16	20	15
	6	27	195	10	16	50	25
	7	27	198	10	16	35	25
	8	27	200	10	16	20	25
G	1	30	208	10	16	50	10
	2	30	212	10	16	35	10
	3	30	218	10	16	20	10
	4	30	210	10	16	50	20
	5	30	215	10	16	35	20
	6	30	220	10	16	20	20
H	1	33	215	10	16	50	10
	2	33	225	10	16	35	10
	3	33	235	10	16	20	10
	4	33	210	10	16	50	20
	5	33	215	10	16	35	20
	6	33	233	10	16	20	20
A	1	27	130	5	16	50	10
	2	27	128	5	16	35	10
	3	27	130	5	16	20	10
	4	27	112	5	16	50	15
	5	27	112	5	16	35	15
	6	27	120	5	16	20	15
	7	27	107	5	16	50	20
	8	27	107	5	16	35	20
	9	27	115	5	16	20	20

A temperatura de interpasses foi controlada por meio de um termômetro infravermelho sendo o valor máximo entrepasses de 150° C.

Após a soldagem destes cordões foi executado a limpeza com escova rotativa seguido de ensaio por líquido penetrante e recorte das amostras para macrografia da região dos cordões.

A figura 4.5 demonstra a localização da retirada das amostras para macrografia.

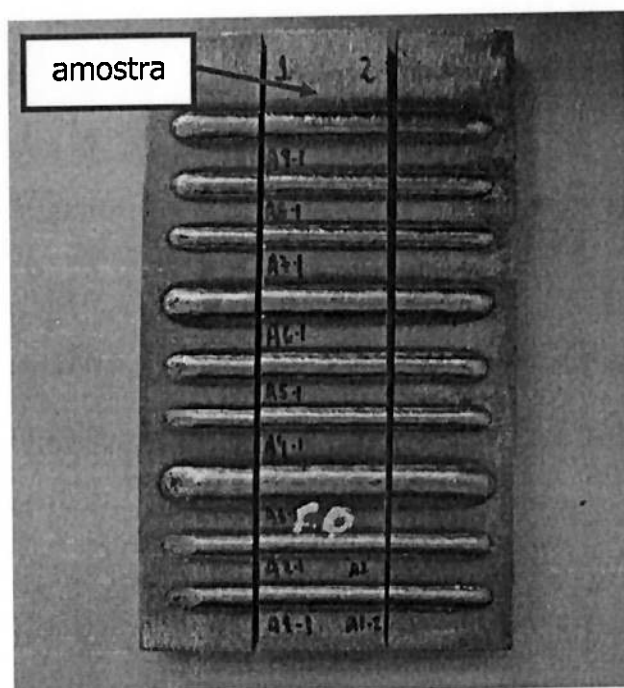


Figura 4.5 – Localização da retirada das amostras para macrografia do teste de simples diluição.

Após a execução das macrografias e com o auxílio do software Autocad versão 2009, foi possível o cálculo das áreas a fim de determinar a diluição em cada cordão e assim escolher o melhor parâmetro o qual apresentasse a diluição próxima da requerida de cerca de 20%.

A figura 4.6 apresenta como foi executada a delimitação da área de diluição e área do reforço de solda.

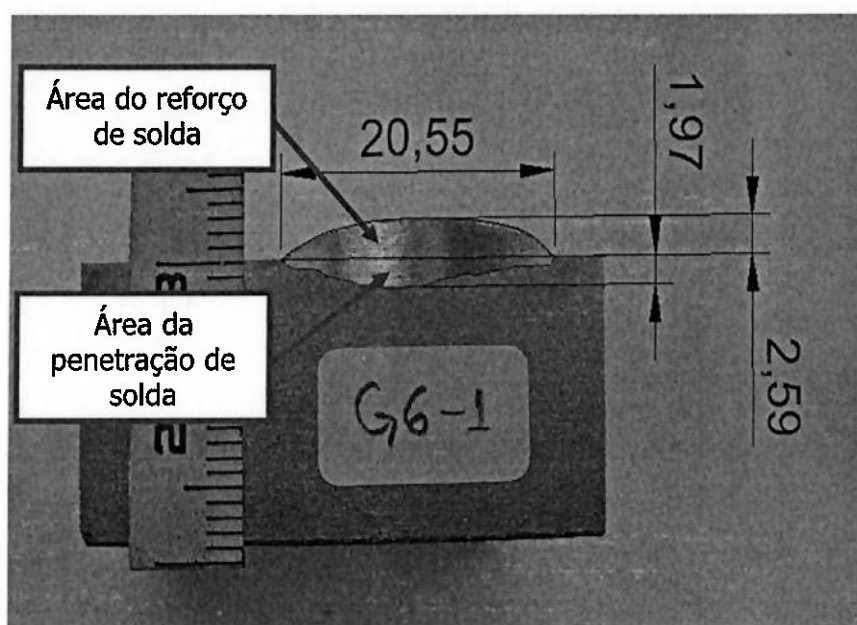


Figura 4.6 – Esquema de delimitação das áreas de penetração e de cordão de solda.

Foi executado em uma chapa de aço carbono SA516Gr70, cordões de solda para definir a influência da sobreposição dos cordões na porcentagem de diluição. Nesta etapa foi adotada a sobreposição de 30% e 50%. O parâmetro utilizado nesta etapa foi o que apresentou menor diluição no teste de simples deposição e segue representado na tabela 4.8. A figura 4.7 demonstra esta sobreposição dos cordões de solda.

Tabela 4.8 – Parâmetros de soldagem utilizados no teste de sobreposição dos cordões de solda.

Corpo de prova	Sobreposição [%]	Tensão [Volts]	Corrente [Ampère]	Vel. Arame [m/min]	Vazão do gás [l/min]	Vel. Soldagem [cm/min]	Altura do bico [mm]
I	50%	27	130	5	16	20	10
	30%	27	130	5	16	20	10

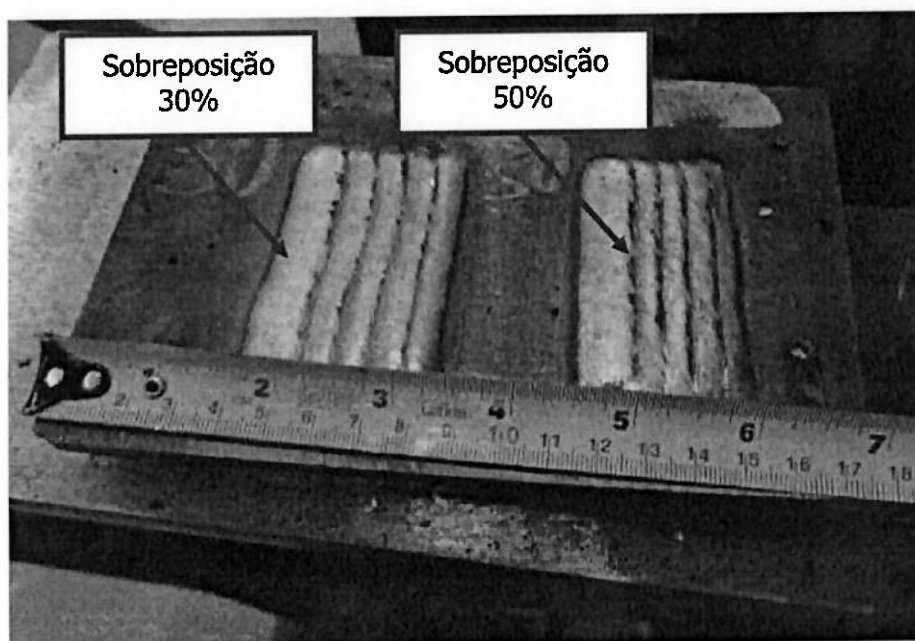


Figura 4.7 – Representação da sobreposição dos cordões de solda.

Após a soldagem do teste de sobreposição foram adotados os mesmos procedimentos utilizados no teste de simples diluição para o cálculo da porcentagem de diluição. A figura 4.8 apresenta como foi executada a separação da área de penetração e área do reforço do cordão no teste de sobreposição.

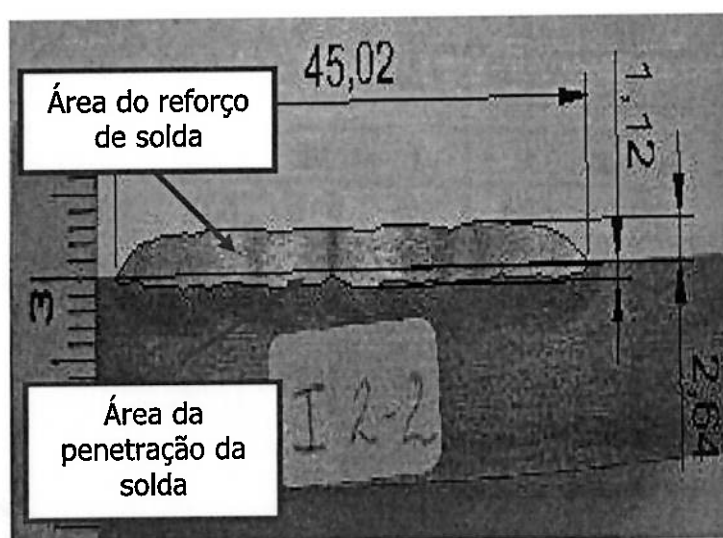


Figura 4.8 – Esquema de determinação das áreas de penetração e de reforço do cordão de solda do teste de sobreposição 30%.

Após os testes de sobreposição dos cordões foram executados os testes finais os quais foram divididos em quatro situações distintas, diferenciando-os pela velocidade de soldagem e a altura do bocal.

Nesta etapa a soldagem foi executada em duas camadas sendo a soldagem da primeira camada de interface metalúrgica com o metal de adição AISI-309LTX. As dimensões dos revestimentos apresentaram aproximadamente 130 mm de comprimento e 155 mm de largura. Durante a execução da soldagem foi controlado a temperatura de interpasses dos cordões através do termômetro infravermelho adotando o valor máximo de 150°C e mínimo de 120°C.

Os parâmetros de soldagem adotados na primeira camada estão apresentados na tabela 4.9.

Tabela 4.9 – Parâmetros de soldagem utilizados na primeira camada.

