

UNIVERSIDADE FEDERAL DE CAMPINA GRANDE
CENTRO DE CIÊNCIAS E TECNOLOGIA
PROGRAMA DE PÓS-GRADUAÇÃO EM ENGENHARIA MECÂNICA

AVALIAÇÃO DA INFLUÊNCIA DO PROCESSO E DOS PARÂMETROS DE
SOLDAGEM SOBRE A RESISTÊNCIA À CORROSÃO DE REVESTIMENTOS DE
AÇOS INOXIDÁVEIS AWS E 308-L T1 APLICADOS EM AÇOS ASTM A36

Raphael Henrique Falcão de Melo

Campina Grande, Paraíba.

Março de 2013

UNIVERSIDADE FEDERAL DE CAMPINA GRANDE
CENTRO DE CIÊNCIAS E TECNOLOGIA
PROGRAMA DE PÓS-GRADUAÇÃO EM ENGENHARIA MECÂNICA

AVALIAÇÃO DA INFLUÊNCIA DO PROCESSO E DOS PARÂMETROS DE
SOLDAGEM SOBRE A RESISTÊNCIA À CORROSÃO DE REVESTIMENTOS DE
AÇOS INOXIDÁVEIS AWS E 308-L T1 APLICADOS EM AÇOS ASTM A36

Raphael Henrique Falcão de Melo

Dissertação apresentada ao Programa de
Pós-Graduação em Engenharia Mecânica
como requisito parcial à obtenção do
título de MESTRE EM ENGENHARIA
MECÂNICA.

Orientador: Theophilo Moura Maciel

Agência Financiadora: CAPES

Campina Grande, Paraíba.

Março de 2013

FICHA CATALOGRÁFICA ELABORADA PELA BIBLIOTECA CENTRAL DA UFCG

- M528a Melo, Raphael Henrique Falcão.
Avaliação da influência do processo e dos parâmetros de soldagem sobre a resistência à corrosão de revestimentos de aços inoxidáveis AWS e 308-L T1 aplicados em aços ASTM A36 / Raphael Henrique Falcão Melo. -- 2013. 135 f. : il. color.
- Dissertação (Mestrado em Engenharia Mecânica) - Universidade Federal de Campina Grande, Centro Ciências e Tecnologia, 2013
- "Orientação: Prof. Dr. Theophilo Moura Maciel".
Referências.
1. Revestimentos. 2. Planejamento Experimental Fatorial. 3. Processos de Soldagem. 4. Difração de Raios-X. 5. Resistência à Corrosão.
I. Maciel, Theophilo Moura. II. Título.

CDU 679.7.024.7(043)

À minha Mãe, meu bastião.
À minha querida Mariana Karla, presente em todas as horas com seu apoio e
compreensão.

CURRICULUM VITAE DO CANDIDATO

(Engenheiro Mecânico, UFCG 2011)

PUBLICAÇÕES DURANTE O PERÍODO DE MESTRADO

Artigos completos publicados em periódicos

1. **Raphael H. F. Melo**; DOS SANTOS. M. A.; MACIEL. T. M. Avaliação do campo de tensões residuais por difração de raios X utilizando o método do $\text{sen}^2 \psi$ em revestimentos metálicos do aço inoxidável E308-L. Soldagem e Inspeção (Impresso) **JCR**, v. 18, p. 51-56, 2013.
2. **MELO, R. H. F.**; BATISTA, V. R. ; SILVA. M. M; DOS SANTOS. M. A.; MACIEL. T. M. Avaliação das tensões residuais de revestimentos aplicados por soldagem Parte 1. Revista Eletrônica de Materiais e Processos (UFCG), v. 7, p. 52-61, 2012.
3. **MELO, R. H. F.**; Costa, J. D.; SANTANA, R. A. C.; MACIEL. T. M. Efeito do processo de soldagem na microestrutura, microdureza e composição química de revestimentos de aço inoxidável aplicados por soldagem. Revista Eletrônica de Materiais e Processos (UFCG), v. 7, p. 193-204, 2012.

Trabalhos completos publicados em anais de congressos

1. **MELO, R. H. F.** ; PONTES, M. K. G. ; NOBREGA, J. A. ; MACIEL. T.M. ; DOS SANTOS. M. A. . Efeito da Variação dos Parâmetros de Soldagem sobre as Propriedades de Revestimentos de Aço Inoxidáveis Aplicados pelos Processos SAW e FCAW. In: 67º Congresso Internacional da ABM, 2012, Rio de Janeiro - RJ. Anais do Congresso da ABM. São Paulo, 2012. v. 1.
2. **MELO, R. H. F.** ; PONTES, M. K. G. ; NOBREGA, J. A. ; MACIEL. T.M. ; DOS SANTOS. M. A. . Influência dos Parâmetros de Soldagem sobre as Características de Revestimentos do E308-L Aplicados pelo Processo SAW em Aço Estrutural. In: 67º Congresso Internacional da ABM, 2012, Rio de Janeiro - RJ. Anais do Congresso da ABM. São Paulo, 2012. v. 1.
3. **MELO, R. H. F.** ; Costa, J. D. ; SANTANA, R. A. C. ; MACIEL. T.M. . Microestrutura, microdureza e caracterização da composição química de revestimentos aplicados pelo

processo FCAW. In: XXXVIII CONSOLDA - Congresso Nacional de Soldagem, 2012, Ouro Preto - MG. Anais do CONSOLDA, 2012.

4. **MELO, R. H. F.** ; BATISTA, V. R. ; SILVA. M.M ; DOS SANTOS. M. A. ; MACIEL. T.M. . Influência dos Parâmetros de Soldagem sobre as Características de Revestimentos de Aço Inoxidável Aplicados Em Aço C-Mn pelo Processo FCAW. In: XXXVII Consolda - Congresso Nacional de Soldagem, 2011, Natal - RN. XXXVII CONSOLDA - Congresso Nacional de Soldagem, 2011.

Resumos publicados em anais de congressos

1. **MELO, R. H. F.**; MACIEL. T. M. Comparative Study of the Influence of Welding Parameters on the Characteristics of Stainless Steel Weld Overlays Applied by FCAW and SAW Process. In: TMS 2012- 141st Annual Meeting & Exhibition, 2012, Orlando - Florida. Linking Science and Technology for Global Solutions, 2012.

**AVALIAÇÃO DA INFLUÊNCIA DO PROCESSO E DOS PARÂMETROS DE
SOLDAGEM SOBRE A RESISTÊNCIA À CORROSÃO DE REVESTIMENTOS DE
AÇOS INOXIDÁVEIS AWS E 308-L T1 APLICADOS EM AÇOS ASTM A36**

Raphael Henrique Falcão de Melo

Dissertação aprovada em 01 de Março de 2013, pela banca examinadora constituída dos seguintes membros:

Prof. D. Sc. Theophilo Moura Maciel
Orientador – UAEM/UFCG

Prof. D. Sc. Marco Antônio dos Santos
Examinador Interno – UAEM/UFCG

Prof. Dr. Carlos José de Araújo
Examinador Interno – UAEM/UFCG

Prof. D. Sc. Renato Alexandre Costa de Santana
Examinador Externo – UAE/UFCG

AGRADECIMENTOS

Agradeço a Deus pelo dom da vida.

A minha Mãe por acreditar e me apoiar nesta empresa que é a vida. Ao meu padrasto, o Sr. Gidion de Oliveira por não medir esforços quando se trata de minha formação moral e profissional.

A minha amada Mariana Karla Gurjão Pontes que tanto me apoia, acredita em minha capacidade e tantas vezes é um dique que suporta e abrandando o mar de minhas emoções.

Ao professor Theophilo Moura Maciel pelo tempo, presença, exemplo e eficiência na orientação. E acima de tudo por me dar a oportunidade de trabalhar e acreditar em minha capacidade.

Ao professor João Baptista da Costa Agra de Mello pelo zelo, auxílio, compreensão e contribuição indelével em minha formação.

Ao professor Renato Alexandre Costa de Santana pela imensa paciência e dividir um pouco de seu grande conhecimento a respeito de corrosão comigo e outros colegas do LabSol.

Ao professor Marco Antonio dos Santos, Marcos Mesquita da Silva e Bruno Araújo, pelas discussões e orientações. A Valmir Rodrigues pelo apoio e braço forte sempre presentes. E todos os colegas do LabSol.

AVALIAÇÃO DA INFLUÊNCIA DO PROCESSO E DOS PARÂMETROS DE SOLDAGEM SOBRE A RESISTÊNCIA À CORROSÃO DE REVESTIMENTOS DE AÇOS INOXIDÁVEIS AWS E 308-L T1 APLICADOS EM AÇOS ASTM A36

RESUMO

Este trabalho tem como objetivo avaliar a influência da variação dos parâmetros e processos de soldagem sobre as características geométricas, microestrutura, microdureza, níveis de tensões residuais e resistência à corrosão de revestimentos do AWS E308L – T1. Utilizou-se um planejamento experimental fatorial em dois níveis para avaliar a influência dos fatores de controle sobre a largura (L), reforço (r) e diluição D (%), variando-se a tensão de referência (U), a velocidade de alimentação do arame (V_a) e a velocidade de soldagem (V_s). Para determinação das tensões residuais utilizou-se a técnica de difração de raios – X, com um anodo *Cr-ka*, com 10 exposições. Ainda realizou-se uma caracterização metalúrgica dos revestimentos através de ensaios de microdureza Vickers e microscopia ótica. Todas as condições de soldagem foram ensaiados quanto à resistência à corrosão pela técnica de polarização potenciodinâmica linear em uma solução de NaCl (0,1 M). As soldagens foram realizadas na posição plana pelos processos SAW e FCAW com proteção gasosa (mistura 70-30 de CO₂ e Ar). Os revestimentos FCAW apresentaram menores valores de diluição e maiores larguras que os revestimentos aplicados pelo processo SAW. A eficiência de deposição média de ambos os processos foi de 86%. Os valores de microdureza no processo FCAW foram menores que os dos revestimentos aplicados pelo processo SAW, bem como um menor número de ocorrência de zonas parcialmente diluídas. O nível de tensões residuais foi, em sua totalidade, de natureza compressiva, sendo o campo de tensões residuais dos revestimentos aplicados pelo processo FCAW menos intenso do que o observado no processo SAW. Isto resultou em menor resistência à corrosão dos revestimentos aplicados pelo processo FCAW. Logo, os níveis de tensões residuais foram um fator decisivo no comportamento dos revestimentos quanto a resistência à corrosão.

Palavras-chave: Planejamento experimental fatorial, revestimentos, processos de soldagem, difração de raios –X, resistência à corrosão.

INFLUENCE OF WELDING PROCESSES AND PARAMETERS ON THE CORROSION RESISTANCE OF THE AWS E 308-L T1 STAINLESS STEEL OVERLAY APPLIED ON ASTM A36 STEEL

ABSTRACT

This study aimed to evaluate the influence of parameters and welding processes variation on the geometric characteristics, microstructure, microhardness, residual stress levels and corrosion resistance of AWS E308L - T1 weld overlays. It was used a factorial experimental design at two levels to evaluate the influence of control factors over the width (L), reinforcement (r) and dilution D (%), varying the reference voltage (U), feed rate (Va) and welding speed (Vs). Was used for determination of residual stresses the X-ray diffraction technique, with a Cr- α anode, with 10 steps. The metallurgical characterization of weld overlays was done by Vickers microhardness tests and optical micrographs. The specimens were tested for corrosion resistance by linear polarization technique in a solution of NaCl (0.1 M). The welds were performed in the flat position by SAW and FCAW processes with shielding gas (70-30 mixture of CO₂ and Ar). The weld overlays applied by FCAW process presented lower dilution and larger widths than those applied by the SAW process. The average deposition efficiency of both processes was 86%. The microhardness values in FCAW process were smaller than those weld overlays applied by SAW process, as well as a smaller number of occurrences of partially diluted zones. The level of residual stress were compressive in their entirety, being the residual stress field of weld overlays applied by FCAW process less compressive than those observed in the SAW process. This resulted in low corrosion resistance of the weld overlays applied by FCAW process. Therefore, the levels of residual stresses were a decisive factor in the corrosion resistance behavior of these welds overlays.

Keywords: Factorial experimental design, weld overlays, welding processes, X-ray diffraction, corrosion resistance.

SUMÁRIO

1. INTRODUÇÃO.....	20
2. OBJETIVOS.....	22
2.1 OBJETIVO GERAL.....	22
2.2 OBJETIVOS ESPECÍFICOS.....	22
3. REVISÃO BIBLIOGRÁFICA.....	23
3.1 Aços Inoxidáveis.....	23
3.1.1 Aços Inoxidáveis Austeníticos.....	25
3.2 Soldagem.....	27
3.2.1 Processos de Soldagem.....	28
3.2.1.1 Soldagem ao Arco Submerso – SAW.....	29
3.2.1.2 Soldagem a Arco com Arame Tubular – FCAW.....	30
3.2.2 Efeitos das Variáveis de Processo.....	32
3.2.2.1 Tensão do Arco.....	33
3.2.2.2 Corrente Elétrica.....	34
3.2.2.3 Tipo de Corrente.....	34
3.2.2.4 Velocidade de Soldagem.....	35
3.2.2.5 Distância do Bico de Contato à Peça (DBCP).....	36
3.2.3 Características Geométricas do Cordão de Solda.....	36
3.2.4 Características Econômicas.....	38
3.3 Revestimentos.....	38
3.3.1 Revestimentos Aplicados por Soldagem.....	39
3.3.1.1 Weld Cladding.....	41
3.4 Tensões Residuais.....	43
3.4.1 Tipos de Tensões Residuais.....	43
3.4.2 Origem das Tensões Residuais.....	44
3.4.3 Efeito das Tensões Residuais sobre a Resistência à Fadiga.....	47
3.4.4 Efeito das Tensões Residuais sobre o Trincamento Induzido pelo Hidrogênio.....	47
3.4.5 Efeito das Tensões Residuais sobre a Corrosão sob Tensão.....	48
3.4.6 Métodos para Determinação das Tensões Residuais.....	48
3.4.7 Fontes de Incerteza.....	52
3.4.7.1 Fontes de Incerteza em Medidas de Tensões Residuais.....	52
3.5 Corrosão.....	53
3.5.1 Polarização Potenciodinâmica Linear (PPL).....	55

3.6 Planejamento de Experimentos.....	58
3.6.1 Vantagens da Utilização do Planejamento de Experimentos.....	59
3.6.2 Planejamento Experimental Fatorial com n Experimentos.....	60
4. MATERIAIS E MÉTODOS.....	61
4.1 Materiais de Consumo	61
4.1.1 Metal de Base.....	61
4.1.2 Consumíveis.....	61
4.1.2.1 Metal de Adição.....	61
4.1.2.2 Elementos de Proteção.....	62
4.2 Equipamentos e Acessórios	62
4.2.1 Equipamentos Empregados nas Soldagens	62
4.2.2 Equipamentos Empregados na Preparação Metalográfica.....	63
4.2.3 Equipamento para Avaliação das Tensões Residuais	63
4.2.4 Equipamento para Ensaio de Microdureza.....	64
4.2.5 Equipamento para Realização dos Ensaio de Corrosão	65
4.3 Metodologia	65
4.3.1 Soldagem de Revestimento.....	65
4.3.2 Preparação Metalográfica, Medição das Características Geométricas e Microdureza	67
4.3.3 Medidas de Tensão Residual por Difração de Raios – X	68
4.3.4 Ensaio de Determinação da Composição Química	69
4.4 Ensaio de Corrosão.....	69
5. RESULTADOS E DISCUSSÃO.....	71
5.1 Revestimentos Aplicados pelo Processo de Soldagem ao Arco Submerso (SAW)	71
5.1.1 Características Geométricas.....	71
5.1.1.1 Influência dos Parâmetros de Soldagem na Largura (L)	74
5.1.1.2 Influência dos Parâmetros de Soldagem no Reforço (r)	75
5.1.1.3 Influência dos Parâmetros de Soldagem na Diluição	77
5.1.2 Características Econômicas	78
5.1.3 Composição Química, Microdureza e Microestrutura.....	81
5.1.4 Avaliação dos Níveis de Tensões Residuais	90
5.1.5 Avaliação da Resistência à Corrosão.....	96

5.2 Revestimentos Aplicados pelo Processo de Soldagem ao Arame Tubular (FCAW)	98
5.2.1 Características Geométricas	98
5.2.1.1 Influência dos Parâmetros de Soldagem sobre a Largura (L)	100
5.2.1.2 Influência dos Parâmetros de Soldagem sobre o Reforço (r)	102
5.2.1.3 Influência dos Parâmetros de Soldagem sobre a Diluição D(%)	103
5.2.2 Características Econômicas	104
5.2.3 Composição Química, Microdureza e Microestrutura	108
5.2.4 Avaliação dos Níveis de Tensões Residuais	114
5.2.5 Avaliação da Resistência à corrosão	120
5.3 Breve Comparativo entre Processos quanto a Resistência à corrosão	122
6. CONSIDERAÇÕES FINAIS E SUGESTÕES	125
6.1 Conclusões	125
6.2 Sugestões para Trabalhos Futuros	126
REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS	127

ÍNDICE DE TABELAS

Tabela 1: Composição química (% em peso) do aço ASTM A36.....	61
Tabela 2: Composição química (% em peso) do arame eletrodo segundo o fabricante.	61
Tabela 3: Níveis reais e codificados dos fatores em estudo, processo SAW.	66
Tabela 4: Níveis reais e codificados dos fatores em estudo, processo FCAW.....	66
Tabela 5: Matriz de planejamento experimental $2^3 + 3$ pontos centrais, processo SAW.	67
Tabela 6: Matriz de planejamento experimental $2^3 + 3$ pontos centrais, processo FCAW.	67
Tabela 7: Matriz de planejamento e resultados obtidos.	71
Tabela 8: Nível de significância dos fatores de controle sobre as variáveis respostas... ..	73
Tabela 9: Análise de variância (ANOVA) para as respostas D, r e L.	74
Tabela 10: Taxa de deposição.	79
Tabela 11: Nível de significância sobre a taxa de deposição.	80
Tabela 12: Análise de variância (ANOVA) para a taxa de deposição.	80
Tabela 13: Composição química em peso dos revestimentos.	83
Tabela 14: Durezas médias no MS dos revestimentos aplicados pelo processo SAW. .	90
Tabela 15: Tensões residuais médias para todas as condições de soldagem com processo SAW.	94
Tabela 16: Parâmetros de avaliação da resistência à corrosão nos revestimentos aplicados pelo processo SAW.	96
Tabela 17: Matriz de planejamento e resultados obtidos.	98
Tabela 18: Nível de significância dos fatores de controle sobre as variáveis respostas.	99
Tabela 19: Análise de variância (ANOVA) para as respostas D, r e L.	100
Tabela 20: Taxa de deposição.	105
Tabela 21: Nível de significância sobre a taxa de deposição.	106
Tabela 22: Análise de variância (ANOVA) para a taxa de deposição.	106
Tabela 23: Composição química em peso dos revestimentos.	109
Tabela 24: Durezas médias no MS dos revestimentos aplicados pelo processo FCAW.	114
Tabela 25: Tensões residuais médias para todas as condições de soldagem com processo FCAW.....	118
Tabela 26: Parâmetros de avaliação da resistência à corrosão nos revestimentos aplicados pelo processo FCAW.....	121
Tabela 27: Avaliação da resistência à corrosão em função do processo de soldagem.	122

ÍNDICE DE FIGURAS

Figura 1: Taxa de corrosão de aços ao cromo expostos por 10 anos a uma atmosfera industrial.	24
Figura 2: Microestrutura típica AISI 308-L, austenítica com ferrita eutética e em espinha.	26
Figura 3: Esquema de uma solda de topo por fusão.	27
Figura 4: Processo básico de soldagem SAW.	29
Figura 5: Desenho esquemático do processo de soldagem FCAW.	31
Figura 6: Efeito da tensão no perfil do cordão soldado para a corrente constante. (a) voltagem excessivamente baixa; (b) voltagem excessivamente alta.	33
Figura 7: Cordão em forma de Chapéu, produzido pelo uso de excessiva tensão.	34
Figura 8: Efeito do nível de corrente de soldagem no perfil do cordão soldado: (a) corrente excessivamente baixa; (b) corrente excessivamente alta; (c) corrente recomendada.	34
Figura 9: Efeito da polaridade do eletrodo sobre o cordão de solda, mantidos constantes os demais parâmetros.	35
Figura 10: Representação esquemática das dimensões geométricas das seções transversais dos cordões/revestimentos soldados.	36
Figura 11: Região apresentando ZPD.	41
Figura 12: Concepção artística de um revestimento soldado.	42
Figura 13: Exemplos de surgimento de tensões residuais macroscópicas e microscópicas.	44
Figura 14: (a) Conjunto de barras presas nas extremidades e (b) Barra central sendo aquecida.	44
Figura 15: Variação da tensão (σ_c) com a temperatura na barra central.	45
Figura 16: Comparação entre as tensões residuais desenvolvidas na montagem de três barras (a) e as tensões residuais longitudinais formadas ao longo da direção transversal (y) a uma solda de topo (b).	46
Figura 17: Distribuição das tensões residuais longitudinais (a) e transversais (b) em juntas de topo.	47
Figura 18: Espalhamento coerente em difração de raios-X.	50
Figura 19: Tensão plana em uma superfície mostrando a mudança no espaçamento interplanar com a inclinação ψ para tensão uniaxial σ_ϕ paralela a superfície.	51
Figura 20: Dependência linear de 2θ em relação a $\text{sen}^2\Psi$	51
Figura 21: Difratoograma em forma de função Gaussiana.	52
Figura 22: Curva de polarização esquemática em escala linear.	56
Figura 23: Equipamentos utilizados nas soldagens.	62
Figura 24: Difratómetro portátil utilizado na análise de tensões residuais.	63
Figura 25: Diagrama esquemático do espectro de raios – X.	64
Figura 26: Microdurômetro digital FM-700 Future Tech.	65
Figura 27: Potenciostato/Galvanostato Autolab PGSTAT302N.	65
Figura 28: Ilustração do nível de sobreposição entre os cordões.	66

Figura 29: Espécime para ensaio de microdureza.	68
Figura 30: Regiões a serem analisados os perfis de tensões residuais.	69
Figura 31: Célula eletroquímica para ensaios de corrosão.	70
Figura 32: Relação entre r/L e D(%).	72
Figura 33: Influência de Va e U sobre a largura dos revestimentos do processo SAW.	74
Figura 34: Influência de Vs e U sobre a largura dos revestimentos do processo SAW.	75
Figura 35: Influência da tensão (U) e velocidade de alimentação (Va) no reforço.	76
Figura 36: Influência da tensão (U) e velocidade de soldagem (Vs) no reforço.	76
Figura 37: Influência da tensão (U) e velocidade de alimentação (Va) na diluição.	77
Figura 38: Influência da tensão (U) e velocidade de soldagem (Vs) na diluição.	78
Figura 39: Influência da tensão (U) e velocidade de alimentação (Va) sobre a taxa de deposição.	81
Figura 40: Diagrama WRC – 1992 utilizado na predição da fração volumétrica de ferrita δ	84
Figura 41: Gráficos de Pareto ilustrando a influência dos parâmetros de soldagem sobre a composição química.	84
Figura 42: Influência dos parâmetros de soldagem sobre o cromo equivalente e o níquel equivalente dos revestimentos aplicados pelo processo SAW.	85
Figura 43: Perfil de microdureza em HV revestimento SAW – 9 (a); variação da microdureza no MS (b).	85
Figura 44: Micrografia apresentando metal de solda, zona parcialmente diluída (ZPD) e a ZTA do revestimento SAW – 9. Ampliação: 100x.	86
Figura 45: Interface MS/ZTA e região rica em ferrita delta, apresentando ZPD na morfologia de “ilhas” (a); Matriz autêntica com ferrita eutética e em espinha (b); Mudança na morfologia da ferrita eutética para ferrita δ (c). Ampliação: 100x (a) e (b). Ampliação: 200x.	87
Figura 46: Perfil de microdureza em HV revestimento SAW – 3 (a); variação da microdureza no MS (b).	88
Figura 47: Micrografia apresentando o metal de solda do revestimento SAW – 3. Possível precipitação de carbonetos (a); Morfologia de “ilha” e “península” (b). Ampliação: 100x (a); Ampliação: 200x (b).	88
Figura 48: Perfil de microdureza em HV no revestimento SAW – 1.	89
Figura 49: Micrografias do revestimento SAW – 1. Interface metal de solda/substrato (a); Zona parcialmente diluída com dureza de 421,7 HV (b). Ampliação: 100x (a); Ampliação: 200x (b).	90
Figura 50: Valores médios de tensões residuais longitudinais e suas respectivas incertezas (a); Campo de tensões residuais longitudinais para o revestimento SAW – 3 (b).	91
Figura 51: Valores médios de tensões residuais transversais e suas respectivas incertezas (a); Campo de tensões residuais transversais para o revestimento SAW – 3 (b).	91
Figura 52: Valores médios de tensões residuais longitudinais e suas respectivas incertezas (a); Campo de tensões residuais longitudinais para o revestimento SAW – 7 (b).	92

Figura 53: Valores médios de tensões residuais transversais e suas respectivas incertezas (a); Campo de tensões residuais transversais para o revestimento SAW – 7 (b).	92
Figura 54: Valores médios de tensões residuais longitudinais e suas respectivas incertezas (a); Campo de tensões residuais longitudinais para o revestimento SAW – 11 (b).....	93
Figura 55: Valores médios de tensões residuais transversais e suas respectivas incertezas (a); Campo de tensões residuais transversais para o revestimento SAW – 11 (b).	93
Figura 56: Influência do aporte térmico de soldagem sobre o nível de tensões residuais longitudinais e transversais no processo SAW.....	95
Figura 57: Curva de polarização potenciodinâmica linear.	97
Figura 58: Relação entre r/L e D(%).	99
Figura 59: Influência de Va e U sobre a largura dos revestimentos.....	101
Figura 60: Influência de Vs e U sobre a largura dos revestimentos.....	101
Figura 61: Influência de Vs e U sobre o reforço de revestimentos.	102
Figura 62: Influência de Vs e Va sobre o reforço de revestimentos.....	103
Figura 63: Influência da tensão (U) e velocidade de alimentação (Va) na diluição.....	104
Figura 64: Influência da tensão (U) e velocidade de alimentação (Va) sobre a taxa de deposição.	107
Figura 65: Influência da tensão (U) e velocidade de soldagem (Vs) sobre a taxa de deposição.	107
Figura 66: Perfil de microdureza em HV do revestimento FCAW – 4 (a); variação da microdureza no MS (b).....	110
Figura 67: Perfil de microdureza em HV do revestimento FCAW – 8 (a); variação da microdureza no MS (b).....	110
Figura 68: Perfil de microdureza em HV para o revestimento FCAW – 10 (a); variação da microdureza no MS (b).	111
Figura 69: Metal de solda rico em ferrita δ (a); Presença de defeito de soldagem junto à linha de fusão do revestimento (b); Presença de zonas parcialmente diluídas (c) e “praia” com estrutura martensítica (d). Ampliação: 50x (a) e (c); 100 x (b) e (d).....	113
Figura 70: Micrografia do MS apresentando baixa tendência à formação de ferrita δ (a); Presença de ZPD’s na morfologia de “ilhas” e “península” (b); Presença de ferrita AF no MS (c); Morfologia da ferrita FA (d). Ampliação: 50x (a) e (b); 100x (c) e 500x (d).	113
Figura 71: Valores médios de tensões residuais longitudinais e suas respectivas incertezas (a); Campo de tensões residuais longitudinais para o revestimento FCAW – 1 (b).....	115
Figura 72: Valores médios de tensões residuais transversais e suas respectivas incertezas (a); Campo de tensões residuais transversais para o revestimento FCAW -1 (b).	115
Figura 73: Valores médios de tensões residuais longitudinais e suas respectivas incertezas (a); Campo de tensões residuais longitudinais para o revestimento FCAW – 2 (b).....	116
Figura 74: Valores médios de tensões residuais transversais e suas respectivas incertezas (a); Campo de tensões residuais transversais para o revestimento FCAW – 2 (b).....	116

Figura 75: Valores médios de tensões residuais longitudinais e suas respectivas incertezas (a); Campo de tensões residuais longitudinais para o revestimento FCAW – 5 (b).....	117
Figura 76: Valores médios de tensões residuais transversais e suas respectivas incertezas (a); Campo de tensões residuais transversais para o revestimento FCAW – 5 (b).....	117
Figura 77: Influência da energia de soldagem sobre o nível de tensões residuais longitudinais e transversais, e a interação entre os níveis de tensões no processo FCAW.	119
Figura 78: Fração volumétrica de ferrita δ no metal de solda dos corpos de prova CP 5 (a) e CP 8 (b).	120
Figura 79: Curvas de polarização para as condições CP2, CP5 e CP6.	122
Figura 80: Curvas de polarização potenciodinâmica linear.....	123

SÍMBOLOS E ABREVIACÕES

Letras latinas

C	Carbono	
D	Diluição	%
d	Distância interplanar	Å
E	Módulo de elasticidade	GPa
H	Energia de soldagem	kJ/cm
K	Temperatura	Kelvin
k	Número de experimentos	
L	Largura	mm
l	Comprimento	m
m	Massa	kg
n	Ordem de difração	
P	Fósforo	
p	Penetração	mm
r	Reforço	mm
S	Enxofre	
t	Tempo	s
U	Tensão	V

Letras Gregas

α	Radiação do tipo alfa	
β	Radiação do tipo beta	
δ	Morfologia da ferrita	
ϵ	Deformação verdadeira	%
σ	Tensão	MPa
φ	Ângulo gradiente	
ψ	Ângulo azimutal	
θ	Ângulo de difração	
ρ	Densidade linear	kg/m
λ	Comprimento de onda	Å
μ	Média	
ν	Coefficiente de Poisson	

σ^2 Variância

Abreviações

AISI	<i>American Iron and Steel Institute</i>
AF	Ferrita eutética
ASM	<i>American Society for Metals</i>
CCC	Cúbica de corpo centrado
CCPD	Corrente contínua com polaridade direta
CCPR	Corrente contínua com polaridade reversa
CFC	Cúbica de face centrada
CO ₂	Dióxido de carbono
CP	Corpo de prova
Cr	Cromo
CV	Coefficiente de variação (ou variabilidade)
Cu	Cobre
DBCP	Distância do bico de contato a peça
E _{corr}	Potencial de corrosão
ED	Eficiência de deposição
FA	Austenita+ferrita
FCAW	<i>Flux cored arc welding</i>
Fe	Ferro
gf	Gramasforça
GMAW	<i>Gas metal arc welding</i>
GTAW	<i>Gas tungsten arc welding</i>
i _{corr}	Corrente de corrosão
j _{corr}	Densidade de corrente de corrosão
R _p	Resistência de polarização
SAW	<i>Submerged arc welding</i>
Si	Silício
SMAW	<i>shielded metal arc welding</i>
MB	Metal de base
Mn	Manganês
MS	Metal de solda
Mo	Molibdênio

Ni	Níquel	
TD	Taxa de deposição	kg/h
TF	Taxa de fusão	kg/h
V_a	Velocidade de alimentação do arame	m/min
V_s	Velocidade de soldagem	cm/min
ZF	Zona fundida	
ZPD	Zona parcialmente diluída	
ZTA	Zona termicamente afetada	

1. INTRODUÇÃO

As pressões econômicas e o elevado custo do petróleo estão forçando cada vez mais as refinarias a utilizarem petróleo pesado nos seus processos. A vantagem neste caso está no preço de venda mais baixo (cerca de 80%), quando comparado ao petróleo dito leve (CAPRA, 2005).

No Brasil, a produção de petróleo com alto índice de acidez naftênica está relacionado diretamente com as bacias produtoras existentes. O tipo de exploração mais difundido é a *offshore* a alta profundidade, cujos óleos explorados, devido a sua composição química e a presença de diversas impurezas como compostos orgânicos sulfurados, nitrogenados, organometálicos, água, sais minerais e areia apresentam um elevado grau de corrosividade (ABDALLA, 2005; DOS SANTOS, 1992). Este aspecto exige dos diversos materiais empregados nas unidades de processamento e transporte de petróleo uma elevada resistência a corrosão e em especial à corrosão naftênica (DOS SANTOS, 1992).

Há uma grande variedade de materiais que atendem a estes requisitos, como os aços inoxidáveis austeníticos, os aços inoxidáveis ferríticos, os aços inoxidáveis martensíticos, os aços inoxidáveis duplex e os endurecíveis por precipitação, bem como as ligas de níquel. Devido às condições de trabalho estes materiais devem apresentar excelente resistência mecânica, à corrosão, ao desgaste e às altas temperaturas, ou mesmo em alguns casos devem possuir uma combinação de todos estes fatores (PESSOA, 2009).

Entretanto, devido ao elevado custo de fabricação de equipamentos ou componentes maciços constituídos por estas ligas, uma alternativa razoável é a aplicação de revestimentos por soldagem, na qual se deposita uma camada de material mais nobre (aço inoxidável ou ligas de níquel) sobre um substrato menos nobre (aços C-Mn e aços de baixa liga). A aplicação destes revestimentos em equipamentos industriais pode ser feita na forma de “*clad*”, “*lining*” e “*overlay*”. Esta última é realizada através da deposição de uma camada de material com características desejáveis (resistência à corrosão ou ao desgaste, etc.) sobre um substrato.

Um fator importantíssimo e decisivo sobre a resistência à corrosão dos revestimentos aplicados por soldagem é o nível de diluição do substrato no metal de solda, uma vez que isto implica em uma menor probabilidade de precipitação de microestruturas frágeis e susceptíveis a corrosão na superfície do revestimento. A relação entre o reforço e a largura (r/L) também é bastante importante, já que cordões mais largos proporcionam um melhor espalhamento e uniformidade do revestimento além de otimizar o processo produtivo, em que cordões mais largos revestem os tubos internamente de forma mais rápida. De acordo com GENTIL (2007) na

corrosão sob tensão há a ação combinada de tensões residuais ou tensões aplicadas e o meio corrosivo, havendo uma sinergia entre a tensão e a corrosão ocasionando a fratura em um tempo mais curto do que a soma das ações isoladas de cada um dos fenômenos. Logo o nível de tensões residuais é um fator crítico sobre a resistência à corrosão de conjuntos soldados para aplicação do setor de petróleo e gás.

Dentre os vários processos de soldagem utilizados para a aplicação de revestimentos destacam-se: os processos ao arco submerso (SAW) e o processo ao arco elétrico com arame tubular (FCAW) (SILVA, 2009; PESSOA, 2009).

Os processos de soldagem SAW, devido a sua alta produtividade e qualidade das juntas soldadas, e o FCAW, que segue o paradigma dos processos de alta produção, que significa: arame fino, alta densidade de corrente, tomada de corrente bem próxima ao arco e controle automático do processo (QUITES, 2002), são largamente utilizados na fabricação de componentes revestidos.

Neste contexto, destaca-se a importância de um trabalho voltado para o estudo da compatibilidade metalúrgica de revestimentos a base de aços inoxidáveis, depositados por soldagem em chapas de aço C-Mn. A partir de um estudo detalhado de vários processos de deposição, assim como do desempenho físico-metalúrgico destes revestimentos em chapas será possível definir as melhores alternativas para suas aplicações como revestimento interno em tubulações.

2. OBJETIVOS

2.1 OBJETIVO GERAL

Avaliar a influência da variação dos parâmetros e processos de soldagem sobre a compatibilidade metalúrgica e a resistência à corrosão de revestimentos do aço inoxidável AWS E 308-L T1 aplicados por soldagem ao Arco Elétrico com Arame Tubular (FCAW) e ao Arco Submerso (SAW) sobre o aço ASTM A36.

2.2 OBJETIVOS ESPECÍFICOS

- i. Investigar o efeito dos parâmetros de soldagem sobre as características geométricas dos revestimentos através da técnica do planejamento experimental fatorial em dois níveis com três repetições do ponto central;
- ii. Avaliar a composição química do metal de solda dos revestimentos;
- iii. Quantificar os níveis de dureza na seção transversal dos revestimentos;
- iv. Avaliar a morfologia da microestrutura do metal de solda dos revestimentos;
- v. Avaliar os níveis de tensões residuais de soldagem;
- vi. Investigar a influência dos níveis de tensões residuais, composição química, diluição e dureza sobre a resistência à corrosão dos revestimentos.

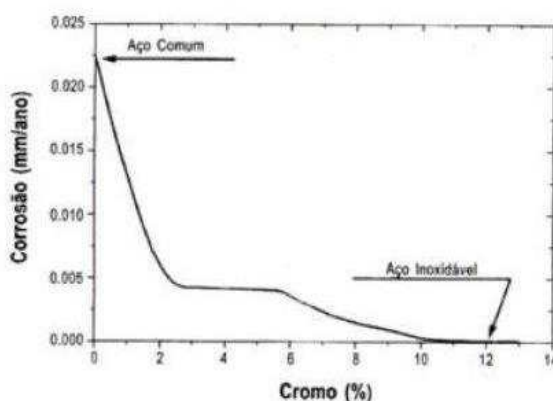
3. REVISÃO BIBLIOGRÁFICA

3.1 Aços Inoxidáveis

Os aços inoxidáveis são aços de alta liga, geralmente contendo cromo, níquel e molibdênio em sua composição química. Estes elementos de liga, em particular o cromo, conferem uma excelente resistência à corrosão quando comparados com os aços carbono convencionais. O cromo é um metal menos nobre nas séries eletroquímicas, ou seja, em princípio o cromo menos resistente à corrosão que o ferro. Assim, uma liga de Fe e Cr deveria ser mais facilmente corroída ou oxidada do que o ferro puro, o que, de fato pode ocorrer em situações que a liga esteja ativa. Entretanto, em contato com o ar atmosférico ou outro meio oxidante, existe a tendência de se formar rapidamente uma camada de óxido de cromo na superfície destas ligas. Esta camada de óxido se torna uma barreira invisível, contínua, aderente, impermeável e praticamente insolúvel em numerosos reagentes. Nestas condições, a liga é considerada como passiva, pois o metal sob a camada de óxido está protegido contra o ataque de diversos meios corrosivos, particularmente aqueles oxidantes. Para que a película de óxido seja efetiva, o teor mínimo de cromo no aço deve estar entre 10 e 12%. Assim, deve-se tomar cuidado para não reduzir localmente o teor de cromo dos aços inoxidáveis durante o processamento (MODENESI, 2001).

Contudo, um alto conteúdo de cromo pode afetar adversamente as propriedades mecânicas, soldabilidade e a adequação para aplicações envolvendo exposição térmica. Como indicado na Figura 1, um teor de 10,5% de cromo é necessário para que as ligas ferro-cromo sejam resistentes a corrosão atmosférica (ASM HANDBOOK, 1992).

Figura 1: Taxa de corrosão de aços ao cromo expostos por 10 anos a uma atmosfera industrial.



Fonte: MODENESI, 2001.

Além de Fe e Cr os aços inoxidáveis contêm teores de carbono. Quanto maior o teor de carbono maior será a quantidade de cromo que deve estar presente, devido o fato de o carbono consumir cromo para a formação de carbetos (ASM HANDBOOK, 1992). Além de Fe, Cr e C outros elementos de liga estão presentes nos aços inoxidáveis. Eles são adicionados com objetivos específicos de acordo com a aplicação do material, podendo-se citar:

- Silício e Cobre: são adicionados para aumentar a resistência à oxidação e corrosão em meios contendo ácido sulfúrico. Usualmente são adicionados a aços inoxidáveis austeníticos;
- Níquel: além de aumentar a resistência frente à corrosão do aço nas soluções ácidas redutoras, nas quais o cromo não tem condições de formar o filme protetor, promove a estabilização da estrutura austenítica por meio da mudança da estrutura cristalina do material. Teores de Níquel superiores a 10% melhoram a resistência a corrosão sob tensão;
- Manganês: em quantidades moderadas e associadas com a adição de níquel poderá exercer muitas das funções atribuídas exclusivamente ao níquel. Contudo, a substituição total do níquel pelo manganês não é prática. Nos aços inoxidáveis, o manganês reage com o enxofre para formar inclusões de sulfeto de manganês que podem causar problemas de trincamento a quente;
- Molibdênio: junto com o cromo ajuda a estabilizar o filme protetor na presença de cloretos. Aumenta a resistência à corrosão por pite;

- Nióbio e Titânio: reduzem a atividade do carbono e nitrogênio. Ao reagirem com o carbono ajudam a prevenir a formação de carbonetos de cromo (ASM HANDBOOK, 1992).