Corpo de prova	Tensão [Volts]	Corrente [Amp]	Vel. Arame [m/min]	Vazão do gás [lts/min]	Velocidade Soldagem [cm/min]	Altura do bico [mm]
B1	27	120	4	16	50	10
C1	27	125	4	16	20	10
D1	27	95	4	16	50	20
E1	27	100	4	16	20	20

Antes da soldagem da segunda camada, foi feito a limpeza com escovação rotativa e ensaio por líquido penetrante.

Ao término do ensaio por líquido penetrante foi executado a soldagem da segunda camada com o metal de adição AISI-317LTX seguindo os mesmos parâmetros utilizados para a primeira camada inclusive o controle de temperatura. Após o término da soldagem da segunda camada, foi feito a limpeza com escovação rotativa e ensaio por líquido penetrante.

A figura 4.9 demonstra os corpos de prova concluídos após soldagem.

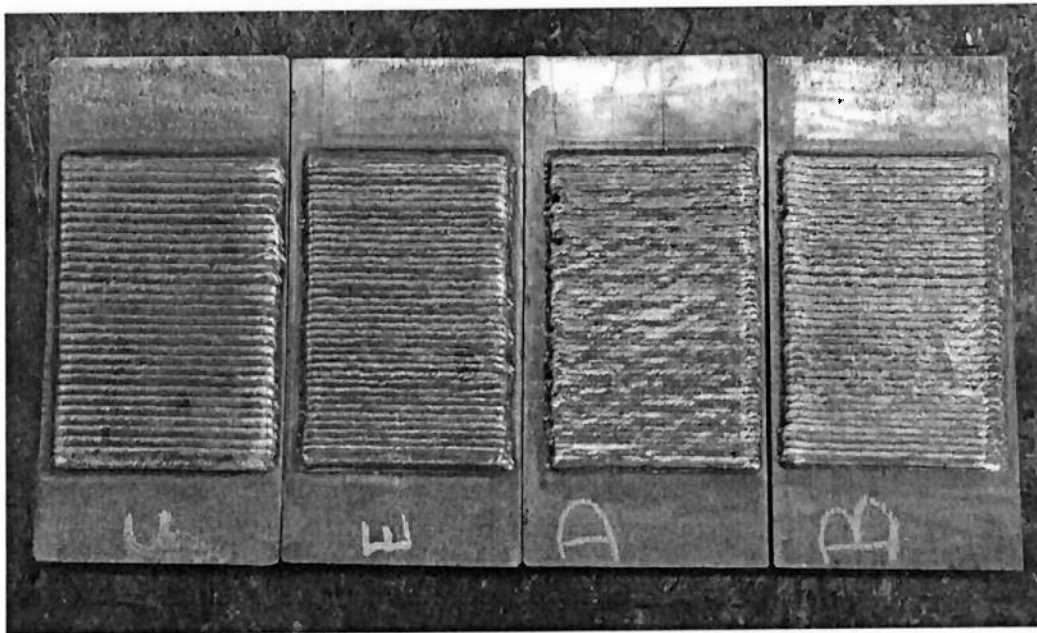


Figura 4.9 – Corpos de prova após soldagem.

4.2.3 CARACTERIZAÇÃO MACROESTRUTURAL.

A análise macroestrutural foi realizada nas seções transversais dos cordões de solda conforme a figura 4.10.

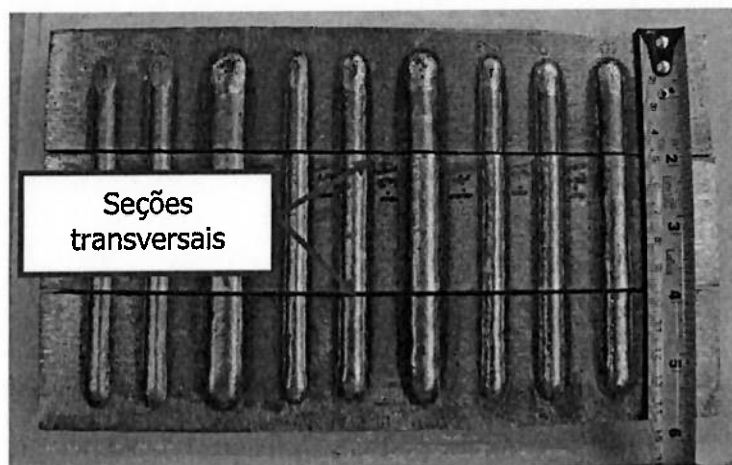


Figura 4.10 – Localização das seções transversais dos cordões de solda.

As amostras foram preparadas para a macrografia através de polimento em retífica. Posteriormente, as amostras foram atacadas quimicamente com uma solução de cloreto férrico (5 gr FeCl_3 + 58 ml HCl + 100 ml H_2O).

4.2.4 CARACTERIZAÇÃO MICROESTRUTURAL.

A caracterização da microestrutura foi feita nas amostras recobertas.

Após o corte da região de interesse as amostras foram preparadas metalograficamente considerando as seguintes etapas:

Lixamento sob fluxo de água da amostra embutida, utilizando-se lixas de carbeto de silício de 100, 240, 300, 400, 600 e 1000mesh, nesta sequência respectivamente.

Polimento da amostra em pano, com pasta abrasiva de diamante, de 9, 3 e $1\mu\text{m}$, nesta sequência respectivamente.

Uma vez obtida a superfície totalmente polida o material foi submetido a ataque químico com os reagentes Nital 2% (2% de ácido nítrico e 98% de

álcool etílico), durante um tempo aproximado de 45 segundos, e ácido Crômico 10% por 2 minutos, para o metal de base e recobrimento, respectivamente.

Uma vez revelada a microestrutura, a aquisição de imagens foi feita utilizando a câmera digital Opticam OPT 10000 acoplada no microscópio de marca Olympus BX60M.

A figura 4.11 demonstra a localização da retirada das amostras para análise microestrutural.



Figura 4.11 – Localização das amostras para análise microestrutural.

4.2.4.1 MEDIÇÃO DO TEOR DE FERRITA.

Nesta etapa foi empregado o método magnético para determinar o número de ferrita (FN) através do aparelho ferritoscópio modelo FMP30 do fabricante Fischer. Neste método foram realizadas as medições na superfície dos cordões. Para o preparo destas superfícies foram executados lixamento de desbaste com discos PS-Forte e posteriormente lixamento de acabamento com discos Polifan PSF-Zirkon grana 120 da marca Pferd. Para a medição na

superfície foram realizados 36 pontos de medições distanciados igualmente a aproximadamente 10 mm. A figura 4.12 retrata a localização dos pontos de medição na superfície dos corpos de prova.



Figura 4.12 – Localização dos pontos de medição de ferrita com ferritoscópio.

Para calibração do ferritoscópio foram utilizados os blocos padrões de 2.70 Fn e 9.3 FN pois correspondem a faixa de porcentagem de ferrita adotada.

5. RESULTADOS E DISCUSSÃO.

Neste capítulo serão apresentados e discutidos os resultados obtidos com os materiais e métodos descritos nas seções anteriores.

5.1 A INFLUÊNCIA DA ALTURA DO BICO DE CONTATO NA DILUIÇÃO DOS CORDÕES DE SOLDA.

Tomando-se como base os dados dos experimentos realizados na mesma tensão de 27 Volts, temos os seguintes dados apresentados na tabela 5.1.

Tabela 5.1 – Parâmetros de soldagem e porcentagem de diluição na tensão constante de 27 Volts.

Corpo de prova	Sequência do cordão	Tensão [Volts]	Corrente [Ampère]	Velocidade Arame [m/min]	Vazão do gás [l/min]	Velocidade Soldagem [cm/min]	Altura do bico [mm]	Energia de soldagem [J/mm]	Diluição [%]
A	1	27	130	5	16	50	10	421	47%
	2	27	128	5	16	35	10	592	49%
	3	27	130	5	16	20	10	1053	34%
	4	27	113	5	16	50	15	366	38%
	5	27	113	5	16	35	15	523	32%
	6	27	120	5	16	20	15	972	21%
	7	27	105	5	16	50	20	340	34%
	8	27	105	5	16	35	20	486	29%
	9	27	115	5	16	20	20	932	25%

O resultado da influência da altura do bico de contato na diluição dos cordões de solda pode ser demonstrado na figura 5.1.

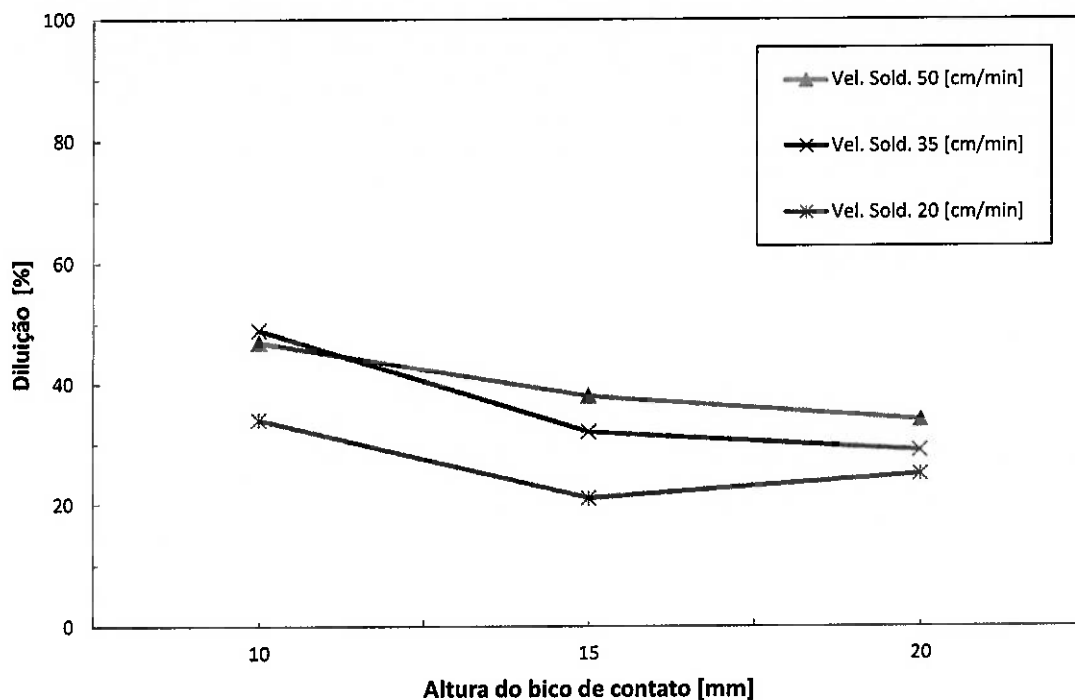


Figura 5.1 – Variação da altura do bico de contato na diluição dos cordões de solda.