Os aços inoxidáveis são classificados, segundo a sua microestrutura, em:

- Aços inoxidáveis martensíticos;
- Aços inoxidáveis ferríticos;
- Aços inoxidáveis austeníticos.

Existem outras variantes destes grupos, como, por exemplo, os aços inoxidáveis duplex (que possuem 50% de ferrita e 50% de austenita) e os aços inoxidáveis endurecíveis por precipitação. As diversas microestruturas dos aços são função da quantidade dos elementos de liga presentes (SILVA, 2009).

Como este trabalho tem por objetivo avaliar a influência dos parâmetros de soldagem na resistência à corrosão do aço inoxidável austenítico 308 – L, as características mecânico/metalúrgicas destes aços serão abordadas na próxima seção.

3.1.1 Aços Inoxidáveis Austeníticos

Os aços inoxidáveis austeníticos formam o maior grupo de aços inoxidáveis em uso, representando cerca de 65 a 70% do total produzido (MODENESI, 2001).

Estas ligas possuem cromo e níquel para assegurar e estabilizar a estrutura austenítica na temperatura ambiente e abaixo dela. São classificados na série AISI 2XX, ligas estabilizadas ao manganês e/ou nitrogênio, ou AISI 3XX, ligas estabilizadas ao níquel (CHAWLA, 1995).

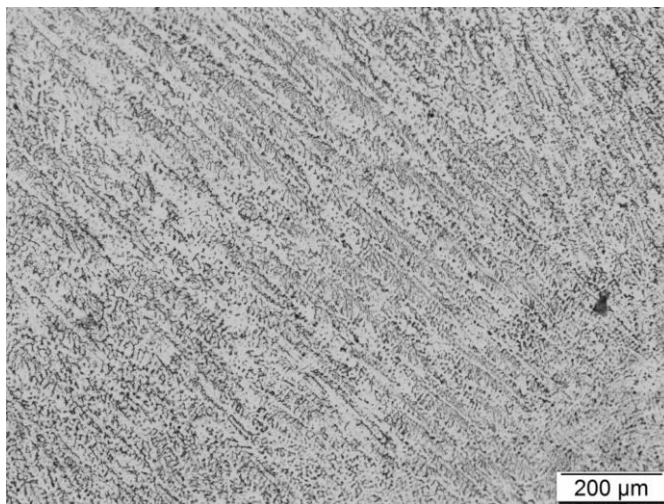
A quantidade de carbono é controlada para evitar a precipitação de carbonetos de cromo, formando assim regiões locais de empobrecimento de cromo após a soldagem ou conformação a quente. Os aços inoxidáveis austeníticos possuem estrutura cristalina cúbica de face centrada (CFC) e são paramagnéticos. Possuem teores de cromo entre 16 a 26% e de níquel de 7 a 22%. O níquel está presente nesses aços para autenitizá-los, aumentando a sua resistência mecânica e acelerando a formação da camada protetora de óxido de cromo (GENTIL, 2007).

Tais aços estão sujeitos a corrosão intergranular em torno do cordão de solda, que pode ser evitada adicionando titânio e/ou nióbio à composição química do metal de adição, com teores maiores ou iguais a cinco ou dez vezes o de C, respectivamente, uma vez que seus carbetos

precipitam antes do de cromo. Ainda podem-se usar os aços com a variação “L” que indica *low carbon*, ou seja, baixo carbono (GENTIL, 2007).

Os aços inoxidáveis autênticos apresentam uma combinação favorável de propriedades, tais como resistência à corrosão e à oxidação, resistência mecânica a quente, trabalhabilidade e soldabilidade. Além da matriz austenítica, outras fases tais como ferrita δ , carbeto, fases intermetálicas, nitretos, sulfetos, boretos e martensita induzidas por deformação, podem estar presentes na microestrutura destes aços. Conseqüentemente, a quantidade, o tamanho, a distribuição e a forma destas fases influenciam fortemente as propriedades do aço (PADILHA e GUEDES, 2004). A microestrutura típica de um aço inoxidável austenítico na condição como soldado, com grãos de austenita e presença de ferrita δ dispersa na matriz austenítica pode ser observada na Figura 2.

Figura 2: Microestrutura típica AISI 308-L, austenítica com ferrita eutética e em espinha.



Fonte: MODENESI, 2001.

Encontram aplicação na indústria química, alimentícia, petroquímica e em diversas outras aplicações em que boa resistência a corrosão e facilidade de limpeza são necessárias.

Apesar dos aços inoxidáveis austeníticos apresentarem boa soldabilidade em relação aos outros aços inoxidáveis, eles não estão totalmente isentos de problemas de origem metalúrgica durante a soldagem, como a sensitização e o trincamento a quente.

A sensitização é caracterizada por um ataque localizado de contornos de grão. Estes locais apresentam regiões adjacentes empobrecidas em cromo devido à precipitação de fases ricas neste elemento, como os carbonetos de cromo. Caso o teor de cromo desta região fique abaixo de 11%,

elas serão corroídas preferencialmente. Este tipo de fragilização ocorre quando o material fica exposto na faixa de temperatura de 873K a 1173K. Nesta condição, a precipitação de carbeto é bastante favorecida, produzindo a região sensitizada.

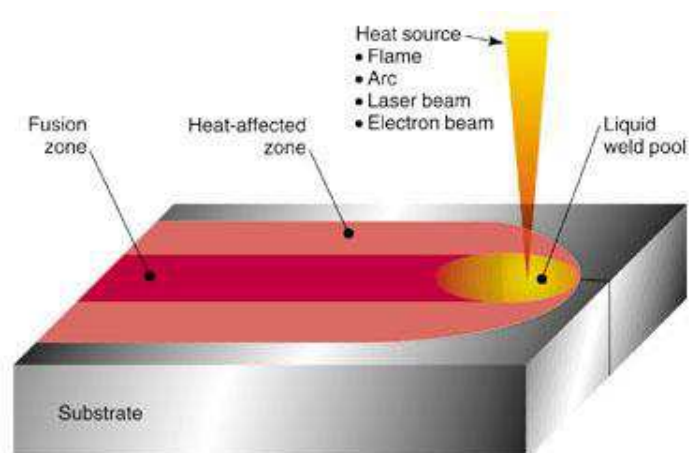
As trincas de solidificação são geradas pela presença de um filme líquido em um cordão de solda ou na zona de ligação, que está macroscopicamente solidificado. Este tipo de trinca está associado à composição química do metal de base e à presença de tensões geradas durante a soldagem. Geralmente aparece durante o resfriamento no centro do cordão de solda ou na zona de ligação, ou mesmo em regiões reaquecidas na soldagem multipasse (SILVA, 2009).

3.2 Soldagem

Um grande número de processos utilizados na fabricação e recuperação de peças e equipamentos é abrangido pelo termo soldagem. Classicamente, a soldagem é considerada como um método de união, porém, muitos processos de soldagem ou variações destes, são usados para a deposição de material sobre uma superfície, visando a recuperação de peças desgastadas ou a formação de um revestimento com características especiais (MARQUES *et al.*, 2005).

O conjunto soldado consiste em uma transição do metal de base para uma zona termicamente afetada (ZTA) e uma parte fundida e solidificada, incluindo três regiões distintas identificadas como zona fundida (*fusion zone*), a zona termicamente afetada (*heat-affected zone*) e o metal de base (*substrate*), como ilustrado na Figura 3.

Figura 3: Esquema de uma solda de topo por fusão.



Fonte: ASM HANDBOOK, 1993.

A zona fundida (ZF) é o resultado da fusão do metal de base com o metal de adição produzindo uma zona com composição química, frequentemente, diferente do metal de base. Este par de metais dissimilares pode ser susceptível a corrosão galvânica macroscópica (ASM HANDBOOK, 1993). A região do metal de base que tem sua estrutura e/ou propriedades alteradas pelo calor da soldagem é a ZTA. Toda posição na ZTA relativa à linha de fusão possui uma única experiência térmica durante a soldagem, em termos de temperatura máxima e taxa de resfriamento. Sendo assim, cada posição possui suas próprias características microestruturais e susceptibilidade à corrosão (ASM HANDBOOK, 1993).

3.2.1 Processos de Soldagem

Os processos de soldagem podem ser divididos em dois grandes grupos: união por fusão e união por pressão (deformação). Este último consiste em deformar as superfícies de contato permitindo a aproximação dos átomos a distâncias muito pequenas. As peças podem ser aquecidas localmente de modo a facilitar a deformação das superfícies de contato.

Os processos por fusão baseiam-se na aplicação localizada de calor na região de união até a fusão do metal de base juntamente com o metal de adição (quando este é utilizado), destruindo as superfícies de contato e produzindo a união pela solidificação do metal fundido, como já foi ilustrado na Figura 3.

Os processos de soldagem por fusão são largamente utilizados. Como exemplos têm-se: Soldagem a Arco com Eletrodos Revestidos (*Shielded Metal Arc Welding* - SMAW); Soldagem a Arco com Eletrodo de Tungstênio e Proteção Gasosa (*Gas Tungsten Arc Welding* - GTAW); Soldagem a Arco com Proteção Gasosa (*Gas Metal Arc Welding* - GMAW); Soldagem a Arco com Arame Tubular (*Flux Cored Arc Welding* - FCAW); Soldagem ao Arco Submerso (*Submerged Arc Welding* - SAW), e outros (SILVA, 2009).

A escolha do processo de soldagem mais adequado para a aplicação de um revestimento depende de diversos fatores, tais como, versatilidade, custo, fator operacional (tempo de soldagem/ tempo total), habilidade do operador, energia de soldagem, diluição (%), taxa de deposição (kg/h), tamanho da peça, posição de soldagem, tipo de liga para revestimento, dentre outros (WAINER *et al.*, 1992).

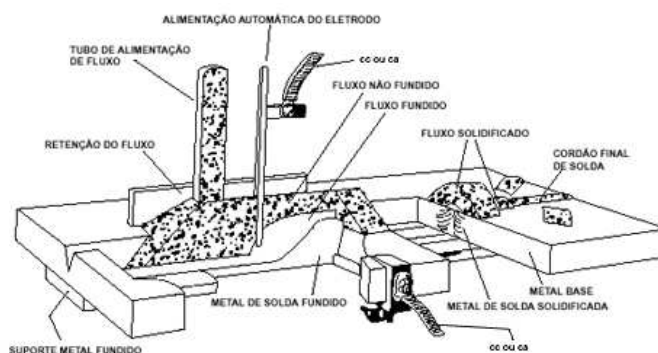
Dentre os principais processos de soldagem por fusão, podemos destacar o processo de soldagem ao arco submerso (SAW) e o processo de soldagem ao arame tubular (FCAW), ambos conhecidos pela excelente qualidade dos depósitos e a ótima produtividade, o que levou a

escolha destes processos para desenvolvimento do trabalho de dissertação. As características destes dois processos serão explicadas nas duas subseções a seguir.

3.2.1.1 Soldagem ao Arco Submerso – SAW

O Arco Submerso consiste em um arame (eletrodo) nu, continuamente alimentado, o qual produz o arco elétrico com a peça, formando assim a poça de fusão, sendo ambos recobertos por uma camada de fluxo granular visível, que protege o metal contra a contaminação atmosférica além de possuir outras funções metalúrgicas, o princípio do processo esta ilustrado na Figura 4. Neste processo o arco permanece “submerso” – dispensando o operador de usar equipamentos de proteção contra radiação (MACHADO, 1996).

Figura 4: Processo básico de soldagem SAW.



Fonte: PARANHOS e SOUZA, 1999.

O fluxo, na forma de grânulos, age como fundente, protegendo de contaminações o metal de solda; atua ainda como isolante térmico, concentrando o calor, na parte sólida e também pode ser o agente de adição de certos elementos de liga. A combinação de todos esses fatores resulta em uma solda íntegra, limpa e homogênea.

Esse processo é muito usado na soldagem de estruturas de aço, na fabricação de tubulações e de deposição de camadas de revestimentos tanto na fabricação como na recuperação de peças desgastadas. Trabalha frequentemente com correntes de soldagem elevadas, que podem ser superiores a 1000 A, o que pode levar a taxas de deposição de até 45 Kg/h. Sua maior utilização é na forma mecanizada ou automática, existindo equipamentos para soldagem semi-automática (MODENESI e MARQUES, 2000).

As principais características deste processo são:

- i. A zona de soldagem ficar sempre envolta e protegida pelo fluxo escorificante;
- ii. Pode ser realizador para amplas faixas de intensidade de corrente, tensão e velocidades de avanço.

Soldas realizadas por arco submerso apresentam boa ductilidade e tenacidade ao impacto, além de uma boa uniformidade e acabamento na aparência dos cordões de solda. As propriedades mecânicas na solda são sempre compatíveis as do metal de base utilizado.

O Quadro 1 apresenta as principais vantagens e desvantagens do processo SAW.

Quadro 1: Vantagens e desvantagens do processo SAW.

	Vantagens	Desvantagens
Processo SAW	<ul style="list-style-type: none"> •Altas velocidades de soldagem e taxas de deposição; •Produz soldas uniformes e de bom acabamento superficial; <ul style="list-style-type: none"> •Ausência de respingos e fumos; •Dispensa proteção contra radiação devido ao arco não visível; •Facilmente mecanizado; •Elevada produtividade. 	<ul style="list-style-type: none"> •Soldagem limitada às posições plana e filete horizontal; •Necessário retirar a escória entre passes; <ul style="list-style-type: none"> •Aporte térmico elevado pode prejudicar propriedades da junta em alguns casos.

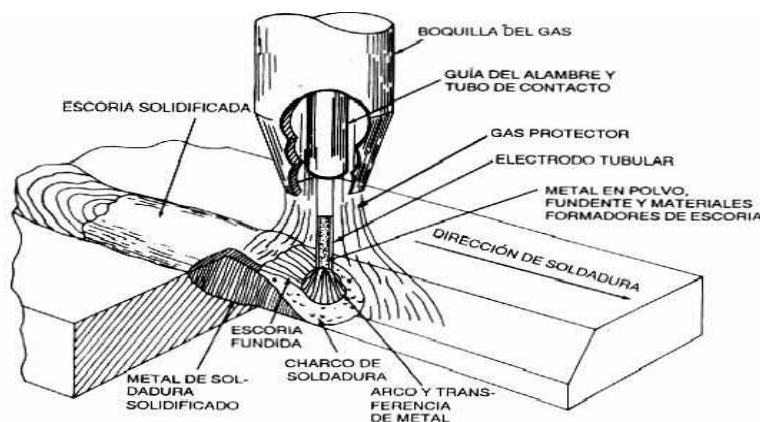
Fonte: Autoria própria.

3.2.1.2 Soldagem a Arco com Arame Tubular – FCAW

É um processo que produz a coalescência de metais pelo aquecimento destes com um arco elétrico estabelecido entre um eletrodo tubular, contínuo, consumível e a peça de trabalho. A proteção do arco e do cordão de solda é feita por um fluxo de soldagem contido dentro do eletrodo, que pode ser suplementada por um fluxo de gás fornecido por uma fonte externa, como ilustrado na Figura 5. Além, da proteção, os fluxos podem ter outras funções, semelhantes às dos revestimentos de eletrodos utilizados no processo SMAW, como desoxidar e refinar o metal de

solda, adicionar elementos de liga, estabilizar o arco, etc. (MARQUES, *et al.*, 2005; SANTOS e QUINTINO, 1998).

Figura 5: Desenho esquemático do processo de soldagem FCAW.



Fonte: SANTOS e QUINTINO, 1998.

Existem duas variações básicas do processo FCAW, uma em que toda a proteção necessária é gerada pelo próprio fluxo contido no eletrodo, chamada arame auto-protegido e outra em que a proteção é complementada por uma nuvem de gás, mistura contendo argônio ou geralmente CO_2 .

A soldagem com eletrodos tubulares é normalmente um processo semi-automático e muito semelhante ao processo GMAW (*gas metal arc welding*), no que diz respeito a equipamentos e princípio de funcionamento (CARDOSO, 2008). Além disso, o processo é aplicável a soldagem dos aços carbono e de baixa liga e aos aços inoxidáveis, além de diversos tipos de revestimentos protetores (MACHADO, 1996).

A taxa de deposição do processo FCAW é elevada, alcançando até 11 Kg/h. Através da utilização de arames de pequenos diâmetros tornam-se possíveis as soldagens em qualquer posição, com ótimos resultados (CARDOSO, 2008).

O uso de consumível com a variação “L” (*low carbon* - baixo carbono) permite minimizar a chance de precipitação de carbeto, garantindo tanto as propriedades mecânicas como as de corrosão pelo menos iguais ao material unido do revestimento, com a formação de depósitos totalmente austeníticos, principalmente devido a requerimentos de resistência a corrosão (TVERBERG, 2001).

A escolha do gás mais adequado ao eletrodo que se vai utilizar é de um modo geral indicado pelo fabricante do eletrodo tubular (SANTOS e QUINTINO, 1998). Segundo

MOREIRA *et al.* (2007), maiores quantidades de CO₂ como gás de proteção aumentam a temperatura do material e promovem um resfriamento mais lento, gerando uma condição mais favorável para a transformação da ferrita delta em austenita e diminuindo o seu percentual na microestrutura. Como o CO₂ é um gás com alta condutividade térmica, que possibilita fornecer um arco direto com penetração uniforme, maior tensão é necessária para manter o arco, e conseqüentemente, maior energia é gerada e maior quantidade de calor é transferida para a solda, proporcionando um aumento na molhabilidade que é uma característica desejável na soldagem de revestimento (ABDALLA, 2005) e na transformação da ferrita na microestrutura.

Além de ser uma alternativa a soldagem com eletrodo revestido (SMAW), a soldagem por processo FCAW tem sido utilizada nas indústrias naval e nuclear, setor de petróleo e gás e na fabricação de componentes estruturais de aços carbono de baixa liga e aços inoxidáveis (WAINER *et al.*, 1992).

O processo de soldagem com arame tubular permite otimização para três situações principais: boa produtividade, boas velocidades de soldagem e soldagem fora de posição. Possibilita escorificação de impurezas, melhor estabilização do arco, adição de elementos de liga, menor quantidade de respingos e soldas de boa qualidade.

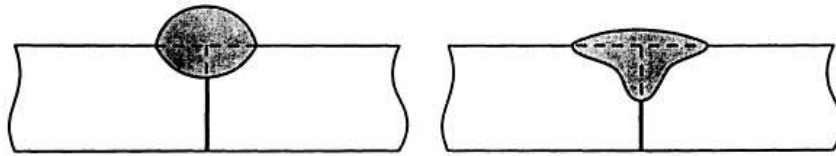
3.2.2 Efeitos das Variáveis de Processo

O ajuste das variáveis de soldagem é bem complexo devido ao grande número de variáveis existentes e, muitas vezes, há interações entre elas, de tal forma que é fundamental o conhecimento e o controle destas variáveis para se conseguir soldas com a qualidade desejada. Assim uma seleção correta destas variáveis para uma dada aplicação depende de inúmeros fatores, incluindo (a) disponibilidade de material; (b) considerações geométricas (espessura do componente, desenho da junta, posição de soldagem, etc.); (c) metalúrgicas (tipo de material de base e sua sensibilidade ao ciclo térmico, com relação as transformações de fases envolvidas e as deformações associadas ao processo de soldagem); (d) econômicas (produtividade); (e) necessidade de garantir um nível adequado de estabilidade para o processo e (f) de se reduzir a chance de formação de descontinuidades (mordeduras, inclusões de escória, falta de fusão, etc.) no cordão de solda (MODENESI, 2008).

3.2.2.1 Tensão do Arco

Essa variável influencia a forma da seção transversal do cordão e a aparência externa da solda (Figura 6).

Figura 6: Efeito da tensão no perfil do cordão soldado para a corrente constante. (a) voltagem excessivamente baixa; (b) voltagem excessivamente alta.



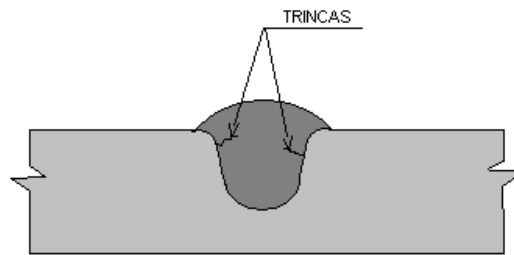
Fonte: ASM INTERNATIONAL, 1993.

Mantendo todas as outras condições constantes o aumento da tensão leva a:

- Cordão mais plano e mais largo;
- Aumento da resistência à porosidade causada pela oxidação ou presença de óleos não removidos;
- Aumento do teor de liga proveniente do fluxo, o que pode constituir vantagem para elevar o teor de liga do depósito quando, em revestimento duro, usam-se fluxos ligados; ele pode também reduzir a ductilidade e aumentar a sensibilidade à trinca, especialmente em soldas de passes múltiplos.

Tensões excessivamente altas também produzem cordões em forma de chapéu, sujeitos a trincas (Figura 7). Efeito similar é obtido com o uso de velocidade de avanço muito lenta. Esse tipo de cordão tem tendência a trincar nos pontos indicados pelas setas, torna a remoção de escória difícil e em soldas de múltiplos passes, aumenta o teor de liga do depósito e a sensibilidade a trinca (FORTES, 2004).

Figura 7: Cordão em forma de Chapéu, produzido pelo uso de excessiva tensão.



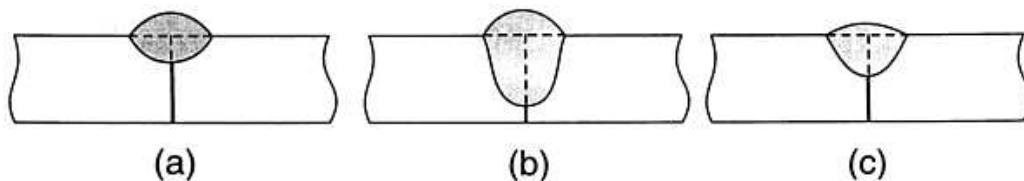
Fonte: FORTES, 2004.

3.2.2.2 Corrente Elétrica

Esta variável determina a taxa de deposição, a profundidade de penetração da poça da solda no metal de base e a quantidade de metal de base fundido.

Mantendo-se todas as outras condições constantes, uma elevação da corrente aumenta a penetração e a taxa de deposição (Figura 8). Em soldas de passe simples, a corrente deve ser escolhida para proporcionar a desejada penetração; em soldas de passes múltiplos ela deve proporcionar a quantidade desejada de enchimento.

Figura 8: Efeito do nível de corrente de soldagem no perfil do cordão soldado: (a) corrente excessivamente baixa; (b) corrente excessivamente alta; (c) corrente recomendada.



Fonte: ASM INTERNATIONAL, 1993.

É importante que a corrente escolhida esteja dentro da faixa adequada para o diâmetro de eletrodo que está sendo utilizado; correntes elevadas produzem cordões altos e estreitos, além de mordeduras; se for muito baixa produz um arco instável (ASM INTERNATIONAL, 1993).

3.2.2.3 Tipo de Corrente

A corrente contínua de polaridade reversa CCPR (+) é recomendada para a maioria dos casos de soldagem, onde uma rápida sequência de deposição de passes ou penetração total são

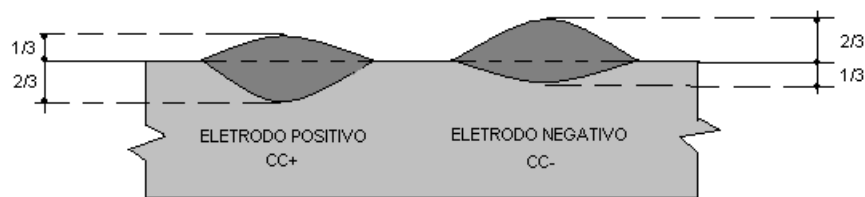
fatores importantes. Esse tipo de corrente também oferece melhor resistência a porosidade e melhor formato do cordão de solda.

O uso de corrente contínua de polaridade direta CCPD(-) oferece uma taxa de deposição cerca de 30% superior a obtida com CCPR(+), mas produz menor penetração. Ela é usada nos seguintes casos:

- Na soldagem de filetes, onde a chapa é limpa e livre de contaminações;
- Em aplicações como soldas de revestimento, onde uma taxa de deposição mais elevada é vantajosa;
- Onde a baixa penetração é condição necessária para reduzir a diluição em aços de difícil soldabilidade, evitando-se trincas e porosidade.

Ao se mudar a polaridade de positiva para negativa, deve-se aumentar a tensão cerca de quatro volts sem alterar a corrente para obter uma forma de cordão similar. A Figura 9 mostra o efeito da polaridade do eletrodo na soldagem (WAINER e BRANDI, 1992).

Figura 9: Efeito da polaridade do eletrodo sobre o cordão de solda, mantidos constantes os demais parâmetros.



Fonte: WAINER e BRANDI, 1992.

3.2.2.4 Velocidade de Soldagem

Fundamentalmente a velocidade de soldagem controla o tamanho do cordão e a penetração. É uma variável independente da intensidade da corrente. Em soldas de um único passe, a corrente e a velocidade devem ser escolhidas para se obter o tamanho do cordão desejado.

Mantidas as outras condições constantes, observa-se que:

- Velocidades excessivamente elevadas diminuem a ação de “molhar” ou de caldear, aumentando a tendência à mordedura e ao apagamento do arco, propiciando o surgimento de porosidade e trinca. Uma baixa velocidade de soldagem tende a reduzir a

porosidade, porque o material gasoso tem tempo de flutuar e escapar da solda ainda no estado líquido.

- Velocidades excessivamente baixas produzem cordões em forma de chapéu sujeitos a trincas, como foi mostrado na Figura 8, bem como, uma poça de fusão muito grande em torno do arco elétrico, resultando em um cordão rugoso, respingos e inclusões de escória (WAINER e BRANDI, 1992).

3.2.2.5 Distância do Bico de Contato à Peça (DBCP)

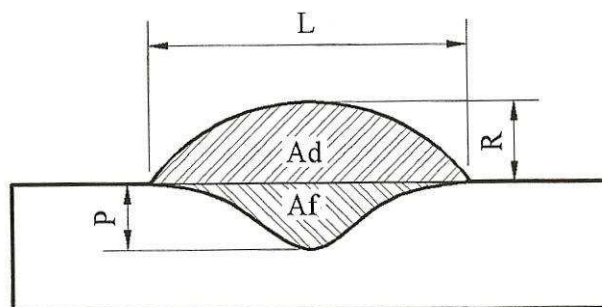
A extensão do eletrodo é definida como a distância entre a extremidade do bico de contato e a peça de trabalho.

Toda a extensão do eletrodo é submetida ao aquecimento por resistência durante a passagem de corrente. Portanto, quando aumenta a DBCP há aumento na taxa de deposição e uma redução na penetração (PARANHOS e SOUZA, 1999).

3.2.3 Características Geométricas do Cordão de Solda

A geometria do cordão de solda afeta diretamente a complexidade do projeto e assim o custo de fabricação de estruturas soldadas e equipamentos mecânicos. As características geométricas do cordão de solda são a largura (L), o reforço (R) e a penetração (P) medidos a partir da seção transversal da solda, conforme a Figura 10.

Figura 10: Representação esquemática das dimensões geométricas das seções transversais dos cordões/revestimentos soldados.



Fonte: PESSOA, 2009.

Muitos estudos já foram feitos de forma a avaliar as características geométricas dos revestimentos soldados e como estes são afetados pelos parâmetros de soldagem. Vários resultados confirmam que o perfil do cordão sofre significativa influência dos parâmetros de soldagem como corrente, tensão, velocidade de soldagem, gases de proteção, extensão e diâmetro do eletrodo, polaridade, espessura e composição da chapa (CHAN *et al.*, 1999).

A grande maioria dos pesquisadores ressalta que a largura do cordão é diretamente proporcional à tensão do arco e ao diâmetro do consumível e é inversamente proporcional a velocidade de soldagem. Por sua vez, a penetração é diretamente proporcional a concentração de energia e a pressão do arco elétrico sobre o material de base. Um grande número de problemas pode ser citado devido a não adequação dos parâmetros de soldagem utilizados, acarretando muitas vezes em discontinuidades no cordão, como falta de fusão do metal depositado, porosidades excessivas, falta de penetração, acentuados reforços, diminuta largura do cordão, falta de preenchimento da junta entre outros (NORRISH, 1992).

Determinar ótimas condições de soldagem para uma determinada situação é uma tarefa muito complexa por causa do número de variáveis envolvidas. Extensivas tentativas são geralmente necessárias para fixar as variáveis na maioria dos casos. A habilidade para prever e controlar a geometria do cordão irá reduzir o número de tentativas e simplificar o processo, fixando na prática os parâmetros de soldagem (CHAN *et al.*, 1999).

A diluição (D) também é uma característica importante, pois representa a parcela do metal de base que entra na composição química fundida (metal de solda). Para a maioria das aplicações (soldagens de aços de baixo carbono), a diluição é de pouca importância com relação ao comportamento da junta em serviço. Porém, em algumas aplicações especiais, como na soldagem de metais dissimilares e na soldagem de revestimentos, esta característica pode ser determinante no desempenho do componente, podendo inclusive favorecer falhas durante a operação do equipamento quando se tem elevada diluição. A diluição pode ser calculada pela equação abaixo:

$$D(\%) = \frac{A_f}{(A_d + A_f)} \times 100 (\%) \quad (1)$$

Onde:

A_d – Área depositada do cordão (Figura 10);

A_f – Área fundida do metal de base (Figura 10).

3.2.4 Características Econômicas

O desempenho econômico é um dos fatores de maior relevância na seleção de um processo de soldagem, pois está diretamente ligado aos custos do processo. Existem muitas variáveis capazes de influenciar no desempenho econômico, entre elas podemos citar o tipo de transferência metálica, a composição química, os parâmetros operacionais, etc. Os valores de taxa de fusão (TF), taxa de deposição (TD) e da eficiência de deposição (ED) definem as características econômicas do consumível na soldagem a arco elétrico (PESSOA, 2009).

A taxa de deposição é a quantidade de massa fundida do arame por unidade de tempo que realmente foi incorporada ao metal de solda, é dada pela equação 2.

$$TD \left(\frac{kg}{h} \right) = \frac{3,6 \cdot (m_f - m_i)}{t_s} \quad (2)$$

Onde m_f é a massa final da chapa em gramas, m_i é a massa inicial da chapa em gramas, e t_s é o tempo de soldagem em segundos.

A taxa de fusão do arame é a quantidade de massa fundida do arame por unidade de tempo, e pode ser calculada pela equação 3.

$$TF \left(\frac{kg}{h} \right) = \frac{3,6 \cdot \rho_a \cdot l_a}{t_s} \quad (3)$$

Onde ρ_a é a densidade linear do arame em gramas por metro, l_a é o comprimento do arame consumido em metros e t_s é o tempo de soldagem em segundos.

A eficiência de deposição é a razão entre as taxas de deposição e de fusão obtidas durante o processo de soldagem, como mostra a equação 4.

$$ED = \frac{TD}{TF} \times 100\% \quad (4)$$

3.3 Revestimentos

Os revestimentos metálicos foram desenvolvidos no começo da década de 1930 e uma de suas primeiras aplicações foi a utilização de níquel sobre aço carbono. Este composto era usado na construção de tanques de guerra. Outros produtos feitos de aço revestido foram então

utilizados em fornos de destilação, vasos de processamento, ferramentas manuais, equipamentos de armazenamento e outros (MAGALHÃES, 2008).

O processo de manufatura do revestimento pode ser realizado de diversas maneiras. Laminação a quente, soldagem por explosão, aspersão térmica, recobrimento com solda (overlay) e recobrimento com chapa (lining) são métodos de produzir materiais revestidos (MAGALHÃES, 2008). É uma prática comum projetar e fabricar equipamentos em aço carbono estrutural e revestir a sua superfície com um material mais nobre, principalmente em relação à resistência à corrosão (PARANHOS, 2008).

A maioria dos revestimentos metálicos são compostos de metais como aços inoxidáveis, ligas de níquel e ligas de cobre soldados sobre aços carbono e aços baixa liga. A espessura do revestimento geralmente varia entre 5 e 20% da espessura do substrato. A vantagem do revestimento é promover, a partir de um baixo custo relativo, os benefícios de materiais mais caros, que possuem características de resistência à corrosão, resistência à abrasão e outras (MAGALHÃES, 2008).

Contudo a soldagem de revestimento geralmente é uma soldagem entre materiais dissimilares, exibindo um fenômeno único de fissuração, o qual não é observado em soldas entre materiais similares. No entanto trincas ou desprendimento ao longo ou próximo à linha de fusão em soldas dissimilares ferrítico – austenítico vêm sendo um problema persistente por mais de 60 anos (MAGALHÃES, 2008).

3.3.1 Revestimentos Aplicados por Soldagem

Revestimentos aplicados por soldagem consistem na deposição de um material de adição sobre um metal de base (substrato) para dar a superfície algumas propriedades que não são intrínsecas ao metal base. Há vários tipos de revestimentos aplicados por soldagem: *hardfacing* (revestimento duro), *buildup*, *weld cladding* e amanteigamento (ASM, 1993b).

Hardfacing é uma técnica de revestimento, que é aplicada com a finalidade de reduzir o desgaste, a abrasão, o impacto, a erosão, a escoriação ou a cavitação. As ligas de revestimento duro podem ser depositadas por soldagem oxiacetilênica, inúmeros processos de soldagem a arco elétrico, soldagem a laser e por processos de aspersão térmica (ASM, 1993b).

O termo *buildup* (reconstrução) refere-se a adição de metal de solda sobre a superfície do metal de base para a recuperação das dimensões exigidas para o componente. Neste processo, geralmente não são utilizadas ligas para resistir ao desgaste, mas sim para devolver a parte

desgastada, dimensões próximas ou iguais às dimensões originais ou ainda fornecer suporte adequado para camadas subseqüentes de verdadeiros materiais para revestimento duro (ASM, 1993b).

Weld cladding consiste numa camada relativamente grossa de metal de adição aplicada sobre um aço carbono ou baixa liga (material base) com a finalidade de obter-se uma superfície resistente à corrosão. Esta técnica de revestimento normalmente é realizada por processos a arco elétrico (ASM, 1993b).

O amanteigamento envolve a deposição de uma ou mais camadas de metal de solda na face da junta ou da superfície a ser soldada. Difere do buildup, pois a finalidade principal do amanteigamento é satisfazer alguma consideração de caráter metalúrgico. Esta técnica é usada principalmente quando há uma união entre materiais de base dissimilares (ASM, 1993b).

Como se sabe, a classificação dos metais de adição é baseada na composição química dos mesmos. A composição química associada à microestrutura do depósito é o que conferirá o conjunto de propriedades mecânicas para o revestimento. Esse conjunto de propriedades é bastante afetado pela diluição do processo de soldagem, definida como a percentagem do metal de base que se fundiu e participa do metal de solda. Assim, quanto menor a diluição, menor a variação na composição química do metal de solda e estar-se-á mais próximo das propriedades nominais do depósito (WAINER *et al.*, 1992).

Zeemann (2003) aponta alguns fatores que contribuem para a ocorrência de grandes variações no valor da diluição, tais como: tipo de junta, processo, temperatura de pré-aquecimento, consumíveis e parâmetros elétricos. As principais condições de diluição elevada ocorrem para:

- i. Processos com elevada energia de soldagem – como o arco submerso, por exemplo;
- ii. Técnicas de soldagem que favoreçam maior penetração – como apontar o arco elétrico diretamente para o metal de base (ao invés de apontar para a poça de fusão) como no processo MIG/MAG;
- iii. Utilização de alta temperatura de pré-aquecimento – a fusão do metal de base fica facilitada;
- iv. Parâmetros ou consumíveis de soldagem que favoreçam alta penetração – como, por exemplo, soldagem MIG/MAG com CO₂.

Outro fenômeno da soldagem dissimilar é a camada que se forma na interface revestimento/substrato devido à grande diferença de composição química entre os consumíveis e o substrato e às condições de soldagem. Isto é, zonas parcialmente diluídas (ZPD's) – com dureza acima de 300HV – podem se formar ao longo da linha de fusão (pelo lado do MS) (SILVA, 2009), como mostrado na figura 12.

Figura 11: Região apresentando ZPD.



Fonte: SILVA, 2009.

As ZPD's podem apresentar dezenas de microns de largura e composição química de aço baixa liga, ou seja, uma composição intermediária entre o metal de base e o metal de solda (DOODY, 1992; OMAR, 1998; KEJELIN, 2008). A literatura afirma que estas ZPD's podem ser constituídas de martensita, precipitados e/ou fases intermetálicas tais como, *Sigma* e *Chi* (GOOCH, 1996; OMAR, 1998). Devido a estas características, as ZPD's tornam-se susceptíveis a ataques corrosivos por *pitting*, fragilização por hidrogênio, corrosão sob tensão podendo resultar em falhas na interface revestimento/substrato da estrutura (LUNDIN, 1982; OMAR, 1998; ROWE *et al.*, 1999).

3.3.1.1 Weld Cladding

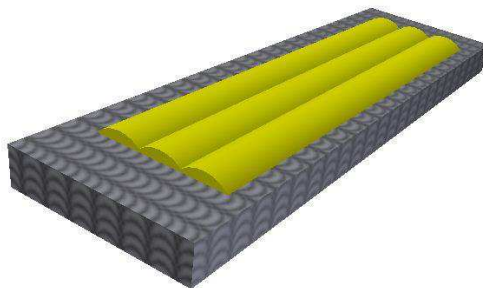
O termo weld cladding normalmente significa a aplicação de uma camada relativamente grossa (~3 mm ou 1/8 in) de metal de solda com a finalidade de obter-se uma superfície resistente à corrosão. A Figura 12 apresenta uma concepção de revestimento metálico aplicado por soldagem. Os materiais de base tipicamente soldados com esta técnica são superfícies internas constituídas por aço carbono e baixa liga em vasos de pressão, digestores de papel, reatores de uréia, trocadores de calor, tanques de contenção em reatores nucleares e hidrocraqueadores (ASM, 1993b).

Os materiais normalmente utilizados para aplicação do revestimento são aços inoxidáveis ou ligas à base de níquel, embora também sejam usadas algumas vezes ligas à base de cobre. Em alguns casos específicos, utiliza-se um metal de adição contendo prata (PESSOA, 2009).

Essa técnica de revestimento normalmente é executada através de processo a arco submerso. Porém, os processos de soldagem arame tubular (autoprotégido ou com proteção gasosa), soldagem a plasma e eletroescória também podem produzir este tipo de revestimento. Os metais de adição disponíveis são: eletrodos com revestimento, bobinas de arame - eletrodo e eletrodos em fitas (ASM, 1993b).

Esta técnica de revestimento é um excelente método para conferir à superfície de um substrato propriedades que não estão disponíveis naquele metal de base ou ainda preservar materiais caros ou de difícil obtenção, pois se utiliza apenas uma camada superficial destes materiais sobre um material de base mais barato ou abundante. Esta técnica tem várias limitações inerentes ou possíveis problemas que devem ser considerados durante o planejamento da aplicação do revestimento (ASM, 1993b).

Figura 12: Concepção artística de um revestimento soldado.



Fonte: Autoria própria.

A posição de soldagem também deve ser considerada ao selecionar o processo e o material da camada, pois certos processos estão limitados ao uso de apenas algumas posições de soldagem, como o caso do processo SAW, que só pode ser utilizado na posição plana horizontal. Além disso, quando se emprega um processo com alta taxa de deposição, tem-se uma poça de fusão líquida grande, tornando difícil ou mesmo impossível a soldagem na posição vertical ou sobrecabeça. Algumas ligas apresentam modo de solidificação eutético que conduz a grandes poças de fusão, que solidificam imediatamente apresentando uma consistência pastosa (líquido

mais sólido). Tais materiais também são difíceis de soldar em posições diferentes da posição plana (ASM, 1993b).