Conforme descrito na figura 5.1, observa-se que quanto maior a altura do bico de contato menor torna-se a diluição.

A altura do bico interfere na corrente de soldagem para fontes de tensão constante, pois seu aumento ou redução influencia no tamanho da resistência do circuito pela primeira lei de Ohms.

A redução na altura do bico de contato diminui a resistência elétrica do circuito aumentando a corrente. Com o aumento da quantidade de passagem de elétrons para a peça devido ao aumento de corrente, a penetração aumenta e consequentemente aumenta a diluição. A figura 5.2 demonstra a influência da altura do bico de contato em termos de energia de soldagem.

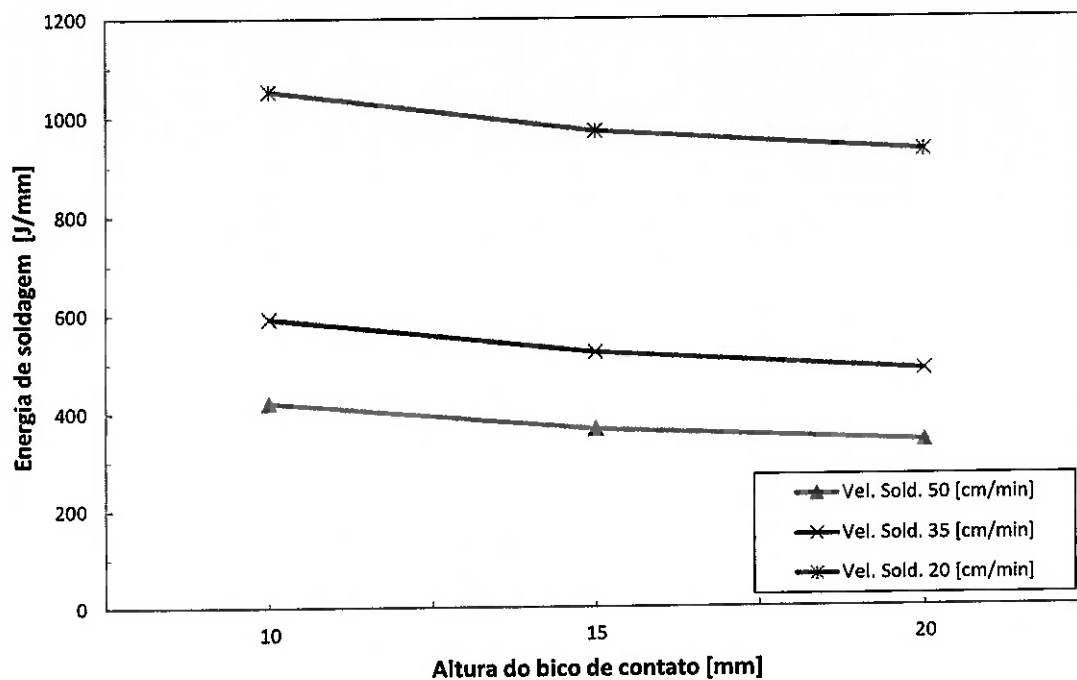


Figura 5.2 – Variação da altura do bico de contato na energia de soldagem dos cordões de solda.

Nota-se que o aumento da altura diminui a energia de soldagem, pois há redução da corrente elétrica.

Por outro lado o aumento da altura torna a diluição menor pelo fato do aumento do material depositado devido ao aquecimento do arame pelo efeito Joule. A energia do arco tem dois componentes: a energia que está contida no arco, dada pelo produto $V.I$, e a energia de aquecimento do eletrodo nu por efeito Joule, dada por $R.I^2$, onde R é a resistência elétrica do eletrodo nu [18].

Neste experimento a altura do bico de contato influenciou no aumento da resistência elétrica do arco, ou seja, houve maior fusão do arame, sendo maior a deposição de material no mesmo intervalo de tempo e isto reduz a diluição.

A figura 5.3 demonstra a relação de redução de área de reforço e de penetração do cordão de solda com o aumento do bico de contato a peça.

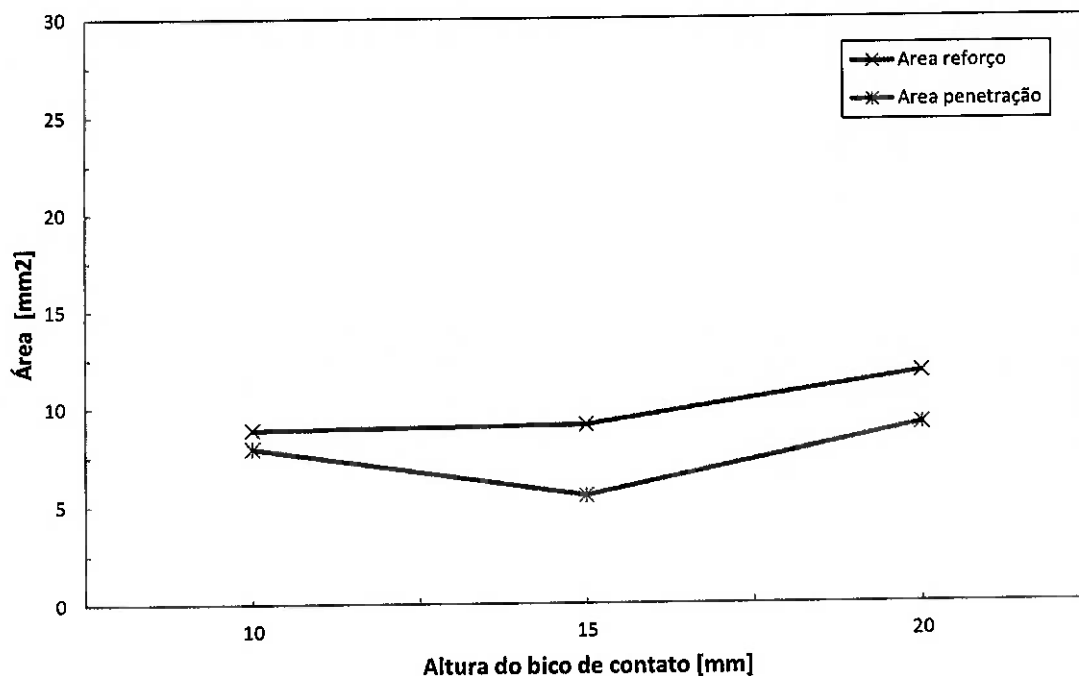


Figura 5.3 – Variação da altura do bico de contato nas áreas dos cordões de solda.

Nota-se na figura 5.3 que um aumento da altura do bico de contato aumenta muito mais a área de reforço do que a área de penetração, resultando em menor diluição.

5.2 A INFLUÊNCIA DA VELOCIDADE DE SOLDAGEM NA DILUIÇÃO DOS CORDÕES DE SOLDA.

De acordo com os dados da tabela 5.1, o resultado da influência da velocidade de soldagem na diluição dos cordões de solda pode ser demonstrado na figura 5.4.

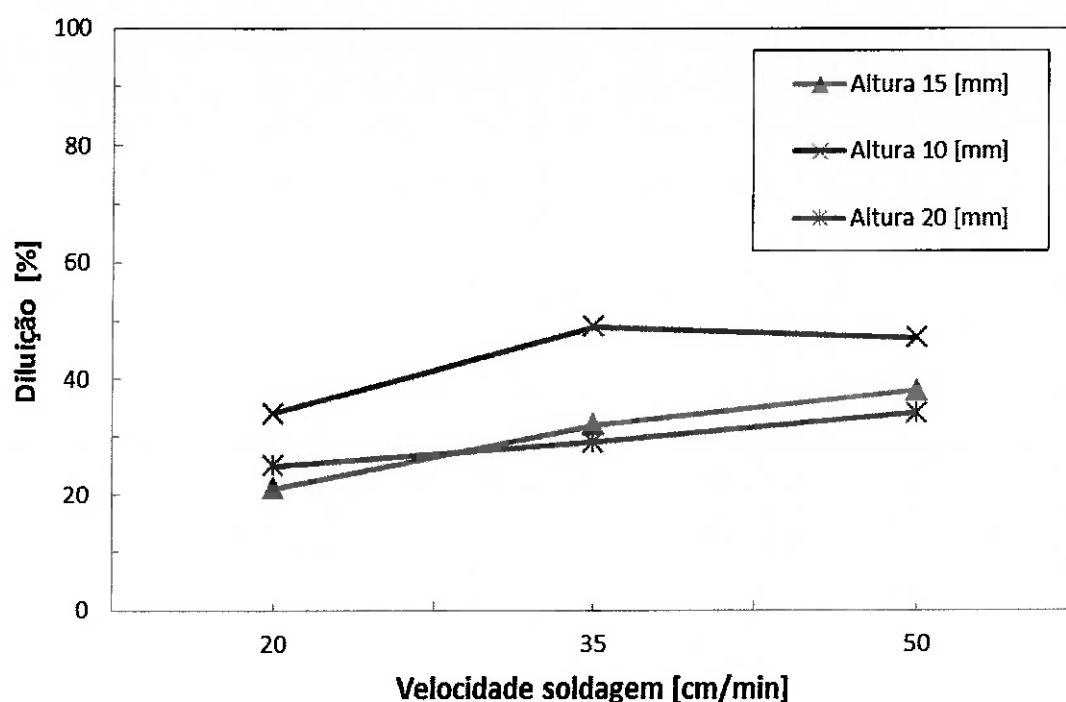


Figura 5.4 – Variação da velocidade de soldagem na diluição dos cordões de solda.

Conforme descrito na figura 5.4, observa-se que quanto maior a velocidade de soldagem maior torna-se a diluição.