3.4 Tensões Residuais

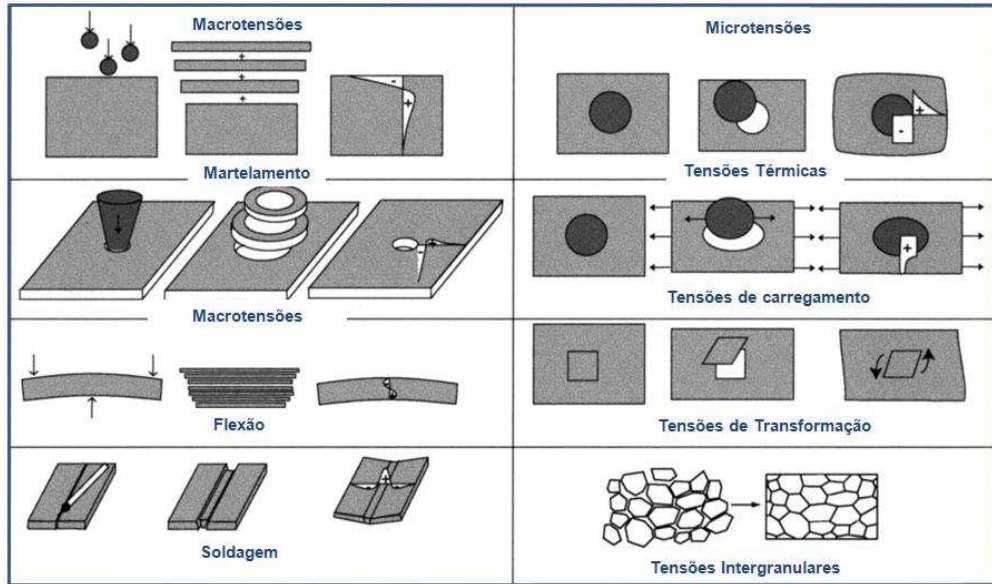
As tensões residuais são tensões que existem em um corpo, se todas as cargas externas são removidas. Elas são chamadas às vezes de tensões internas (KOU, 2002) e podem ser induzidas no material em quase todas as etapas de seu processamento, como por exemplo, fundição, laminação, flexão, corte à chama, forjamento, usinagem, soldagem, brazagem, aspersão térmica, eletrodeposição, tratamentos térmicos, termoquímicos e tratamentos superficiais (MASUBUCHI, 1983).

3.4.1 Tipos de Tensões Residuais

De acordo com a distância na qual atuam no corpo as tensões residuais podem ser classificadas em macroscópicas (Tensões Tipo I) e microscópicas (Tensões Tipo II) (WITHERS & BHADESHIA, 2001).

Tensões residuais macroscópicas são tensões que se estendem sobre grandes porções volumétricas quando comparadas com o tamanho de grão do material enquanto que tensões residuais microscópicas estão quase sempre presente em materiais policristalinos, já que nestes materiais os grãos apresentam propriedades elásticas e térmicas diferenciadas em relação à sua vizinhança, devido à anisotropia dos materiais. Estas tensões são denominadas tensões intergranulares (WITHERS & BHADESHIA, 2001) e ocorrem em pequenas distâncias, em geral, de um grão ou parte de um grão. A Figura 13 mostra exemplos da origem de tensões residuais macroscópicas e microscópicas.

Figura 13: Exemplos de surgimento de tensões residuais macroscópicas e microscópicas.

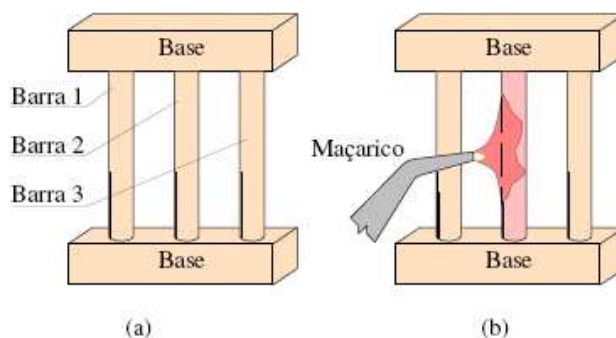


Fonte: WITHERS & BHADESHIA, 2001.

3.4.2 Origem das Tensões Residuais

Considere três barras de um aço de baixo carbono de mesmo comprimento e seção e unidas em suas extremidades por duas bases, de forma que nenhuma pode se alongar ou contrair independentemente das outras, conforme Figura 14. Se a barra central (barra 2) for aquecida enquanto as externas forem mantidas a temperatura ambiente, essa tenderá a se dilatar, mas será impedida pelas outras através das bases. Assim, tensões de compressão se desenvolverão na barra central e, nas barras externas, tensões de tração.

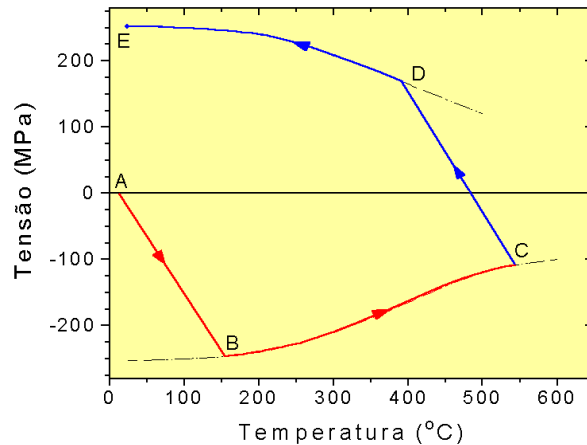
Figura 14: (a) Conjunto de barras presas nas extremidades e (b) Barra central sendo aquecida.



Fonte: MODENESI, 2001

A Figura 15 ilustra a evolução da tensão longitudinal média na barra central em função de sua temperatura. No início do aquecimento (Figura 15, A-B), as tensões e deformações resultantes da dilatação da barra central serão elásticas. Como as barras mantêm o mesmo comprimento aproximado, a dilatação térmica tem de ser compensada por deformações elásticas.

Figura 15: Variação da tensão (σ_c) com a temperatura na barra central.



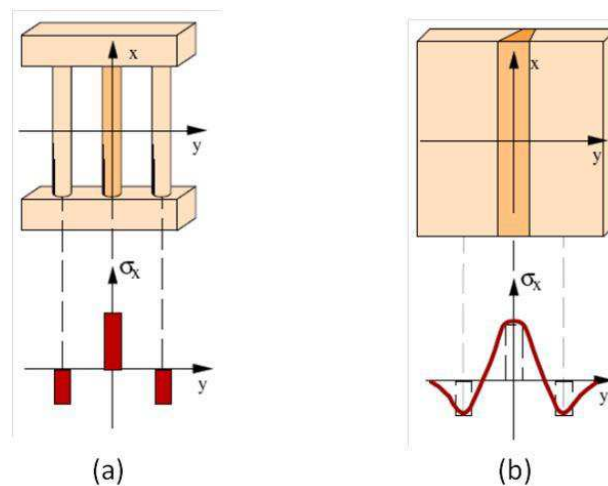
Fonte: MODENESI, 2001.

Quando a tensão na barra central (σ_c) atinge o limite de escoamento, esta barra passa a se deformar plasticamente (ponto B, Figura 15). Como o limite de escoamento tende a diminuir com a temperatura, o valor da tensão na barra central tende a cair à medida que a sua temperatura aumenta e a barra sofre uma maior deformação plástica (curva BC, Figura 15). Se o aquecimento é interrompido no ponto C, a barra central se contrai com a queda da temperatura. Devido às restrições impostas pelas barras externas, as tensões de compressão na barra central são reduzidas e tornam-se nulas acima da temperatura ambiente, pois, devido à sua deformação plástica, a barra se tornou mais curta do que as externas. Com a continuação do resfriamento, tensões de tração passam a atuar nela até que o limite de escoamento (agora sob condições de tração) seja atingido no ponto D. A partir desta temperatura, a barra central passa a deformar plasticamente até atingir a temperatura ambiente. Ao final do processo, à temperatura ambiente, como resultado de sua deformação plástica, a barra central ainda terá um comprimento menor do que as externas. Assim, como as barras estão unidas pelas bases, as diferenças de comprimento entre elas serão acomodadas por deformações elásticas que gerarão tensões residuais. Na barra central, estas tensões serão de tração e de valor próximo ao do limite de escoamento do material (Figura 15, ponto E). Nas barras externas, para manter o equilíbrio de forças existirão tensões de

compressão de valor igual à metade da tensão na barra central (supondo que as seções transversais das barras ainda tenham a mesma área) (MODENESI, 2001).

Uma situação similar pode ser considerada para uma junta soldada, associando-se a região da solda com a barra central e as regiões mais afastadas do metal de base, com as barras externas. Por este raciocínio, pode-se esperar como consequência da operação de soldagem, o desenvolvimento de tensões residuais de tração na região da solda e de tensões de compressão no metal de base. A Figura 16 compara, esquematicamente, a distribuição de tensões residuais na montagem das barras com a esperada em uma solda.

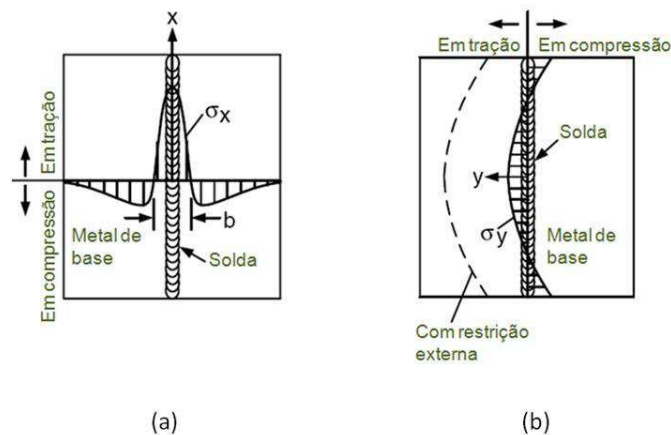
Figura 16: Comparação entre as tensões residuais desenvolvidas na montagem de três barras (a) e as tensões residuais longitudinais formadas ao longo da direção transversal (y) a uma solda de topo (b).



Fonte: MODENESI, 2001.

Até agora apenas tensões residuais longitudinais foram considerados. Mas como consequência das tensões longitudinais, tensões transversais podem surgir também, devido às contrações sofridas pela junta soldada na direção transversal. No entanto, os valores das tensões residuais transversais são da ordem de um terço dos valores das tensões residuais longitudinais. Por outro lado, tensões residuais transversais podem atingir o limite de escoamento do material, por exemplo, em soldagem multipasse (ZINN & SCHOLTES, 2002). Na Figura 17 pode-se observar o comportamento típico de tensões residuais longitudinais e transversais em juntas soldadas.

Figura 17: Distribuição das tensões residuais longitudinais (a) e transversais (b) em juntas de topo.



Fonte: KOU, 2002

Muitas falhas que ocorrem em engenharia, e principalmente em soldagem, são devido à fadiga, trincamento induzido por hidrogênio, corrosão sob tensão, que são intensificados quando existe a presença de um alto nível de tensão residual (FRANCIS *et al.*, 2007).

3.4.3 Efeito das Tensões Residuais sobre a Resistência à Fadiga

Tensões residuais podem ter um efeito significativo sobre a vida em fadiga de componentes de engenharia (CHAMPOUX *et al.* 1988 *apud* WEBSTER & EZEILO, 2001). Em particular, tensões de tração próximas a superfície tendem a acelerar a iniciação, e crescimento, das fases que compõem o processo de fadiga enquanto que tensões compressivas próximas as superfícies prolongam a vida em fadiga. Para uma precisão maior em análise de fadiga é importante o conhecimento dos perfis de tensões residuais gerados pelos diferentes processos de fabricação (WEBSTER & EZEILO, 2001).

3.4.4 Efeito das Tensões Residuais sobre o Trincamento Induzido pelo Hidrogênio

As trincas são as principais fontes de falhas em soldagem, sendo a sua propagação o mecanismo responsável por causar o colapso das estruturas ou componentes. No entanto, para que as trincas se formem e se propaguem, é de fundamental importância a presença de um nível elevado de tensões trativas, da ordem da tensão de escoamento. Se o material trabalha submetido a esforços desta natureza, torna-se necessária a minimização das tensões residuais para evitar que durante a operação, as combinações entre as tensões residuais e as tensões de trabalho, atinjam

níveis capazes de promover o movimento de trincas. Em alguns casos é possível que o material rompa somente sob o efeito das tensões residuais, sem qualquer ação de forças externas (SILVA, 2007).

Um dos principais tipos de trincamento em juntas soldadas são as trincas a frio. As trincas a frio em soldagem ocorrem como o resultado da simultânea presença de três fatores principais: Hidrogênio no metal de solda, tensões residuais e microestrutura frágil (LANCASTER, 1999).

3.4.5 Efeito das Tensões Residuais sobre a Corrosão sob Tensão

Na corrosão sob tensão, tem-se a deterioração de materiais devido a ação combinada de tensões residuais ou aplicadas e meios corrosivos. Há uma ação sinérgica da tensão e do meio corrosivo, ocasionando fratura em um tempo mais curto do que a soma das ações isoladas de tensão e da corrosão. Diferentemente da corrosão sob fadiga, onde solicitações mecânicas são cíclicas ou alternadas, na corrosão sob tensão têm-se solicitações estáticas (GENTIL, 2007).

As tensões residuais que causam corrosão sob tensão são geralmente provenientes de operações de soldagem e deformações a frio, como estampagem e dobramento. A estrutura cristalina também influencia a corrosão sob tensão fraturante, assim o aço inoxidável ferrítico (cúbica de corpo centrado, *C.C.C.*) é muito mais resistente a corrosão sob tensão fraturante quando exposto a soluções aquosas de cloreto do que o aço inoxidável austenítico (cúbica de face centrada, *C.F.C.*) (GENTIL, 2007).

3.4.6 Métodos para Determinação das Tensões Residuais

As técnicas de medição de tensões residuais dividem-se em destrutivas, e não destrutivas. São destrutivas as técnicas que, para colherem informações de deformação suficientes para a análise das tensões residuais existentes, comprometem ou impossibilitam o uso posterior do espécime medido. As técnicas não-destrutivas não precisam da remoção material e não provocam qualquer tipo de dano no espécime para a medição de tensões residuais (RODRIGUES, 2007). Os principais métodos destrutivos são: furo cego, remoção de camadas e o método do seccionamento. Os principais métodos não-destrutivos são: difração de raios-x, ultra-som e difração de nêutrons.

Os princípios da tensometria por raios-X baseiam-se, por um lado, na teoria de difração de raios-X para materiais cristalinos, e por outro – em mecânica dos materiais e, em particular, na

teoria da elasticidade do corpo sólido. Os valores das tensões são definidos a partir da deformação da estrutura cristalina causada pela ação destas tensões. As deformações são medidas por sua vez, conforme lei de Bragg, através do deslocamento da linha de difração. Os princípios de técnica de dupla exposição, usada para medição de tensões utilizando o equipamento portátil descrito acima, baseiam-se em determinação de duas componentes de deformação: $\varepsilon_{\phi, \psi_1}$ e $\varepsilon_{\phi, \psi_2}$. Se a deformação é determinada por:

$$\varepsilon_{\phi, \psi} = \frac{1+\nu}{E} \sigma_{\phi} \cdot \sin^2 \psi - \frac{\nu}{E} (\sigma_1 + \sigma_2) \quad (5)$$

Então a diferença entre duas componentes da deformação é:

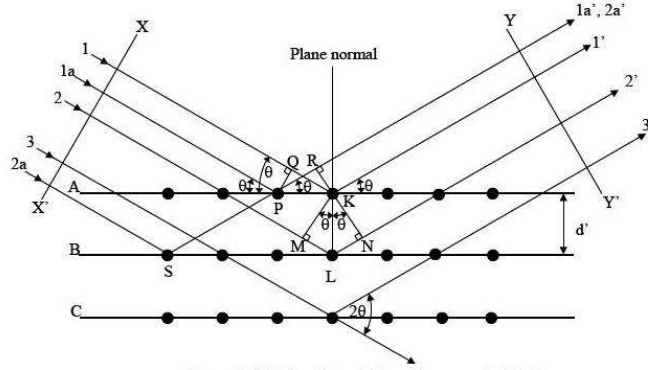
$$\varepsilon_{\phi, \psi_2} - \varepsilon_{\phi, \psi_1} = \frac{1+\nu}{E} \sigma_{\phi} (\sin^2 \psi_2 - \sin^2 \psi_1) \quad (6)$$

Onde E e ν são constantes elásticas do material, ψ e ϕ são os ângulos polar e azimutal, σ_{ϕ} - componente medida da tensão, σ_1 e σ_2 são tensões principais. Da equação 5, a componente σ_{ϕ} é igual a:

$$\sigma_{\phi} = \frac{E}{1+\nu} \frac{\varepsilon_{\phi, \psi_2} - \varepsilon_{\phi, \psi_1}}{\sin^2 \psi_2 - \sin^2 \psi_1} \quad (7)$$

A lei de Bragg é expressa por $2d \sin \theta = n\lambda$. A Figura 18 ilustra o espalhamento das ondas de raios - X devido à distribuição atômica regular do material cristalino. Ela expressa a relação entre a distância interplanar, d , o comprimento de onda da radiação de raios - X, λ , a ordem de difração n , e o ângulo de difração medido θ .

Figura 18: Espalhamento coerente em difração de raios-X.



Fonte: NATIONAL PHYSICAL LABORATORY, 2005.

Derivando a lei de Bragg, com $n=1$, sai que:

$$\varepsilon_{\varphi,\psi} = \frac{d_{\varphi,\psi} - d_0}{d_0} = -\cot \theta_0 (\theta_{\varphi,\psi} - \theta_0) \quad (8)$$

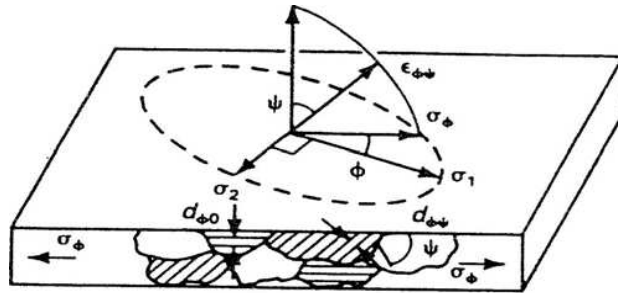
Onde $d_{\varphi,\psi}$, d_0 e $\theta_{\varphi,\psi}$, θ_0 são distâncias interplanares e os ângulos de difração para materiais com e sem tensão respectivamente, conforme apresentado na Figura 19. Usando as equações 7 e 8, temos:

$$\sigma_{\varphi} = \frac{E}{1+\nu} \frac{\cot \theta_0 (\theta_{\varphi,\psi_2} - \theta_{\varphi,\psi_1})}{\sin^2 \psi_2 - \sin^2 \psi_1} \quad (9)$$

Logo, para n ângulos ψ o modelo torna-se:

$$\sigma_{\varphi} = \frac{E}{1+\nu} \frac{\cot \theta \Delta \theta}{\sin^2 \psi} \quad (10)$$

Figura 19: Tensão plana em uma superfície mostrando a mudança no espaçamento interplanar com a inclinação ψ para tensão uniaxial σ_ϕ paralela a superfície.

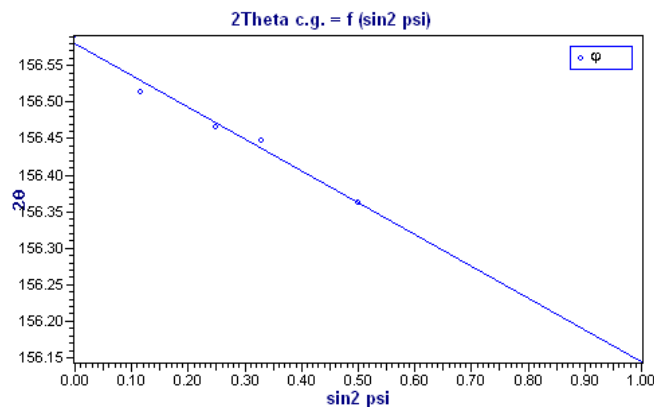


Fonte: PREVÉY, 1986.