A velocidade de soldagem interfere na energia que é introduzida no metal base. A figura 5.5 demonstra a influência da velocidade de soldagem em termos de energia de soldagem.

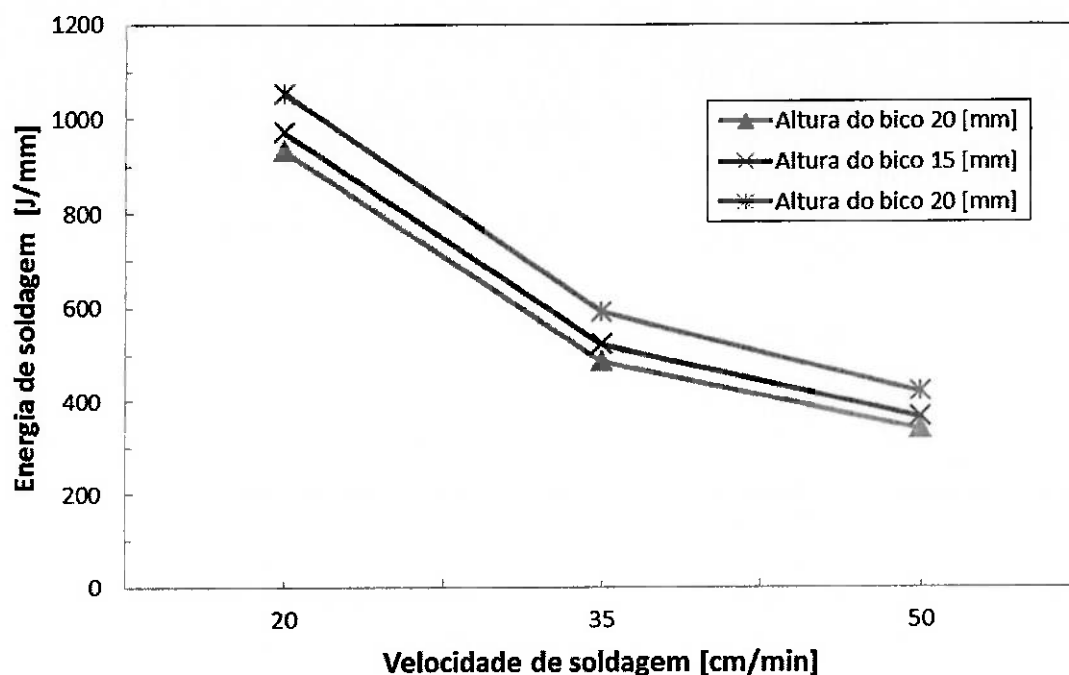


Figura 5.5 – Variação da velocidade de soldagem na energia de soldagem dos cordões de solda.

De acordo com a figura 5.5, a energia de soldagem será tanto menor quanto maior for a velocidade de soldagem e isto, para uma mesma velocidade de alimentação de arame, produzirá menor penetração e também menor quantidade de material depositado, aumentando a diluição, visto que a diluição é função da área de penetração dividido pela área total da seção transversal do cordão de solda.

A figura 5.6 demonstra esta relação de redução de área de reforço e de penetração do cordão de solda com o aumento da velocidade.

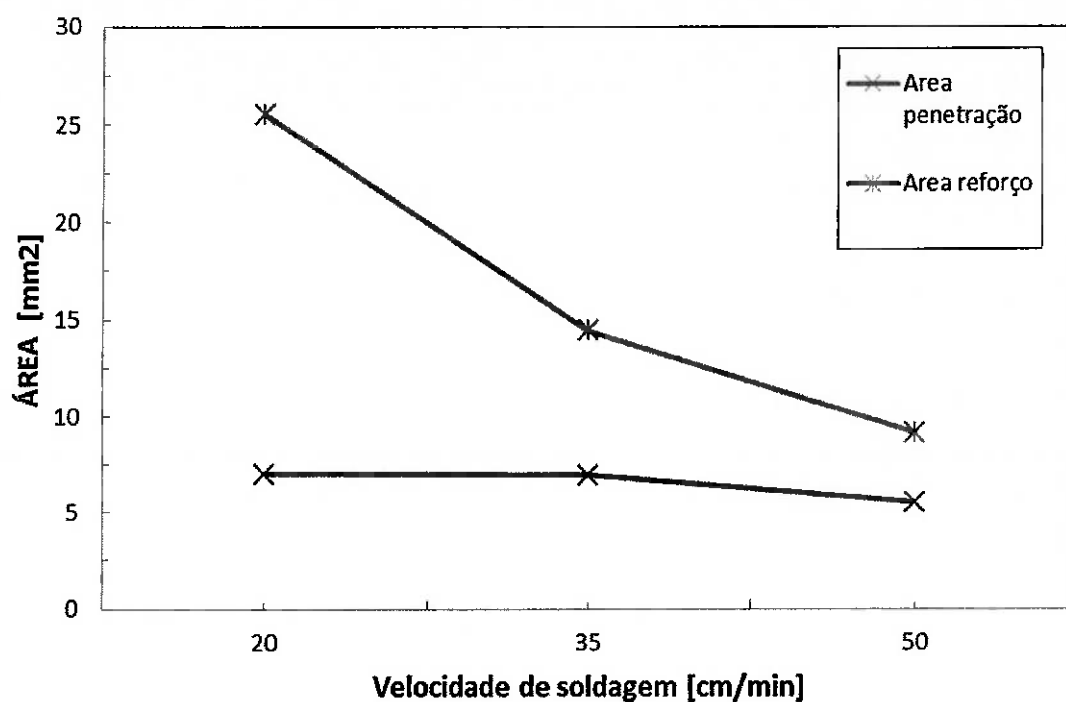


Figura 5.6 – Variação de velocidade de soldagem nas áreas dos cordões de solda.

Nota-se na figura 5.5 que um aumento da velocidade de soldagem reduz comparativamente muito mais a área de reforço do que a área de penetração e isto resulta em maior diluição.

5.3. A INFLUÊNCIA DA SOBREPOSIÇÃO DE PASSES NA DILUIÇÃO DOS CORDÕES DE SOLDA.

Os resultados dos experimentos de sobreposição de passes realizados na mesma tensão de 27 Volts estão apresentados na tabela 5.2.

Tabela 5.2 – Parâmetros de soldagem e porcentagem de diluição na sobreposição de passes com tensão de 27 Volts.

Corpo de prova	Sobreposição [%]	Tensão [Volts]	Corrente [Ampère]	Vel. Arame [m/min]	Vazão do gás [l/min]	Vel. Soldagem [cm/min]	Altura do bico [mm]	Diluição [%]
I	50%	27	130	5	16	20	10	26%
	30%	27	130	5	16	20	10	34%

Os resultados da influência da sobreposição de passes na diluição dos cordões de solda podem ser descrito na figura 5.4.

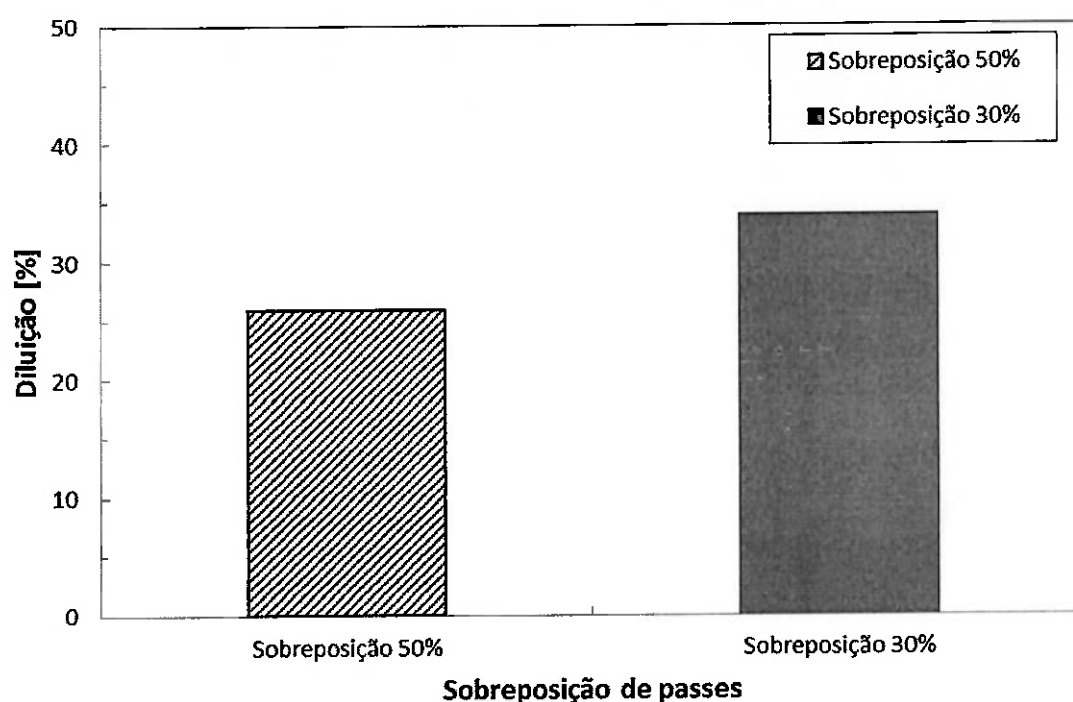


Figura 5.7 – Variação da sobreposição de passes na diluição dos cordões de solda.

Conforme descrito na figura 5.7, observa-se que quanto maior a sobreposição dos passes menor torna-se a diluição.

Este fato está relacionado à área da região catódica formada na parte do metal base, ou seja, na sobreposição de 30% a área da região catódica é maior no metal base promovendo uma maior troca de elétrons nesta região, ocasionando maior diluição nesta e, conseqüentemente, menor altura do

reforço de solda. Como na sobreposição de 50% a área da região catódica é menor no metal base, conseqüentemente têm-se menor diluição e maior altura do reforço de solda. Como a medida de diluição é um percentual da área de profundidade de penetração sobre a área total, logo, uma área de menor penetração sobre uma área total com maior altura de reforço resultará uma diluição menor.