Onde σ_ϕ é a tensão residual superficial; $d_{\phi\psi}$ é o espaçamento interplanar definida pelos ângulos Φ e ψ , obtida a partir da posição do pico de difração para um dado plano do retículo cristalino (hkl); d_0 é o espaçamento interplanar livre de tensão do plano (hkl) do retículo cristalino, e E e ν são o módulo de elasticidade e coeficiente de Poisson, respectivamente.

O termo $E/(1+\nu)$ é uma constante. A relação linear na Equação (10) para tensão residual implica que a plotagem da deformação do retículo cristalino contra $\sin^2\Psi$ será uma reta, a qual o gradiente é função de σ_ϕ , E e ν . O valor de σ_ϕ pode ser calculado a partir do gradiente da linha reta para vários ângulos de inclinação Ψ , conforme a Figura 20.

Figura 20: Dependência linear de 2θ em relação a $\sin^2\Psi$.

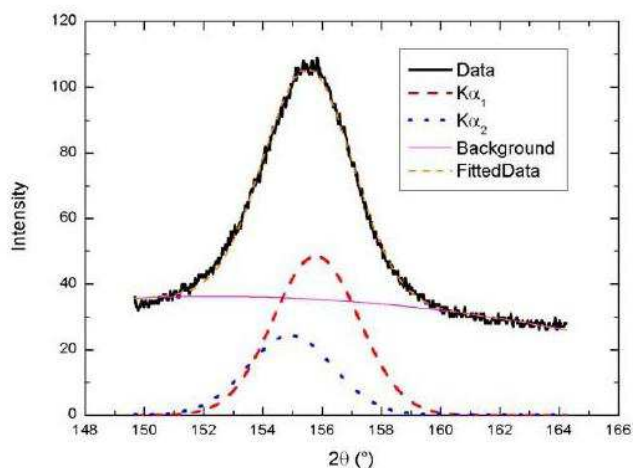


Fonte: Araújo *et al.*, 2010.

Os valores aferidos de 2θ para os vários ângulos Ψ são determinados através de modelos estatísticos de inferência a partir dos dados coletados. O modelo utilizado com maior frequência é o da distribuição normal e/ou o de aproximação da binomial pela normal. Sendo assim, toda

medida aferida apresentará uma média e respectiva variância (σ^2). Um exemplo da aquisição de dados de pico de difração é mostrado na Figura 21.

Figura 21: Difratoograma em forma de função Gaussiana.



Fonte: NATIONAL PHYSICAL LABORATORY, 2005.

3.4.7 Fontes de Incerteza

Incerteza é uma quantidade duvidosa do resultado da medida. É usualmente descrito como um parâmetro que define um intervalo de confiança em que o valor verdadeiro de certa quantidade medida estima-se estar (com um intervalo de confiança dado – em geral de 95%). Em todos os estágios de medidas e análises subsequentes de informações existem potenciais fontes de erro. É essencial distinguir o termo “erro” (em um resultado medido) do termo “incerteza”. Erro é o resultado medido menos o valor verdadeiro da quantidade que esta sendo medida. Sempre que possível uma correção equivalente ao erro deve ser aplicada ao resultado. Para avaliar a incerteza da medida, todas as fontes de incerteza devem, sempre que possível, ser identificadas e suas respectivas contribuições quantificadas.

3.4.7.1 Fontes de Incerteza em Medidas de Tensões Residuais

Durante as medidas de tensões residuais há um número de fatores que contribuem para a incerteza da medida, incluindo o alinhamento do difratômetro, que sempre deve ser o melhor possível, e o espécime sob análise deve estar corretamente posicionado em relação ao aparato.

Também há problemas de não linearidades ligados a textura, tamanho de grão grosseiro, gradientes de tensões com a profundidade e micro-tensões levando a deformações plásticas e interações entre grãos. Alguns dos métodos analíticos e experimentais lidam com estas não linearidades introduzindo suas próprias contribuições na incerteza da medida (NATIONAL PHYSICAL LABORATORY, 2005).

É importante entender que as incertezas informadas pelos softwares comerciais de interpretação de medidas apenas refletem uma estimativa do erro estatístico, obtida da regressão quando plotado o gráfico de $\sin^2\Psi$.

De forma geral, as principais fontes de incerteza nas medidas estão listadas abaixo:

- Constantes elásticas (E e ν);
- Alinhamento do instrumento;
- Qualidade superficial do espécime analisado;
- Valor de 2θ (menor valor admissível é de 125°);
- Número de ângulos ψ ;
- Tempo de aquisição de dados;
- Algoritmo de análise de tensões e *software*;
- Material do espécime;
- Não linearidades ligadas a textura, tamanho de grão grosseiro, gradientes de tensões com a profundidade, etc.;
- Competência do operador (incluindo interpretação dos resultados).

3.5 Corrosão

Universalmente a corrosão pode ser definida como a deterioração de um material, geralmente metálico, por ação química ou eletroquímica do meio ambiente associada ou não a esforços mecânicos (GENTIL, 2007).

Devido ao processo corrosivo estar associado a etapas químicas e eletroquímicas, a corrosão pode ser classificada de maneira primária em: oxidação direta e corrosão eletroquímica. Após essa classificação primária podemos agrupar os tipos de corrosão quanto à morfologia e quanto à sua fenomenologia. Ou seja, quanto à forma, esta pode ser dividida em: uniforme, localizada, seletiva e intergranular ou transgranular. E quanto a sua fenomenologia pode ser dividida em: galvânica, por célula oclusa, corrosão-erosão, corrosão-fadiga, corrosão sob tensão,

corrosão atmosférica, corrosão microbiológica e ataque pelo hidrogênio (JAMBO e FÓFANO, 2008).

Mesmo que metais de base e adição sejam corretamente selecionados, normas e código sejam seguidos (durante a soldagem), penetração, formas e contornos apropriados sejam alcançados, uma solda poderá vir a falhar devido a processos corrosivos. Além disso, não é difícil acontecer que uma liga metálica, na sua forma manufaturada (laminada, forjada, etc.), seja resistente à corrosão em um determinado ambiente, enquanto que uma solda com esta mesma liga não seja resistente à corrosão. Entretanto, também existem muitos exemplos nos quais a solda pode exibir resistência à corrosão superior àquela do metal de base (não soldado). Adicionalmente, algumas vezes a solda poderá ter um desempenho desordenado, ou seja, apresentando tanto resistência quanto susceptibilidade a ataques corrosivos (DAVIS, 2006).

Frequentemente não é tão simples determinar por que uma solda sofre ataques corrosivos. Entretanto, um ou mais dos seguintes fatores geralmente estão associados:

- Projeto do conjunto (ou junta) soldado;
- Técnica de fabricação;
- Técnicas de soldagem;
- Sequência de soldagem;
- Atmosferas contaminantes;
- Substâncias químicas orgânicas ou inorgânicas;
- Filmes de óxidos e carepa (crosta) de aços;
- Respingos e escórias oriundos do processo de soldagem;
- Penetração ou fusão incompleta na solda;
- Porosidades;
- Trincas;
- Tensões residuais elevadas;
- Seleção errônea do metal de adição;
- Acabamento superficial.

Adicionalmente, durante o processo de soldagem os parâmetros empregados influenciam o ciclo térmico (aquecimento e resfriamento) que, por sua vez, afeta a microestrutura e a composição superficial das soldas e metais de base adjacentes (DAVIS, 2006).

Consequentemente, a resistência à corrosão de uma solda, realizada com metal de adição similar, pode ser inferior àquela resistência do metal de base devido a:

- Microsegregações;
- Precipitação de fases secundárias;
- Formação de zonas parcialmente diluídas;
- Recristalização e crescimento de grãos na zona termicamente afetada;
- Volatilização de elementos de liga na poça de fusão da solda;
- Contaminação da poça de fusão durante a solidificação.

Monitorar a corrosão de uma solda é uma parte fundamental de qualquer sistema de combate à corrosão. Para isso, existem várias técnicas de monitoramento da corrosão. Estas técnicas podem ser agrupadas em três grupos:

- Técnicas baseadas na massa de referência;
- Métodos eletroquímicos;
- Técnicas de ensaios não destrutivos.

As técnicas que leva em consideração a massa de referência são baseadas na perda de massa. Isto é, uma amostra do metal é pesada antes e depois de ser exposto ao meio corrosivo. Já os métodos eletroquímicos são baseados nas medidas da corrente e tensão elétricas. Uma variedade de métodos eletroquímicos podem ser utilizados tais como: polarização potenciodinâmica linear, espectroscopia de impedância eletroquímica, ruído eletroquímico, etc. Quanto às técnicas de ensaios não destrutivos, medidas de ultrassom, radiografia, termografia e emissão acústica podem ser utilizadas (DAVIS, 2006; JAMBO e FÓFANO, 2008).

Dentre as principais técnicas eletroquímicas a Polarização Potenciodinâmica Linear (PPL) será abordada no tópico a seguir.

3.5.1 Polarização Potenciodinâmica Linear (PPL)

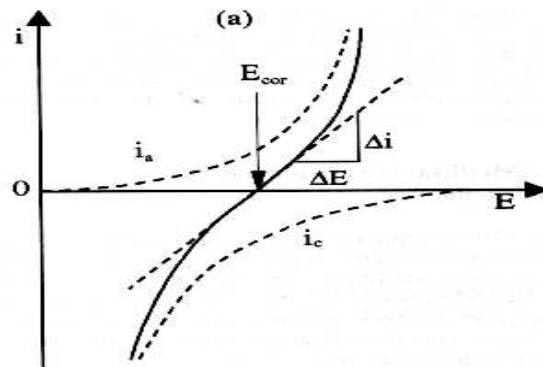
Este método possui a vantagem de determinar a velocidade de corrosão através da realização da polarização anódica ou catódica de alguns milivolts em torno da resistência de polarização do metal ou liga metálica (Lee, 2000). Este método evita algumas dificuldades

práticas tais como a influência da queda ôhmica e dos fenômenos de transporte que pode ser minimizada, uma vez que a densidade de corrente utilizada é baixa.

A Figura 22 mostra de forma esquemática a linearidade nas proximidades da resistência de polarização quando as curvas de polarização são realizadas em escala linear. A resistência de polarização (R_p), que é definida como o inverso da inclinação da reta (Figura 22), é independente do grau de linearidade. O método de polarização linear, inicialmente assim chamado, foi popularizado por Stern e Geary em 1957 e recebe ultimamente o nome de método da resistência de polarização, por apresentar unidades de uma resistência (Ωm^2).

A resistência de polarização pode ser medida experimentalmente por um galvanostato ou um potenciostato. Os equipamentos disponíveis funcionam basicamente com um circuito semelhante. O método galvanostático é experimentalmente mais simples e comercialmente mais usado devido à existência de dispositivos de monitoramento da resistência de polarização. O método potenciostático ou potenciodinâmico é mais favorável para uso em laboratório, pois os procedimentos de ensaios podem ser bem controlados.

Figura 22: Curva de polarização esquemática em escala linear.



Fonte: Gentil, 2007.

Nas técnicas eletroquímicas, a polarização do metal é efetuada por uma fonte de corrente, ou seja, um potenciostato. Assim, a corrente é fornecida ao eletrodo de trabalho e o potencial entre este e um eletrodo de referência é monitorado ou fixado em um valor constante, conforme o teste.

A base dos métodos de polarização eletroquímica é a expressão abaixo, que relaciona a corrente aplicada ao potencial:

$$i_{apl} = i_{corr} \left\{ \exp \left[\frac{\ln 10(E - E_{corr})}{\beta_a} \right] - \exp \left[- \frac{\ln 10(E - E_{corr})}{\beta_c} \right] \right\} + C \left(\frac{dE}{dt} \right) \quad (11)$$

Onde i_{apl} é a densidade de corrente aplicada baseada na área eletroquímica superficial do eletrodo; i_{corr} é a densidade de corrente de corrosão; E é o potencial aplicado; E_{corr} é o potencial de circuito aberto; $(E-E_{corr})$ é o sobrepotencial η ; C é a capacitância interfacial associada à dupla camada elétrica; β_a e β_c são os coeficientes catódico e anódico de Tafel e dE/dt é a variação do potencial aplicado com o tempo (KAEFER, 2004).

Idealmente, o segundo termo da equação 11 tende a zero. Na prática, utiliza-se uma velocidade de varredura de potencial muito baixa.

Os métodos de polarização são convenientemente utilizados para medida de taxa de corrosão porque fornece resultados de forma bastante rápida. Geralmente, são requeridos apenas alguns minutos para se determinar a taxa de corrosão por resistência à polarização, enquanto são necessários vários dias para realizar uma medida por perda de massa (KAEFER, 2004).

A técnica denominada polarização potenciodinâmica linear envolve a obtenção de dados de corrente à medida que o potencial varia (polarização) em torno do potencial de corrosão. A partir das medidas realizadas por esta técnica temos que a resistência de polarização R_p é obtida, então, da tangente à curva de polarização (potencial *versus* corrente) no potencial de corrosão. A equação 12 apresenta esta relação:

$$R_p = \left(\frac{dE}{di} \right)_{E_{corr}} \quad (12)$$

Conhecendo-se os valores de R_p e das constantes de Tafel (β_a e β_c) é possível calcular a corrente de corrosão pela relação (KAEFER, 2004; SCULLY e TAYLOR, 1987; WOLYNEC, 2003):

$$i_{corr} = 10^6 \cdot \frac{\beta_a \cdot \beta_c}{\ln 10 (\beta_a + \beta_c) R_{p,corr}} \quad (13)$$

Já a taxa de corrosão (TC) pode ser obtida através da densidade de corrente de corrosão j_{corr} pela seguinte lei:

$$TC = 3,27 \times 10^{-3} \frac{j_{corr}}{\rho} Eq \quad (14)$$

A taxa de corrosão é dada em mm/ano e a variável E_q é o equivalente grama da liga em análise. A massa do equivalente do elemento é a massa molar dividida pela valência de reação, que é o número de elétrons envolvidos na reação eletroquímica (KAEFER, 2004).

3.6 Planejamento de Experimentos

Dentro da indústria, em especial no desenvolvimento de produto, muitas vezes é necessário obter informações sobre produtos e processos empiricamente. Neste momento o trabalho das pessoas envolvidas com o problema assemelha-se ao de pesquisadores ou cientistas que precisam projetar experimentos, coletar dados e analisá-los. Experimentos são empregados para resolver problemas de fabricação, decidir entre diferentes processos de manufatura, diferentes conceitos de produto, entender a influência de determinados fatores, etc. A metodologia do planejamento experimental, associada à análise de superfícies de respostas, é uma ferramenta fundamentada na teoria estatística, que fornece informações seguras sobre o processo, minimizando o empirismo que envolve técnicas de tentativa e erro (BOX, et. al. 1978)

O Planejamento de Experimentos (em inglês Design of Experiments, DOE) é uma técnica utilizada para se planejar experimentos, ou seja, para definir quais dados, em que quantidade e em que condições devem ser coletados durante um determinado experimento, buscando, basicamente, satisfazer dois grandes objetivos: a maior precisão estatística possível na resposta e o menor custo. (MONTGOMERY, 1997). É, portanto, uma técnica de extrema importância para a indústria, pois seu emprego permite resultados mais confiáveis economizando dinheiro e tempo, parâmetros fundamentais em tempos de concorrência acirrada. A sua aplicação no desenvolvimento de novos produtos é muito importante, onde uma maior qualidade dos resultados dos testes pode levar a um projeto com desempenho superior seja em termos de suas características funcionais como também sua robustez.

No entanto, deve-se ficar claro que esta ferramenta não substitui o conhecimento técnico do especialista da empresa sobre o assunto e nem mesmo trata-se de uma “receita de bolo” de como realizar um planejamento. O domínio do problema é de fundamental importância. O conhecimento do especialista sobre o problema conjugado com a técnica (em casos especiais somando-se ainda o auxílio de especialistas em planejamentos de experimentos) é que irá permitir bons planejamentos de experimentos, ou seja, planejamentos mais rápidos (menos pontos), de menor custo e que possibilitem aos seus idealizadores responderem, baseado em inferência estatística, a resposta a seus problemas. "A Estatística apenas auxilia o pesquisador,

não dispensando o espírito científico crítico e céptico nem o conhecimento profundo do material em estudo" (CENTENO, 1999).

É preciso estar claro também que, em estatística, Planejamento de Experimentos designa toda uma área de estudos que desenvolve técnicas de planejamento e análise de experimentos. As técnicas de planejamento de experimentos podem ser utilizadas nas etapas de projeto preliminar, projeto do produto e processo de fabricação e na etapa de avaliação e melhoria (GALDÁMEZ, 2002).

3.6.1 Vantagens da Utilização do Planejamento de Experimentos

Segundo RODRIGUES e IEMMA (2009), várias vantagens podem ser citadas a respeito da utilização do planejamento experimental:

1. Reduzir o número de experiências ou repetições e melhorar a qualidade da informação obtida através dos resultados. Isso significa uma sensível diminuição do trabalho, e conseqüentemente, do tempo e do custo final. Naturalmente, caberá ao pesquisador investir algum tempo no planejamento do processo e no estudo das variáveis envolvidas, coletando informações na literatura, para que a definição da estratégia de realização dos ensaios possa agregar melhor qualidade aos resultados;
2. Os fatores são analisados simultaneamente. Assim podemos verificar e quantificar efeitos sinérgicos e antagônicos entre os fatores de interesse;
3. É possível mais de uma resposta ao mesmo tempo. Esta é uma das grandes vantagens do planejamento fatorial. Podem-se maximizar variáveis como, rendimento, produtividade e pureza, e/ou minimizar as variáveis, custo e contaminação, entre outras, individual ou simultaneamente;
4. Permite calcular e avaliar o erro experimental. Isto é fundamental para que se possa especificar o nível de confiança estatística com o qual se pode se estimar a reprodutibilidade do resultado desejado;
5. Depende mais da competência do profissional em sua área de atuação que de seus conhecimentos em estatística. Em outras palavras, para se obter sucesso em um planejamento fatorial é imprescindível que o profissional tenha um prévio conhecimento do fenômeno ou processo que está sendo estudado.

Sendo assim devemos seguir as seguintes etapas para o desenvolvimento de um planejamento de experimentos:

1. Caracterização do problema;
2. Escolha dos fatores de influência e níveis;
3. Seleção das variáveis de resposta;
4. Determinação de um modelo de planejamento de experimento;
5. Condução do experimento;
6. Análise dos dados;
7. Conclusões e recomendações.

3.6.2 Planejamento Experimental Fatorial com n Experimentos

Neste trabalho foi utilizado um planejamento fatorial completo em dois níveis, com ponto central, onde cada fator assume um nível inferior, um superior e um nível central. O nível central foi repetido três vezes. Combinando esses níveis entre todos os fatores obtêm-se 2^k+3 pontos centrais, que resulta em n experimentos, onde k é o número de variáveis de entrada. A escolha dos fatores e seus níveis foram feitas com base em experimentos preliminares e pesquisa bibliográfica (PESSOA, 2009).

4. MATERIAIS E MÉTODOS

Neste capítulo serão apresentados e descritos todos os procedimentos experimentais empregados nos ensaios, bem como os equipamentos, os acessórios e os materiais de consumo utilizados. O objetivo deste capítulo é reunir as informações necessárias de forma que seja possível a compreensão e reprodução das condições dos ensaios.

4.1 Materiais de Consumo

Os materiais de consumo empregados neste trabalho estão agrupados em duas categorias: metal de base (substrato) e consumíveis(metal de adição e elementos de proteção).

4.1.1 Metal de Base

Neste trabalho foram utilizadas como substrato chapas de aço ASTM A36. A Tabela 1 apresenta a composição química deste material, segundo o fabricante.

Tabela 1: Composição química (% em peso) do aço ASTM A36.

C	Mn	P	S	Fe
0,18 - 0,23	0,30 - 0,60	0,03 máx	0,05 máx	Balanço

Fonte: USIMINAS.

4.1.2 Consumíveis

4.1.2.1 Metal de Adição

Foi utilizado como metal de adição o arame de aço inoxidável AWS E308-L com diâmetro de 1,2 mm. A Tabela 2 apresenta a composição química do arame segundo dados do fabricante.

Tabela 2: Composição química (% em peso) do arame eletrodo segundo o fabricante.