5.4 A INFLUÊNCIA DA DILUIÇÃO NA PORCENTAGEM DE FERRITA DOS CORDÕES DE SOLDA.

Para avaliar a influência da diluição na porcentagem de ferrita, foi realizada uma análise comparativa com o diagrama WRC1992 para cada corpo de prova.

Utilizando os dados de diluições, composições químicas do metal de base e de adição de cada corpo de prova foram calculados os pontos para verificação no diagrama WRC1992. Para estes cálculos foram utilizadas as fórmulas abaixo:

- Fórmula para cálculo do cromo equivalente segundo o WRC1992:

$$Cr_{equiv} = Cr + Mo + 0,7.Nb$$

Onde:

Cr_{equiv} = valor do cromo equivalente;

Cr = porcentagem de cromo em peso na composição química;

Mo = porcentagem de molibdênio em peso na composição química;

Nb = porcentagem de nióbio em peso na composição química;

- Fórmula para cálculo do níquel equivalente segundo o WRC1992:

$$Ni_{equiv} = Ni + 35.C + 20.N + 0,25.Cu$$

Onde:

Ni_{equiv} = valor do níquel equivalente;

C = porcentagem de carbono em peso na composição química;

N = porcentagem de nitrogênio em peso na composição química;

Cu = porcentagem de cobre em peso na composição química;

A tabela 5.3 retrata a composição química dos metais de base e adição.

Tabela 5.3 – Composição química dos materiais de base e de adição.

Composição química do material [% em peso]							
Material	Cr	Mo	Nb	Ni	C	N	Cu
SA516-70	0,02	0	0,002	0,01	0,23	0,0063	0,02
E309L	22,99	0,03	0,02	12,22	0,026	0,026	0,01
E317L	18,49	3,34	0,02	13,73	0,03	0,03	0,08

Nota: Valores de certificado Usiminas nr. 2460115 e Kobelco nr. 220120952 nr. 220120531.

A tabela 5.4 retrata o cálculo de cromo equivalente e níquel equivalente para cada corpo de prova.

Tabela 5.4 – Cálculo do cromo equivalente e níquel equivalente.

Parâmetros de soldagem e respectivo cálculo de Cr_eq e Ni_eq (ref. WRC1992)						
Corpo de Prova	Velocidade Soldagem [cm/min]	Altura do bico [mm]	Material	Diluição	Cr_eq	Ni_eq
B	50	10	SA516-70	0%	0,02	8,19
			E309L	0%	23,03	13,65
			E317L	0%	21,84	15,40
			1º Camada	21%	18,20	12,51
			2º Camada	21%	21,08	14,79
C	20	10	SA516-70	0%	0,02	8,19
			E309L	0%	23,03	13,65
			E317L	0%	21,84	15,40
			1º Camada	13%	20,04	12,94
			2º Camada	13%	21,61	15,08
D	50	20	SA516-70	0%	0,02	8,19
			E309L	0%	23,03	13,65
			E317L	0%	21,84	15,40
			1º Camada	7%	21,42	13,27
			2º Camada	7%	21,81	15,25
E	20	20	SA516-70	0%	0,02	8,19
			E309L	0%	23,03	13,65
			E317L	0%	21,84	15,40
			1º Camada	6%	21,65	13,32
			2º Camada	6%	21,83	15,28

Com os valores encontrados na tabela 5.4 pode-se indicar no diagrama WRC1992 a região onde os cordões de solda estariam situados, ou seja, qual seria o valor de porcentagem de ferrita devido à diluição, bem como a microestrutura presente nos cordões de solda. As figuras 5.8, 5.9, 5.10 e 5.11 demonstram e indicam estes pontos calculados no diagrama para cada corpo de prova.

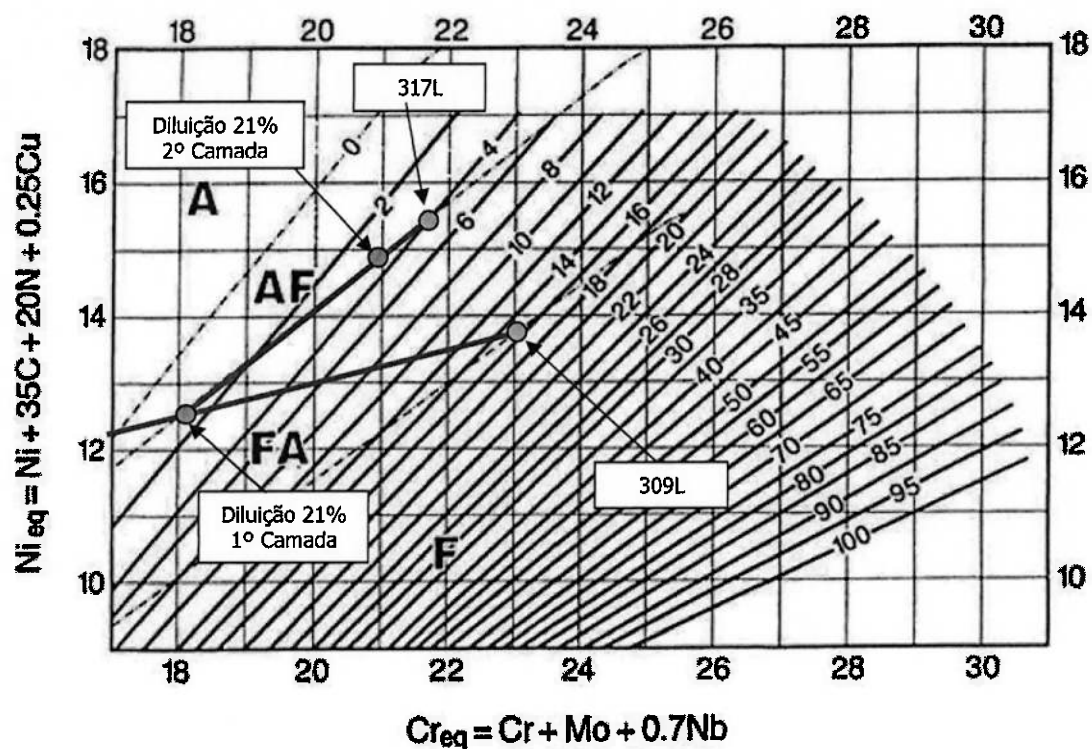


Figura 5.8 – Representação da diluição do corpo de prova B no diagrama WRC1992 [3].

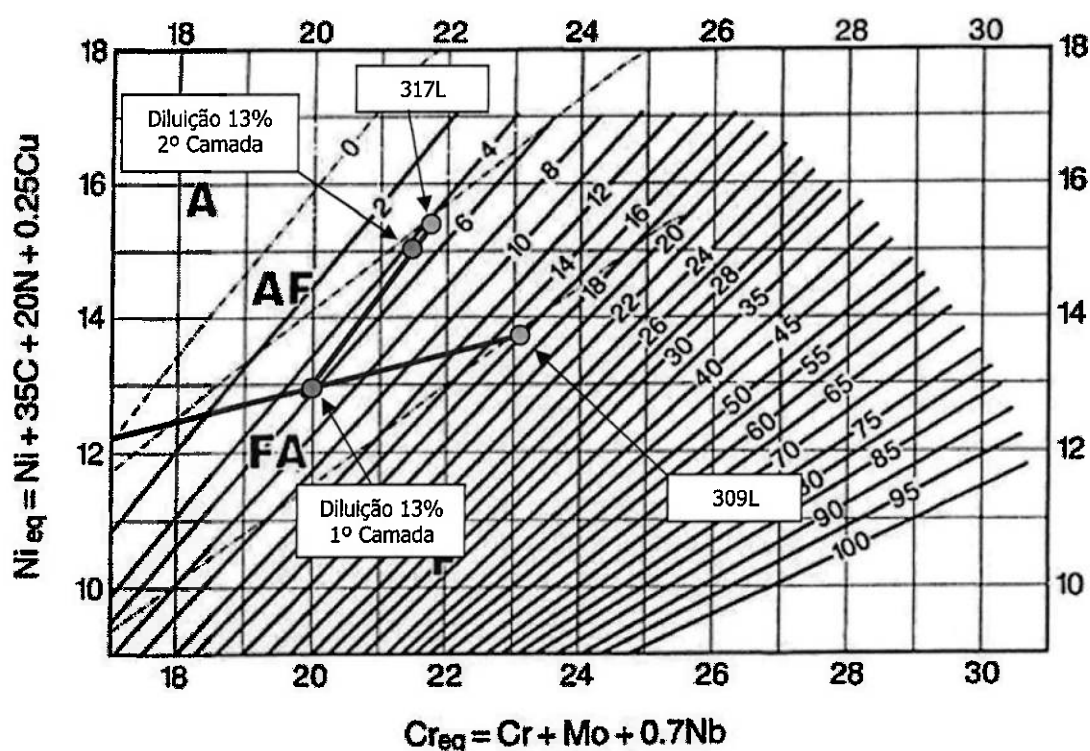


Figura 5.9 – Representação da diluição do corpo de prova C no diagrama WRC1992 [3].