C	Cr	Ni	Mo	Mn	Si	Cu	Fe
0,03	19,5 - 22,0	9,0 - 11,0	0,75	1,0 - 2,5	0,30 - 0,65	0,75	Balanço

Fonte: ESAB.

4.1.2.2 Elementos de Proteção

Para o processo FCAW o gás utilizado foi uma mistura de 70% de dióxido de carbono e 30% de argônio. Já no processo SAW foi utilizado um fluxo OK Flux 10.16, que é neutro, básico e aglomerado, especial para soldagem de topo e soldagem de revestimento com arames e fitas de ligas de níquel e aço inoxidável.

4.2 Equipamentos e Acessórios

A descrição dos equipamentos e acessórios empregados neste trabalho têm como objetivo informar as características de cada dispositivo e sua aplicação.

4.2.1 Equipamentos Empregados nas Soldagens

São apresentadas a seguir as características operacionais dos equipamentos utilizados na realização das soldagens, como mostrado na fotografia da Figura 23.

- Fonte de soldagem eletrônica multiprocesso (capaz de realizar soldagens nos processos SMAW, GMAW, FCAW, GTAW e PAW), com corrente máxima de 800 A;
- Sistema de aquisição de dados para aquisitar os sinais de tensão e corrente;
- Tartilope para deslocamento linear da tocha.

Figura 23: Equipamentos utilizados nas soldagens.



Fonte: Autoria própria.

4.2.2 Equipamentos Empregados na Preparação Metalográfica

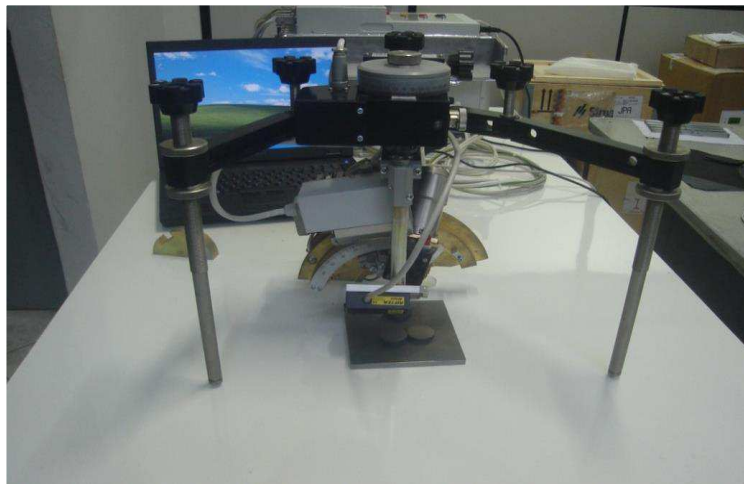
A seguir são citados os equipamentos utilizados para preparação dos corpos de prova soldados para análise metalográfica.

- Cortadeira metalográfica, utilizada para seccionar as amostras;
- Lixadeira e politriz;
- Máquina fotográfica digital;
- Régua graduada.

4.2.3 Equipamento para Avaliação das Tensões Residuais

Para a análise das tensões residuais foi utilizado um difratômetro de raios – X portátil, modelo *STRESSRAD (RADICON Ltd. Scientific Instruments)* juntamente com o programa de análise do equipamento (*Stress*) uma fotografia do equipamento é apresentada na Figura 24.

Figura 24: Difratômetro portátil utilizado na análise de tensões residuais.

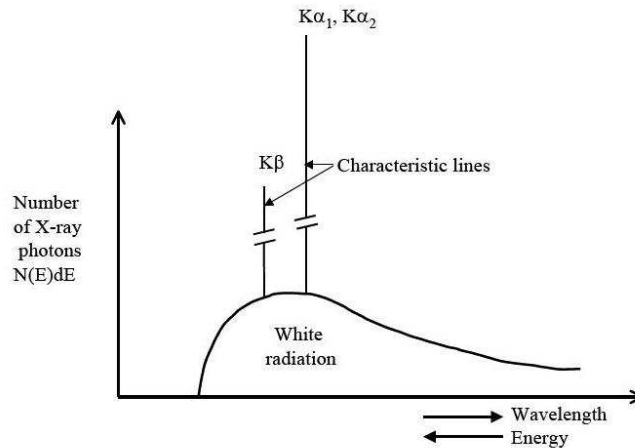


Fonte: Autoria própria.

O tubo de raios – X deste difratômetro funciona de forma análoga ao modelo laboratorial. Um feixe de elétrons é acelerado através de uma grande diferença de potencial (25 kV, gerando por uma fonte de potencial constante) colidindo com o anodo com uma energia considerável. Raios – X são gerados como consequência desta colisão. Grande parte da energia é dissipada na forma de calor e apenas 2% dela é transformada em raios – X.

Quando plota-se a intensidade dos raios – X contra o comprimento de onda obtêm-se um espectro como ilustrado na Figura 25.

Figura 25: Diagrama esquemático do espectro de raios – X.



Fonte: NATIONAL PHYSICAL LABORATORY, 2005.

O espectro dos raios – X pode ser dividido em duas partes: a radiação branca (*White radiation*), causada pela desaceleração dos elétrons no anodo do tubo de raios – X e por não ser monocromática este tipo de radiação é indesejável. Superpostas à radiação branca existem linhas intensas, também chamadas de linhas características. Estas linhas têm comprimentos de onda específicos e são observadas quando a voltagem de aceleração excede um determinado valor crítico. Os comprimentos de onda destas linhas características não dependem do valor crítico da voltagem de aceleração, mas do material do anodo do tubo. O Laboratório de Soldagem (LabSol) da UFCG dispõe de dois tubos de raios – X, um Cr K- α e o Fe K- α , com comprimentos de onda de 2,2896 Å e 1,9359 Å, respectivamente. Em difração de raios – X as linhas K- α são mais utilizadas por serem mais intensas. O tubo de raios – X também produz outras linhas características como a K- β , que devem ser removidas para atingir a radiação monocromática.

4.2.4 Equipamento para Ensaio de Microdureza

Nos ensaios de microdureza foi utilizado um microdurômetro da marca Future Tech, modelo FM-700, apresentado na Figura 26.

Figura 26: Microdurômetro digital FM-700 Future Tech.



Fonte: Autoria própria.

4.2.5 Equipamento para Realização dos Ensaios de Corrosão

O equipamento utilizado nos ensaios de resistência à corrosão foi um Potenciostato/Galvanostato Autolab PGSTAT302N (Figura 27), de alta performance, conectado ao programa de análise NOVA® 1.8.

Figura 27: Potenciostato/Galvanostato Autolab PGSTAT302N.



Fonte: Autoria própria.

4.3 Metodologia

4.3.1 Soldagem de Revestimento

Os revestimentos foram depositados por dois processos diferentes, o processo FCAW e o SAW. Foi utilizado o planejamento experimental fatorial em dois níveis com três repetições do ponto central. Os valores desses níveis se encontram nas Tabelas 3 e 4, onde V_a é a velocidade

de alimentação do arame, V_s é a velocidade de soldagem e U é a tensão de referência. Foram mantidos fixos: inclinação da tocha de soldagem ($\theta=15^\circ$ com a vertical), sentido de soldagem “empurrando”, modo de corrente com polaridade reversa CC+, DBCP (15 e 20 mm, FCAW e SAW respectivamente) e a vazão do gás em 20 L/min, quando do processo FCAW.

Tabela 3: Níveis reais e codificados dos fatores em estudo, processo SAW.

Variáveis de entrada (k)	Níveis		
	-1	0	1
Va(m/min)	6,0	6,5	7,0
Vs(cm/min)	20,0	23,0	26,0
U (volts)	30,0	35,0	40,0

Fonte: Autoria própria.

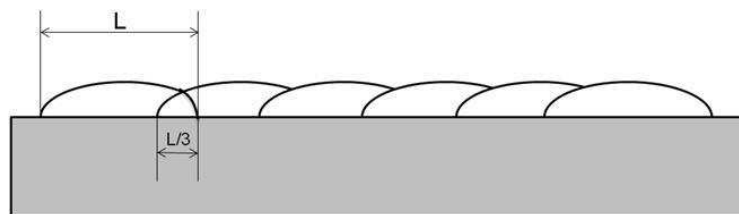
Tabela 4: Níveis reais e codificados dos fatores em estudo, processo FCAW.

Variáveis de entrada (k)	Níveis		
	-1	0	1
Va(m/min)	8,0	8,5	9,0
Vs(cm/min)	15,0	20,0	25,0
U (volts)	25,0	27,5	30,0

Fonte: Autoria própria.

Utilizou-se também uma sobreposição de $L/3$ em relação à largura do primeiro cordão, conforme Figura 28, procurando sempre manter a temperatura de interpasse menor ou igual a 100°C .

Figura 28: Ilustração do nível de sobreposição entre os cordões.



Fonte: Autoria própria.

A sequencia de combinação dos fatores foi definida segundo a ordem padrão descrita nas Tabelas 5 e 6 com três repetições do ponto central, sendo os experimentos realizados em uma sequencia aleatória. A tréplica do ponto central permite o cálculo do erro experimental e

significância dos efeitos. A sequência aleatória dos experimentos permite a aplicação de testes estatísticos de significância e a construção de intervalos de confiança.

Tabela 5: Matriz de planejamento experimental $2^3 + 3$ pontos centrais, processo SAW.

	U (volts)	Va (m/min)	Vs (cm/min)
1	30,0(-1)	6,0(-1)	20,0(-1)
2	40,0(+1)	6,0(-1)	20,0(-1)
3	30,0(-1)	7,0(+1)	20,0(-1)
4	40,0(+1)	7,0(+1)	20,0(-1)
5	30,0(-1)	6,0(-1)	26,0(+1)
6	40,0(+1)	6,0(-1)	26,0(+1)
7	30,0(-1)	7,0(+1)	26,0(+1)
8	40,0(+1)	7,0(+1)	26,0(+1)
9	35,0(0)	6,5(0)	23,0(0)
10	35,0(0)	6,5(0)	23,0(0)
11	35,0(0)	6,5(0)	23,0(0)

Fonte: Autoria própria.

Tabela 6: Matriz de planejamento experimental $2^3 + 3$ pontos centrais, processo FCAW.

	U (volts)	Va (m/min)	Vs (cm/min)
1	25,0(-1)	8,0(-1)	15,0(-1)
2	30,0(+1)	8,0(-1)	15,0(-1)
3	25,0(-1)	9,0(+1)	15,0(-1)
4	30,0(+1)	9,0(+1)	15,0(-1)
5	25,0(-1)	8,0(-1)	25,0(+1)
6	30,0(+1)	8,0(-1)	25,0(+1)
7	25,0(-1)	9,0(+1)	25,0(+1)
8	30,0(+1)	9,0(+1)	25,0(+1)
9	27,5(0)	8,5(0)	20,0(0)
10	27,5(0)	8,5(0)	20,0(0)
11	27,5(0)	8,5(0)	20,0(0)

Fonte: Autoria própria.

4.3.2 Preparação Metalográfica, Medição das Características Geométricas e Microdureza

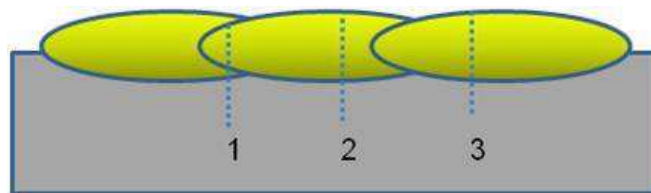
Nesta etapa foi retirada uma amostra de aproximadamente 10 mm de largura da região central para análise das características geométricas e metalográfica dos revestimentos soldados.

As amostras, depois de cortadas, foram lixadas (da granulação 200 até a granulação 1200), polidas com alumina e, por fim, foram atacadas quimicamente com Água Régia Fluorada a fim de revelar o perfil geométrico e a microestrutura do metal de base (MB), zona termicamente

afetada (ZTA) e metal de solda (MS). Posteriormente ao ensaio de microdureza foi registrada a microestrutura das regiões acima citadas em um microscópio ótico acoplado a um computador e um programa analisador de imagens. Com o intuito de registrar a microestrutura do metal de solda, as amostras foram atacadas novamente, com água régia fluorada, e submetidas novamente ao registro fotográfico.

Os ensaios de microdureza foram executados aplicando-se uma carga de 100 gramasforça (gf), por 15 segundos, com espaçamento entre as impressões de 200 μm no MS, ZTA e MB. Em cada amostra foram realizadas medidas de microdureza Vickers (HV) ao longo de três linhas, conforme ilustra a Figura 29. Esta metodologia foi empregada a fim de se conhecer o gradiente de dureza ao longo do revestimento (MS) e do substrato (ZTA e MB).

Figura 29: Espécime para ensaio de microdureza.



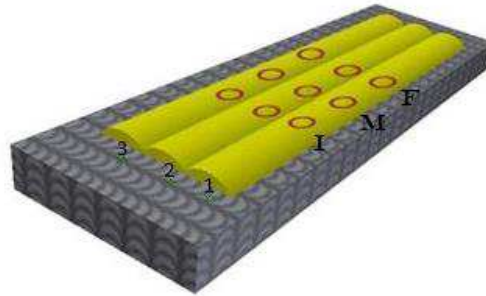
Fonte: Autoria própria.

4.3.3 Medidas de Tensão Residual por Difração de Raios – X

Na análise de um aço austenítico pode-se usar os planos {220} com um comprimento de onda de $\lambda = 2,2896 \text{ \AA}$ e ângulo de pico $(2\theta) = 128.84^\circ$. Este comprimento de onda é produzido por um tubo anódico de cromo (HAULK, 1997). O método empregado foi o $\text{sen}^2\psi$, com medidas realizadas para $\psi = 0^\circ, 30^\circ, 33^\circ, 35^\circ, 37^\circ, 40^\circ, 42^\circ, 43^\circ, 44^\circ$ e 45° .

Foram realizadas análises em três regiões distintas de todos os revestimentos. A Figura 30 ilustra a disposição dos pontos que foram analisados nos revestimentos.

Figura 30: Regiões a serem analisados os perfis de tensões residuais.



Fonte: Autoria própria.

4.3.4 Ensaios de Determinação da Composição Química

Os testes de composição química foram realizados através da técnica de caracterização EDX. Estes testes foram conduzidos com um colimador de diâmetro 3 mm e atmosfera à vácuo (30Pa) na mesma superfície onde foram realizados posteriormente os ensaios de corrosão.

4.4.4 Ensaios de Corrosão

Os ensaios de resistência à corrosão foram realizados com um eletrodo de referência Ag/AgCl, um contra-eletrodo de platina, eletrodo de trabalho (amostra) e um eletrólito de NaCl (solução 0,1M). As medidas eletroquímicas de corrosão foram executadas em uma célula eletroquímica convencional de três eletrodos (Figura 31).

Figura 31: Célula eletroquímica para ensaios de corrosão.



Fonte: Silva, 2011.

A técnica eletroquímica utilizada foi a Polarização Potenciodinâmica Linear (PPL), que fornece o potencial de corrosão (E_{corr}), densidade de corrente de corrosão (j_{corr}), corrente de corrosão (i_{corr}), taxa de corrosão e a resistência à polarização (R_p).

O volume de eletrólito utilizado foi de 95 mL e a distância entre o eletrodo de trabalho e o contra-eletrodo foi de 10 mm. Uma taxa de varredura de 0,005 V/s foi utilizada. Todos os ensaios foram realizados à temperatura ambiente e após passarem por 1200 segundos de realização de medida do potencial de circuito aberto (OCP), *open circuit potential*, em inglês.

5. RESULTADOS E DISCUSSÃO

5.1 Revestimentos Aplicados pelo Processo de Soldagem ao Arco Submerso (SAW)

5.1.1 Características Geométricas

A Tabela 7 apresenta os valores das características geométricas dos revestimentos: largura (L), reforço (r), penetração (P), diluição (D) e relação reforço largura (r/L) para um único cordão, variando-se a tensão (U), velocidade de alimentação (V_a) e velocidade de soldagem (V_s). A partir destes dados foi possível fazer uma análise usando o planejamento experimental fatorial para encontrar os melhores parâmetros de soldagem para a aplicação de revestimentos, tendo como critérios de qualidade as variáveis respostas D, r e L.

Tabela 7: Matriz de planejamento e resultados obtidos.

CP	U (V)	V_a (m/min)	V_s (cm/min)	L(mm)		r(mm)		P(mm)		D(%)		r/L
				μ	σ	μ	σ	μ	σ	μ	σ	
1	30,0	6,0	20,0	23,00	0,28	4,01	0,11	0,88	0,25	11,61	2,04	0,41
2	40,0	6,0	20,0	27,10	1,08	3,56	0,18	1,38	0,15	22,14	2,56	0,31
3	30,0	7,0	20,0	26,75	0,88	3,92	0,31	0,73	0,02	11,27	0,78	0,34
4	40,0	7,0	20,0	27,39	3,58	3,88	0,22	1,17	0,17	20,28	1,07	0,33
5	30,0	6,0	26,0	23,82	0,29	3,36	0,12	1,03	0,22	19,15	2,28	0,33
6	40,0	6,0	26,0	24,38	1,20	3,01	0,17	1,26	0,03	27,01	1,65	0,29
7	30,0	7,0	26,0	24,90	0,14	3,51	0,13	0,91	0,08	15,65	0,63	0,33
8	40,0	7,0	26,0	27,17	3,36	3,28	0,21	1,36	0,13	24,95	1,83	0,28
9	35,0	6,5	23,0	27,55	0,04	3,34	0,27	0,97	0,11	17,85	2,35	0,28
10	35,0	6,5	23,0	24,34	0,56	3,67	0,20	0,89	0,06	14,22	1,64	0,35
11	35,0	6,5	23,0	26,62	0,58	3,61	0,18	1,29	0,24	20,21	4,38	0,32

μ =média; σ =desvio padrão.

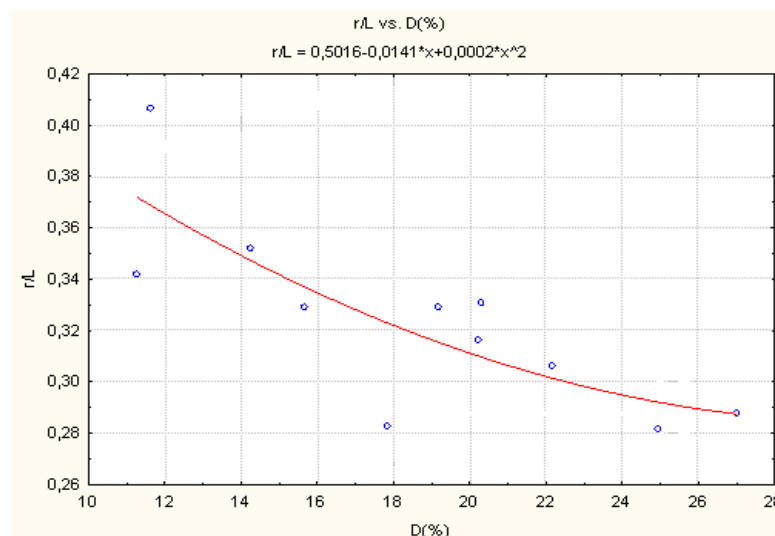
Fonte: Autoria própria.

É possível notar que a diluição D(%) variou entre 11,27 e 27,01%. Valores na faixa de 10 a 15% são considerados ideais para revestimentos metálicos aplicados por soldagem para aplicações como revestimentos duros e revestimentos resistentes à corrosão (WAINER *et al.*, 1992). Entretanto, quanto mais próximo de 10 % mais garantia se tem de uma maior resistência à corrosão, de acordo com a norma N – 1707 da Petrobras. O valor do reforço variou de 3 a 4 mm. Em tubulações do setor de petróleo e gás, o valor líquido mínimo exigido para reforços de

revestimentos metálicos é de 3 mm daí a necessidade de obter-se um reforço bruto de aproximadamente 5mm, para posterior usinagem. A relação r/L , para um único cordão, deve ser sempre inferior a 0,3, condição imposta como critério de qualidade (COSTA e RIBEIRO, 2001). Baixos valores de r/L implicam em maior molhabilidade do cordão de solda (cordões mais largos) aumentando a eficiência do processo produtivo de revestimento de tubos. O ideal seria uma relação em torno de 0,1. Entretanto, valores em torno de 0,3 são considerados razoáveis. Os valores obtidos de r/L variaram de 0,28 a 0,41.