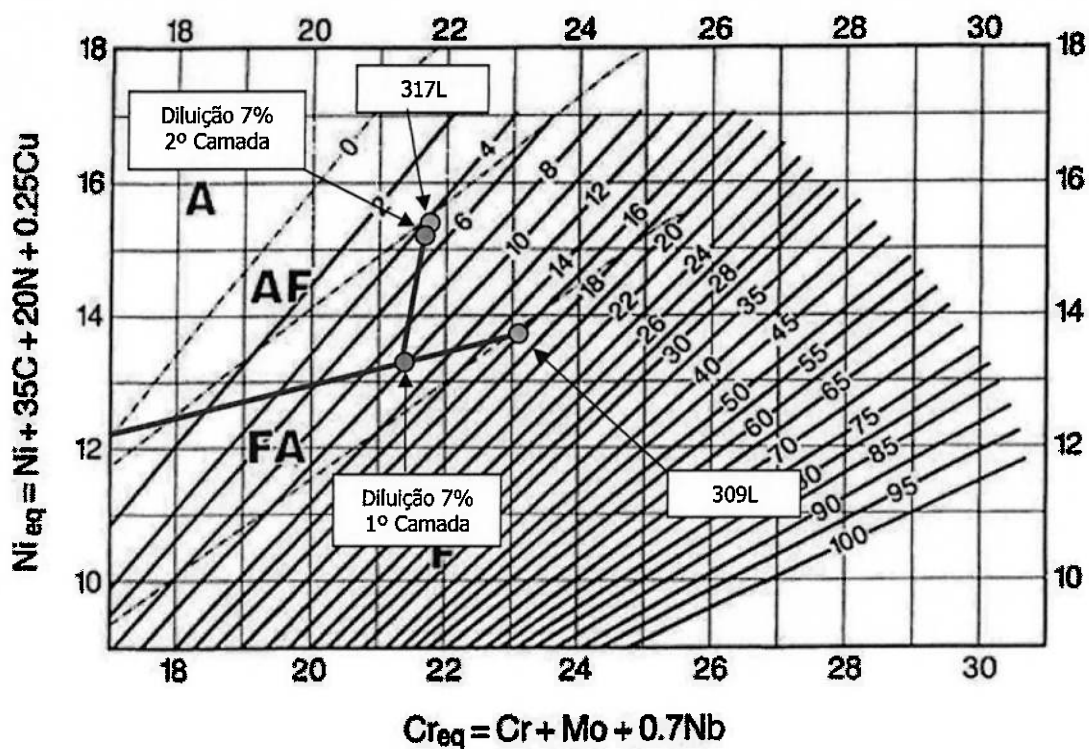


Figura 5.10 – Representação da diluição do corpo de prova D no diagrama WRC1992 [3].

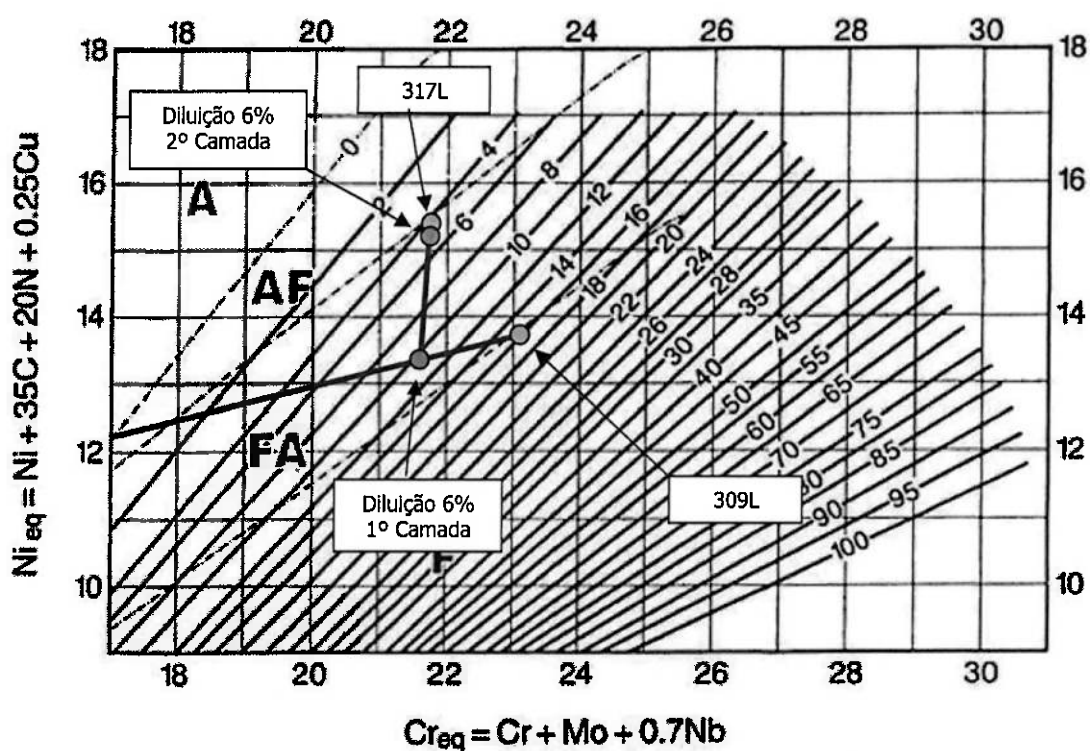


Figura 5.11 – Representação da diluição do corpo de prova E no diagrama WRC1992 [3].

De acordo com as figuras 5.8, 5.9, 5.10 e 5.11, observa-se que a diluição interfere no modo de solidificação e não interfere na quantidade de ferrita, ou seja, não há uma correlação da quantidade de diluição com o teor de ferrita e isto pode ser constatado na figura 5.12.

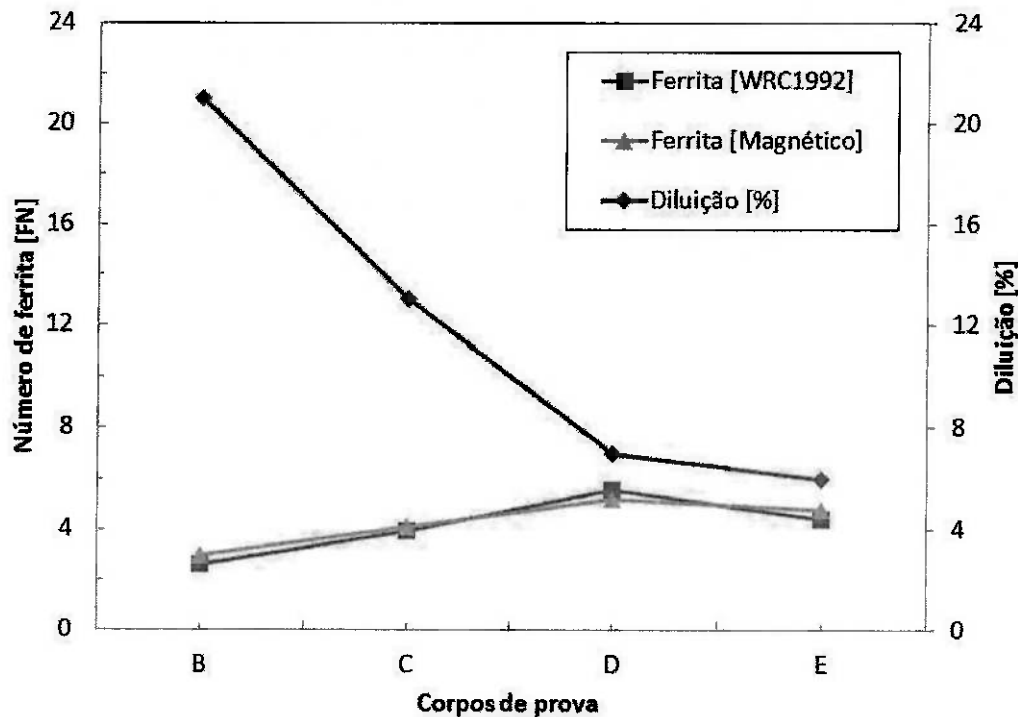


Figura 5.12 – Representação da diluição e numero de ferrita dos corpos de prova.

De acordo com a figura 5.12 nota-se que para as diluições dos corpos de prova B, C e D houve aumento do número de ferrita com a redução da diluição, sendo que para o corpo de prova E observa-se redução do numero de ferrita com a redução da diluição e isto afirma não haver correlação entre eles.

Tabela 5.5 – Parâmetros de soldagem e valores de diluição e teor de ferrita dos corpos de prova.

Corpo de prova	Tensão [Volts]	Tensão [Volts]	Corrente [Amp]	Velocidade Soldagem [cm/min]	Altura do bocal [mm]	Energia de Soldagem [J/mm]	ÁREA DO REFORÇO (NOTA 1)	ÁREA PENETRAÇÃO (NOTA 1)	Diluição [%]	TEOR FERRITA [FN] (MAGNÉTICO)	TEOR FERRITA [FN] (WRC1992)
B	27	140	120	50	10	395	27,64	7,18	21	2,63	3,00
C	27	140	125	20	10	1005	46,57	7,01	13	3,95	4,10
D	27	140	95	50	20	308	33,10	2,53	7	5,57	5,20
E	27	130	100	20	20	811	69,06	4,16	6	4,42	4,80

Nota 1: Área medida com comprimento constante.

Comparando-se os dados da tabela 5.5 observa-se que quanto maior a área de penetração do cordão de solda menor é a quantidade de ferrita. Isto demonstra que a penetração determina a quantidade de diluição da composição química do cordão de solda alterando a relação de Cr_{equiv} e Ni_{equiv} . A figura 5.13 retrata esta afirmação.

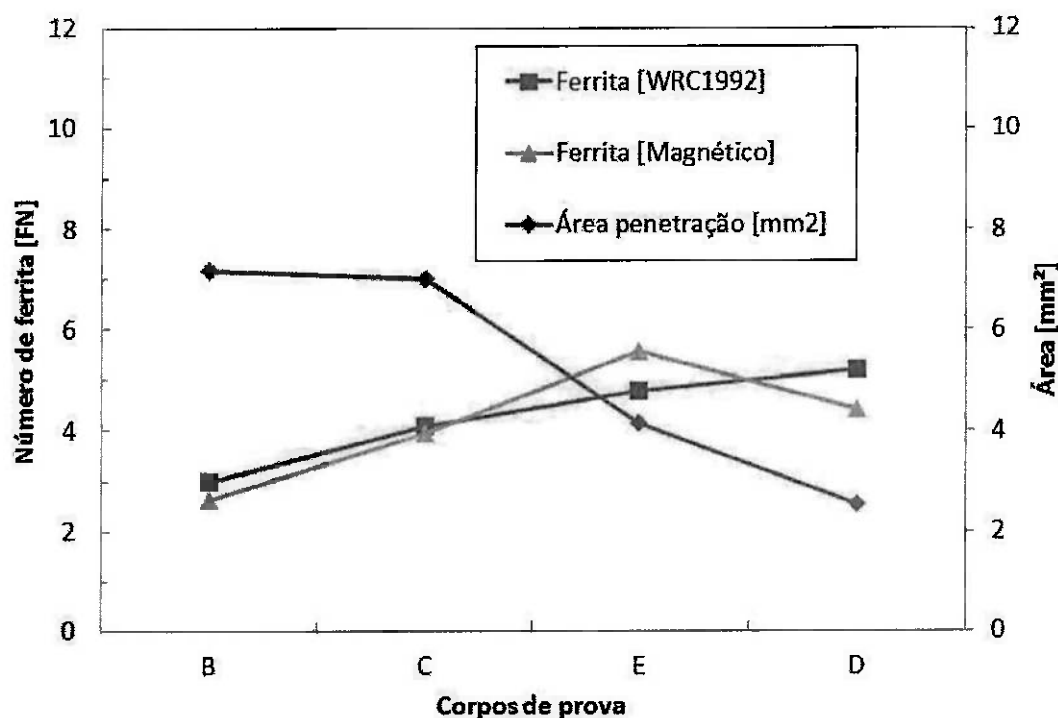


Figura 5.13 – Representação da área de penetração e numero de ferrita dos corpos de prova.

Observando-se as figuras 5.12 e 5.13, nota-se que os valores de número de ferrita obtidos no método gráfico WRC1992 comparado com os valores de número de ferrita no método magnético, há muito pouca variação entre eles tornando-se viável sua utilização para este experimento.

As figuras 5.14, 5.15, 5.16 e 5.17 retratam a microestrutura dos cordões de solda para os corpos de prova B, C, D e E respectivamente.



Figura 5.14 – Microestrutura corpo de prova B (aumento 200x).

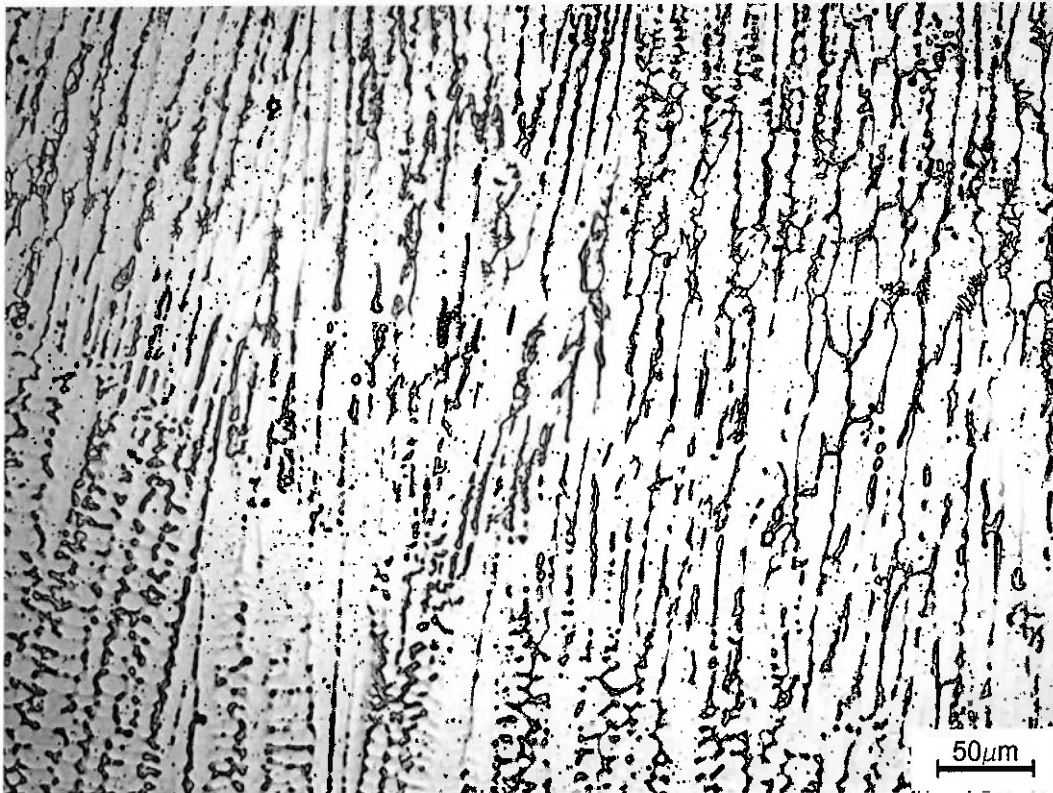


Figura 5.15 – Microestrutura corpo de prova C (aumento 200x).

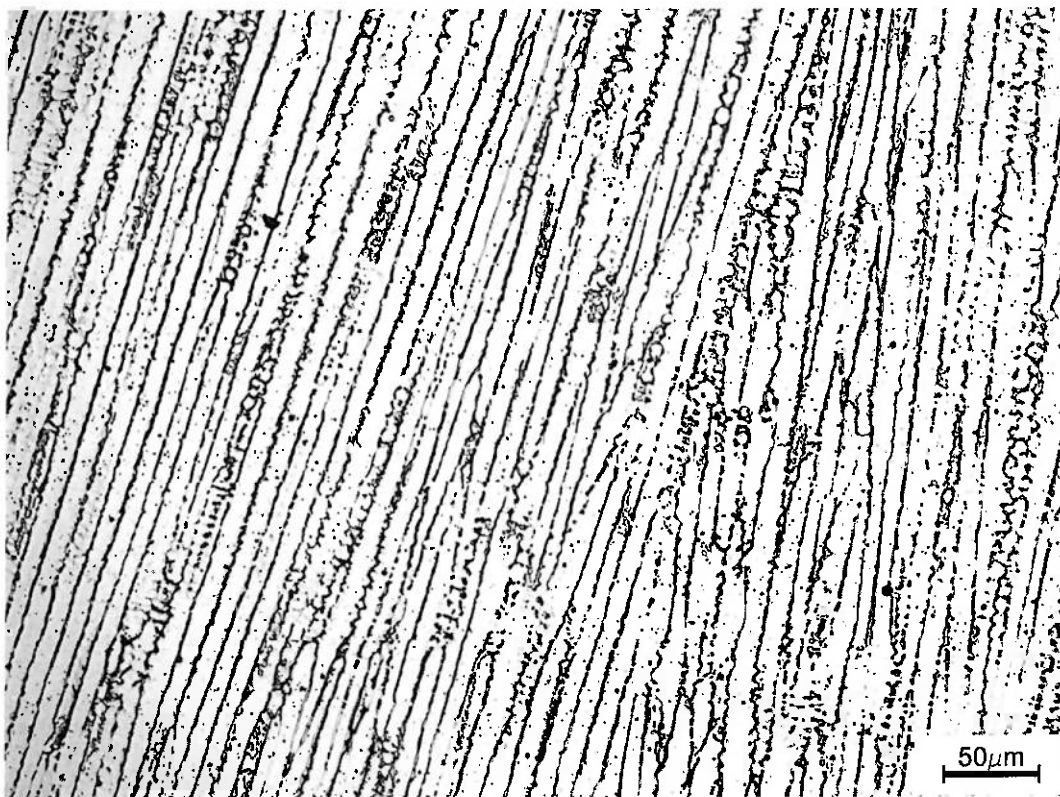


Figura 5.16 – Microestrutura corpo de prova D (aumento 200x).

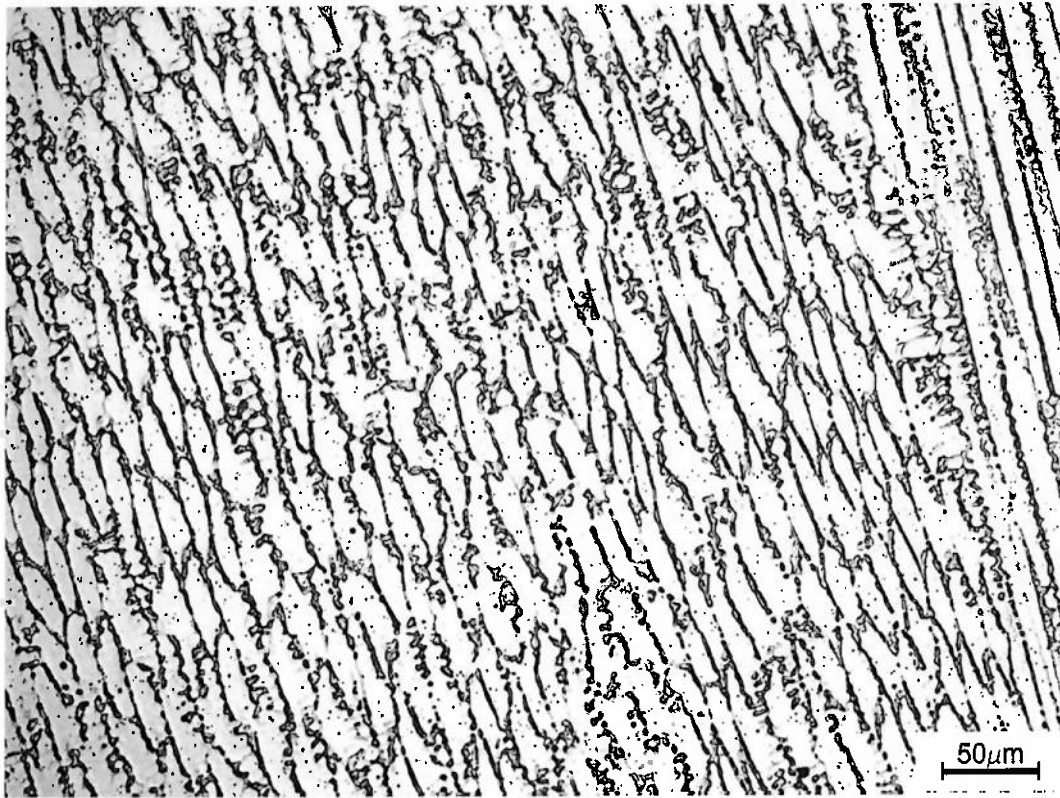


Figura 5.17 – Microestrutura corpo de prova E (aumento 200x).

Observa-se a predominância de estrutura austenítica com a presença de ferrita em todas as figuras 5.14, 5.15, 5.16 e 5.17.

6. CONCLUSÕES.

Considerando o objetivo deste trabalho diante dos materiais e métodos utilizados é possível concluir que:

1. Aumento de 10 mm para 20 mm na altura do bico de contato à peça reduziu a diluição em 27,6% para a velocidade de soldagem de 50 cm/min, e em 26,4% para a velocidade de soldagem de 20 cm/min, o que é explicado pelo aumento da área de reforço em relação à área de penetração, devido ao aquecimento do arame pelo efeito Joule.
2. Aumento de 20 cm/min para 50 cm/min na velocidade de soldagem aumentou a diluição em 38,2% para a altura do bico de contato à peça de 10 mm, e em 36% para a altura do bico de contato à peça de 20 mm, isto é devido à redução da quantidade de material depositado na mesma área, para uma mesma velocidade de alimentação de arame.
3. Aumento de 30% para 50% na sobreposição de passes diminui a diluição em 23,5%, o que é explicado pela menor quantidade de penetração do cordão no metal de base e maior penetração no cordão depositado anteriormente e, conseqüentemente, aumento da altura do reforço de solda.

4. O número de ferrita é correlacionado com a área de penetração do cordão de solda, pois interfere na composição química do cordão de solda e, conseqüentemente, na relação de $Ni_{equiv.}$ e $Cr_{equiv.}$. Um aumento de área de penetração de $2,53 \text{ mm}^2$ para $7,18 \text{ mm}^2$ reduziu o número de ferrita de 5,57 FN para 2,63 FN.
5. Com os materiais e métodos empregados pode-se obter valores de número de ferrita entre 2,63 FN a 5,57 FN nos revestimentos por soldagem através de otimização dos parâmetros de soldagem.
6. O procedimento de previsão de número de ferrita pela utilização do gráfico WRC1992 mostrou-se adequado para quantificação do número de ferrita, tendo seus resultados comprovados com o método de medição magnético.

SUGESTÕES DE TRABALHOS FUTUROS.

Sugere-se para estudos complementares os seguintes tópicos:

1. Estudo da mesma técnica empregada com a adição da variável de inclinação da tocha de soldagem.
2. Estudo comparativo da mesma técnica empregada com a soldagem pelo método manual.
3. Estudo da mesma técnica empregada na influência da corrosão naftênica em revestimentos de aço inoxidável austenítico UNS31703 sobre aço carbono.
4. Estudo da mesma técnica utilizada na influência das propriedades mecânicas.
5. Repetir a técnica utilizada com o modo de transferência com arco pulsado.

7. REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS

- [1] API RP 571, "*Damage Mechanisms Affecting Fixed Equipment in the Refining Industry*", American Petroleum Institute, pp 5.1.1 – 73j, 2003.
- [2] LIPPOLD, JOHN C. *Welding metallurgy and weldability of stainless steels*. Editora John Wiley & Sons Inc. New Jersey, USA, Ed. 2005. Pag. 3, 4, 20, 21.
- [3] AMERICAN SOCIETY OF MATERIALS, ASM METALS HANDBOOK VOL. 6, *American Society of Materials*. USA, 1993. Pag. 1288, 1666, 2024, 2028 e 2029.
- [4] AMERICAN SOCIETY OF MATERIALS, ASM METALS HANDBOOK DESK EDITION, American Society of Materials, edited by J.R. Davis, 2ª Ed., 1998. Pag 854, 855, 872.
- [5] APERAM. (Aço inoxidável: a solução perfeita para o desenvolvimento sustentável). Catálogo 2012. Disponível em: <<http://www.aperam.com/brasil/port/arquivos/Aco-Inoxidavel-Asolucao-perfeita-para-o-desenvolvimento-sustentavel.pdf>> Acesso em 18 nov. 2012.
- [6] THE ATLAS SPECIALTY METALS, Technical Handbook of Stainless Steels, Australia, Ed. 2003, Pag. 8. Disponível em: <<http://www.pms-c.com/wp-content/uploads/2010/07/Atlas-Technical-Handbook-of-St-Steel-05-2008.pdf>> Acesso em 10 set. 2012.
- [7] PADILHA, A. F. e GUEDES, L. C. Aços Inoxidáveis Austeníticos: Microestrutura e Propriedades, Editora Hemus, São Paulo, Brasil, 1994. Pag. 15, 79, 121, 122, 125, 127, 130, 134, 154.
- [8] SANDVIK STEEL, Corrosion handbook for stainless steel, Suécia, Ed. 1999, Pag. I:9, I:12, I:14.
- [9] ASTM A-240 – Rev. A, "Standard Specification for Chromium and Chromium – Nickel Stainless Steel Plate, Sheet and Strip for Pressure Vessel and General Applications". Disponível em: <<http://www.astm.org/Standards/A240.htm>>. Acesso em 16 ago. 2012.
- [10] PECKNER, D., and BERNSTEIN, I. M., Handbook of Stainless Steels. New York, USA. Ed. 1977.

- [11] HONEYCOMBE, R.W.K, Aços microestrutura e propriedades. Fundação Calouste Gulbenkian. Lisboa, Portugal. Ed. 1984. Pag. 306.
- [12] SSINA, The Specialty Steel Industry of North America. Disponível em: <http://www.ssina.com/overview/alloyelements_intro.html>. Acessado em: 18 de junho de 2012.
- [13] AMERICAN SOCIETY OF MECHANICAL ENGINEERS, ASME II – Part A, Ferrous Material Specifications. New York, USA. Ed. 2010. Pag. 372, 373.
- [14] ATI Technical Data Sheet. Catálogo 2012. Disponível em:<http://www.atimetals.com/Documents/ati_316_316l_317_317l_tds_en3.pdf>. Acesso em 19 jun. 2012.
- [15] NIPPON METAL INDUSTRY CO., LTD (NTK Stainless Steel – Data sheet). Disponível em: <[http://www.nikkinko.co.jp/CN/products-i/pdf/EN/EN_25_317\(L\)_201006.pdf](http://www.nikkinko.co.jp/CN/products-i/pdf/EN/EN_25_317(L)_201006.pdf)> Acesso em 08 jul 2012.
- [16] ARCELORMITTAL. Catálogo CLC18-12-4LN - 2010. Disponível em: <<http://www.normotors.net/PDF/Stainless%20steel%20&%20nickel%20alloy%20plates/Austenitic%20grades/CLC%2018-12.4%20LN.pdf>> Acesso em 08 jul de 2012.
- [17] AWS (AMERICAN WELDING SOCIETY). Welding Handbook. Welding Science and Technology. 9th ed., Miami-USA, v.1, 2001, p.240-292.
- [18] WAINER, E.; BRANDI, S. D.; MELLO, F.D.H de; Soldagem: processos e metalurgia, Editora Edgard Blücher LTDA, São Paulo, Brasil, Ed. 2010. Pag. 103, 104, 105, 106, 108 e 335.
- [19] BRANDI, Sérgio Duarte; LIPPOLD, John Carl. Considerações sobre a metalurgia da soldagem de aços inoxidáveis duplex e superduplex. Metalurgia & Materiais, São Paulo, v. 53, n. 463, p.141-146, mar. 1997. Bimestral.
- [20] KATAYAMA, S., FUJIMOTO, T., and MATSUNAWA, A., apud LIPPOLD, JOHN C. *Welding metallurgy and weldability of stainless steels*. Editora John Wiley & Sons Inc. New Jersey, USA, Ed. 2005. Pag. 154, 156, 158 e 159.
- [21] AMERICAN SOCIETY OF MECHANICAL ENGINEERS, ASME II – Divisão II, parte C, Anexo SFA-5.22. Ferrous Material Specifications. New York, USA. Ed. 2010. Pag. 461.

- [22] FALCÃO, Carlos. Apostila de projeto Mecânico. Vasos de pressão e trocadores de calor casco e tubos. São Paulo, Ed. 2008.
- [23] BUDINSKI K. G., Surface Engineering for Wear Resistance, Prentice Hall, Englewood Cliffs, New Jersey, 1988. Disponível em: <http://www.rijeza.com.br/pesquisas/artigos-tecnicos/mecanismos-de-desgaste>. Acesso em 15 dez. 2012.
- [24] RAMALHO, J. P. Apostila Curso Engenharia Soldagem. São Paulo. Ano 2012.
- [25] AMERICAN SOCIETY OF MECHANICAL ENGINEERS, ASME IX, Qualification Standard for Welding and Brazing Procedures, Welders, Brazers, and Welding and Brazing Operators. New York, USA. Ed. 2010.
- [26] V. KUMAR, C. LEE, G. VERHAEGHE, S. RAGHUNATHAN, CRA Weld Overlay - Influence of welding process and parameters on dilution and corrosion resistance, TWI Limited, Granta Park, Great Abington, Cambridge CB21 6AL, United Kingdom. Disponível em: <<http://www.twi.co.uk/technical-knowledge/published-papers/cra-weld-overlay-influence-of-welding-process-and-parameters-on-dilution-and-corrosion-resistance>> Acesso em: 17 de fev. 2013.
- [27] HOULDCROFT apud BRANDI, S. D; WAINER, E.; MELLO, F.D.H de; Soldagem: processos e metalurgia, Editora Edgard Blücher LTDA, São Paulo, Brasil, Ed. 2010. Pag. 103, 104, 105, 106, 108 e 335.
- [28] MARQUES, P. V.; MODENESI, P. J.; BRACARENSE, A. Q. Soldagem: Fundamentos e Tecnologia, Editora UFMG., Belo Horizonte, Ed. 2009. Pag.233.
- [29] JEFFUS, L. e BOWER, L. Welding skills, processes and practices for entry-level welders: book 2. Editora Delmar Cengage Learning. New York, USA. Ed. 2009. Pag. 115.
- [30] IIW, Classification des divers modes de transfert du metal en soudage a l'arc. Documento do Instituto Internacional de Soldagem nº XII-535-77.
- [31] BRANDI, S. D. Análise da Transferência Metálica na soldagem a arco elétrico com eletrodo revestido. Trabalho Mestrado. Pag. 09. São Paulo. Ano 1988.

- [32] SCOTTI, A. PONOMAREV, V. Soldagem MIG/MAG: melhor entendimento, melhor desempenho. São Paulo. Ano 2008. Ed. Artliber. 284p.
- [33] BRACARENSE, A. Q. Apostila e anotações de aula. UFMG. Belo Horizonte. Ano 2005.
- [34] TEUBEL, G. P., apud BRANDI, S. D; WAINER, E.; MELLO, F.D.H de; Soldagem: processos e metalurgia, Editora Edgard Blücher LTDA, São Paulo, Brasil, Ed. 2010. Pag. 132.

ANEXO I – Certificado da chapa de aço SA516Gr70

[illegible]