A Figura 32 ilustra que menores valores de diluição resultam em maiores valores da relação r/L , que geralmente é observado na literatura técnica especializada (COSTA e RIBEIRO, 2001).

Figura 32: Relação entre r/L e $D(\%)$.



Fonte: Autoria própria.

Uma combinação ideal entre estes dois parâmetros é bastante difícil de se obter, uma vez que menores valores de diluição são conseguidos com menores valores de corrente que conduzem a maiores valores de r/L .

Com os resultados da Tabela 7, foi realizada uma análise estatística de variância e com isso foi calculado o nível de significância “ α ” dos fatores de controle sobre a largura (L), reforço (r) e diluição $D(\%)$. Níveis de significância menores que 0,05 indicam efeitos estatisticamente significativos, ou seja, há uma probabilidade de acerto de 95% em se admitir que este fator de controle esteja influenciando nas variáveis de resposta analisadas. Entretanto optou-se por não ignorar alguns dos efeitos não “estatisticamente significativos”, pelo fato de estarem próximos

aos estatisticamente significativos ou manterem influência física sobre o fenômeno que também podem ser consideradas importantes. O que é bastante aceitável, na seleção de variáveis é, provavelmente, melhor aceitar o valor de $\alpha > 0,1$ do que deixar de considerar algum fator importante (HAALAND, 1989). Segundo este autor, o julgamento prático do pesquisador deve ser o árbitro final, afirmando ainda que devemos utilizar o bom senso na interpretação das análises estatísticas. Os valores sublinhados e em negrito na Tabela 8 representam os fatores estatisticamente significativos, aqueles que foram considerados estatisticamente significativos por manterem influência física estreita sobre o fenômeno estão apenas em negrito.

Tabela 8: Nível de significância dos fatores de controle sobre as variáveis respostas.

Fatores	Valor de α		
	D (%)	L (mm)	R (mm)
Média	<u>0,000014</u>	<u>0,000000</u>	<u>0,000000</u>
U (V)	<u>0,005946</u>	<u>0,049098</u>	<u>0,040737</u>
Va (m/min)	<u>0,322386</u>	<u>0,042288</u>	<u>0,152337</u>
Vs (cm/min)	<u>0,035543</u>	0,244441	<u>0,003771</u>
U*Va	0,992597	0,697258	<u>0,223145</u>
U*Vs	0,746798	0,583449	0,849839
Va*Vs	0,650816	0,969420	0,646659
U*Va*Vs	0,689162	<u>0,143898</u>	0,458654
R ²	0,90911	0,74083	0,92801
Adj	0,77277	0,56805	0,82003
MS Residual	5,91553	1,18336	0,01654

U*Va; U*Vs; Va*Vs; U*Va*Vs = representam interações entre os parâmetros.

Fonte: Autoria própria.

Os modelos matemáticos empíricos, codificados, com os seus respectivos parâmetros estatísticos, estão apresentados nas Equações 15, 16 e 17 onde foram considerados os valores estatisticamente significativos bem como aqueles que mantêm influência física estreita sobre o fenômeno.

$$D(\%) = 18,576 + 4,588 * U - 0,97 * V_a + 2,68 * V_s \quad (15)$$

$$L = 25,729 + 0,946 * U + 0,989 * V_a + 0,646 * U * V_a * V_s \quad (16)$$

$$r = 3,559 - 0,136 * U + 0,080 * V_a - 0,275 * V_s + 0,066 * U * V_a \quad (17)$$

Na Tabela 9 estão ilustrados os resultados das análises de variância para todas as respostas, mostrando através dos valores de $F_{\text{Calculado}}$ que todos os modelos foram estatisticamente significativos, pois $F_{\text{Calculado}} > F_{\text{Tabelado}}$, mesmo levando em consideração os fatores em que $\alpha > 0,05$ o que indica que a hipótese de que aqueles fatores mantêm influencia física estreita sobre o fenômeno é verdadeira.

Tabela 9: Análise de variância (ANOVA) para as respostas D, r e L.

Fontes de Variação	Soma dos Quadrados			Graus de Liberdade			Quadrados Médios			Fcalc		
	D	r	L	D	r	L	D	r	L	D	r	L
Regressão	233,46	0,84	18,33	3	4	3	77,82	0,21	6,11	23,02	18,99	4,71
Resíduo	23,66	0,07	9,07	7	6	7	3,38	0,01	1,30	-	-	-
Total	257,12	0,90	27,40	10	10	10	81,20	0,22	7,40	-	-	-

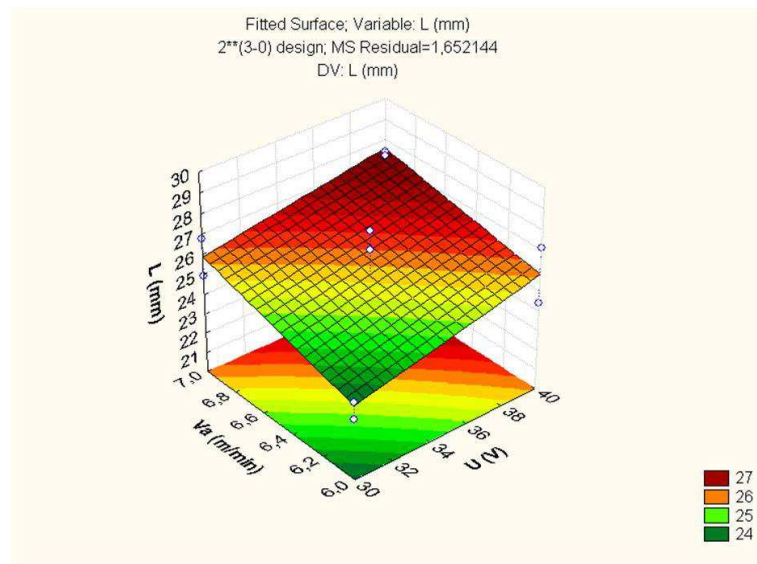
$F_{3,7}=4,35$; $F_{4,6}=4,53$

Fonte: Autoria própria.

5.1.1.1 Influência dos Parâmetros de Soldagem na Largura (L)

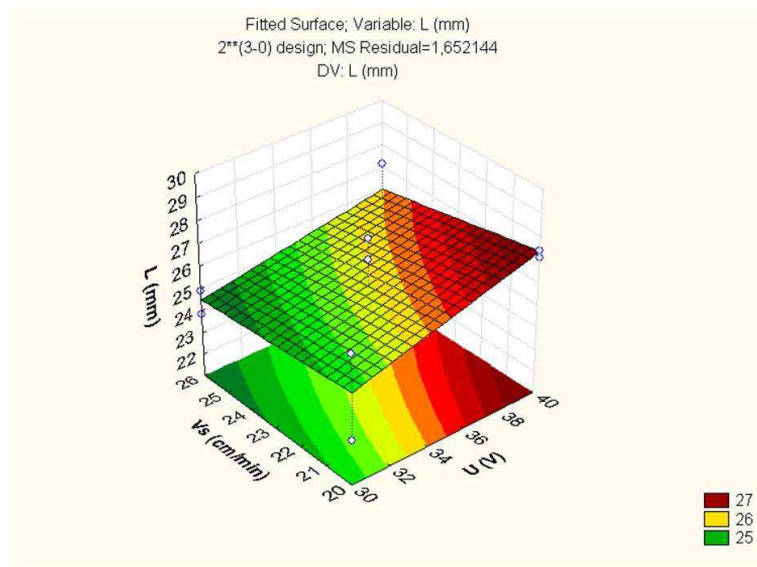
Conforme indica a Tabela 8, a tensão (U), a velocidade de alimentação (V_a), e a interação $U \cdot V_a \cdot V_s$ (parâmetro relacionado a energia de soldagem (H)) influenciaram significativamente os valores da largura. As Figuras 33 e 34 ilustram esta influência.

Figura 33: Influência de V_a e U sobre a largura dos revestimentos do processo SAW.



Fonte: Autoria própria.

Figura 34: Influência de V_s e U sobre a largura dos revestimentos do processo SAW.



Fonte: Autoria própria.

Ao analisar as Figuras 33 e 34, verifica-se que o aumento da tensão proporcionou um aumento da largura do revestimento. Isto se deve ao fato de que, para maiores valores de tensão, tem-se um maior comprimento do arco, resultando em uma coluna de plasma mais ampla em sua extensão (SCOTTI & PONOMAREV, 2008).

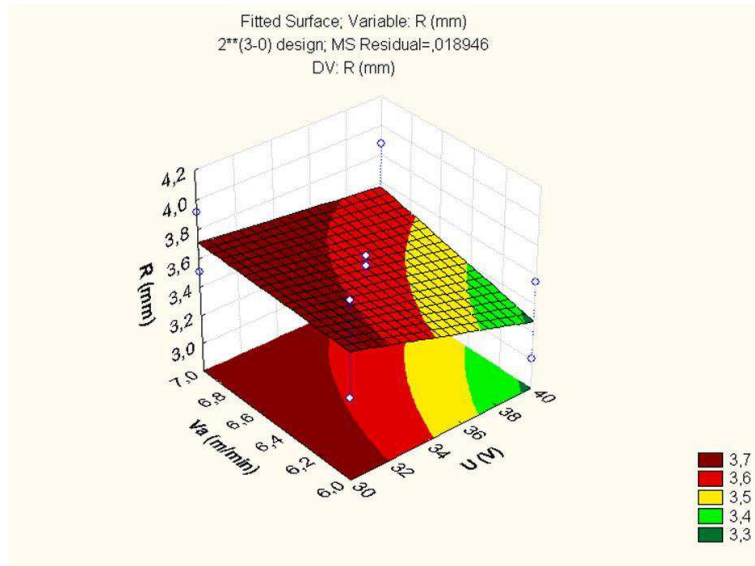
Da Figura 33 nota-se também que maiores valores da velocidade de alimentação do arame levaram a maiores larguras, isto se deve ao fato da velocidade de alimentação influenciar diretamente sobre a taxa de deposição, ou seja, maiores taxas de deposição resultam em uma maior quantidade de material depositado por unidade de comprimento.

Da Figura 34 pode-se inferir que maiores valores de velocidade de soldagem resultaram em menores larguras. Aumentos na velocidade de soldagem promovem uma redução de material depositado por unidade de comprimento e uma redução da energia de soldagem, esta última resulta em uma menor quantidade de calor imposta à peça (SCOTTI & PONOMAREV, 2008).

5.1.1.2 Influência dos Parâmetros de Soldagem no Reforço (r)

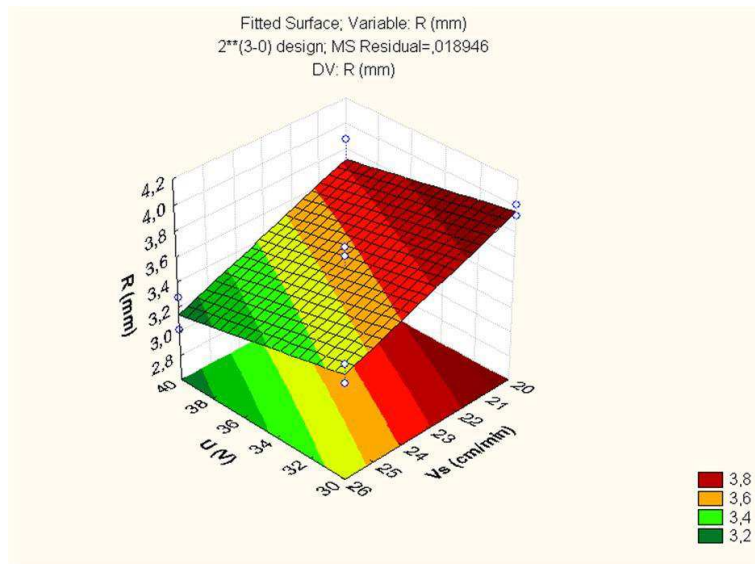
De acordo com a Tabela 8 e os critérios já estabelecidos a tensão (U), a velocidade de alimentação (V_a), a velocidade de soldagem (V_s) e a interação $U \cdot V_a$ influenciaram significativamente os valores de reforço dos revestimentos. As Figuras 35 e 36 ilustram a influência dos fatores de controle sobre a característica do reforço (r).

Figura 35: Influência da tensão (U) e velocidade de alimentação (Va) no reforço.



Fonte: Autoria própria.

Figura 36: Influência da tensão (U) e velocidade de soldagem (Vs) no reforço.



Fonte: Autoria própria.

Destas figuras pode-se observar que um aumento da tensão resulta em reforços menores, o que já era esperado, uma vez que o aumento da tensão leva a cordões mais largos devido à coluna de plasma que fica mais ampla em sua extensão, ou seja, o cordão torna-se mais achatado. Sendo assim, o efeito da tensão sobre o reforço é uma consequência do efeito da tensão na largura.

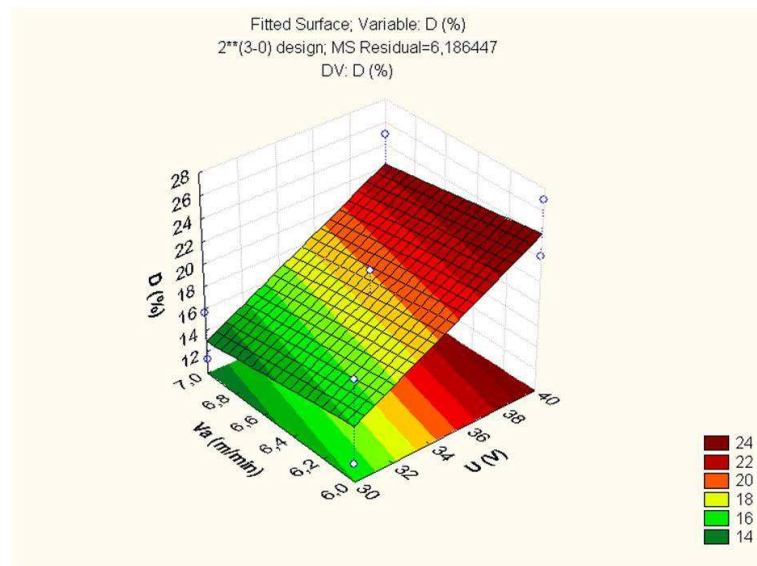
Os maiores reforços foram obtidos com o aumento da velocidade de alimentação. O aumento na velocidade de alimentação resulta em maiores taxas de deposição, logo há uma maior quantidade de material depositado por unidade de comprimento.

De acordo com a Figura 36 observa-se uma redução no reforço com o aumento da velocidade de soldagem. Isso se deve ao fato de um aumento na velocidade de soldagem promover uma redução na quantidade de material depositado por unidade de comprimento (SCOTTI & PONOMAREV, 2008).

5.1.1.3 Influência dos Parâmetros de Soldagem na Diluição

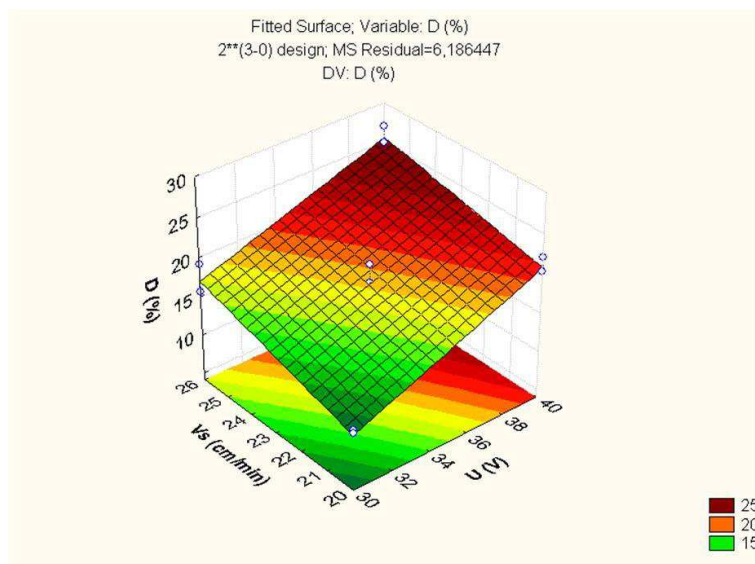
A Tabela 8 mostra que a diluição foi significativamente influenciada pela tensão (U), a velocidade de alimentação (V_a) e pela velocidade de soldagem (V_s). Nas Figuras 37 e 38 são apresentados os comportamentos das variáveis respostas afetadas pelos fatores de controle.

Figura 37: Influência da tensão (U) e velocidade de alimentação (V_a) na diluição.



Fonte: Autoria própria.

Figura 38: Influência da tensão (U) e velocidade de soldagem (Vs) na diluição.



Fonte: Autoria própria.

Como pode ser visto nas Figuras 37 e 38, com o aumento da tensão há um aumento significativo da diluição. Como o aumento da tensão resulta em cordões de solda mais largos e com pequeno reforço, não sendo, portanto capaz de atuar como barreira para o arco elétrico. Este fato não evita então que a força do arco haja diretamente sobre a poça de fusão, ocasionando assim um aumento significativo da área fundida do metal de base. Por outro lado a área depositada do cordão não é afetada significativamente, resultando em maiores valores de diluição.

Maiores valores de velocidade de alimentação (V_a) levam a menores valores de diluição (Figura 37), já que aumentando a velocidade de alimentação há um aumento da quantidade de material depositado que atua como barreira e amortece a força do arco sobre a poça de fusão.

A Figura 38 indica que maiores valores de diluição são obtidos com maiores velocidades de soldagem. Isto se deve ao fato que maiores velocidades de soldagem promovem uma redução maior na área de metal depositado do que na área fundida, ocasionando assim maiores valores de diluição (KEJELIN *et al.*, 2007; PESSOA, 2009).

5.1.2 Características Econômicas

A Tabela 10 apresenta os valores da taxa de deposição para os ensaios da Tabela 5, cujos fatores de controle estão listados na Tabela 3. A partir destes dados, pôde-se fazer uma análise de forma análoga a das características geométricas usando o planejamento experimental fatorial. O

valor da taxa de deposição é de grande importância, pois de posse dele, futuramente, podem ser realizados cálculos de custos de soldagem.

Tabela 10: Taxa de deposição.

CP	Taxa de Deposição (kg/h)			Taxa de Fusão do arame (kg/h)	Eficiência de Deposição
	μ	σ	CV	μ	μ
1	2,38	0,04	0,017	2,81	0,85
2	2,42	0,16	0,066	2,81	0,86
3	2,82	0,05	0,018	3,28	0,86
4	2,75	0,02	0,007	3,28	0,84
5	2,56	0,06	0,023	2,81	0,91
6	2,36	0,11	0,047	2,81	0,84
7	2,85	0,11	0,038	3,28	0,87
8	2,61	0,04	0,015	3,28	0,80
9	2,68	0,13	0,048	3,04	0,88
10	2,63	0,07	0,027	3,04	0,86
11	2,70	0,20	0,074	3,04	0,89

μ =média; σ =desvio padrão.

Fonte: Autoria própria.

A eficiência de deposição média do processo SAW foi de 86%. A condição de máxima eficiência ocorreu para o revestimento CP 5 obtido com menores valores de tensão (U), velocidade de alimentação (V_a) e maiores velocidades de soldagem (V_s) de acordo com a Tabela 10.

Com os resultados da Tabela 10, foi realizada uma análise estatística de variância e com isso foi calculado o nível de significância “ α ” dos fatores de controle sobre a taxa de deposição (TD). A Tabela 11 apresenta os valores considerados estatisticamente significativos bem como aqueles que mantêm influência física estreita sobre o fenômeno de forma análoga ao item anterior.

Tabela 11: Nível de significância sobre a taxa de deposição.

Fatores	Valor de α TD (kg/h)
Média	0,00000
U (V)	0,024806
V _a (m/min)	0,000167
V _s (cm/min)	0,963609
U*V _a	0,390309
U*V _s	0,040939
V _a *V _s	0,195721
U*V _a *V _s	0,751697
R ²	0,9351
Adj	0,89183
MS Residual	0,0031205

Fonte: Autoria própria.

O modelo matemático empírico, codificado, com os seus respectivos parâmetros estatísticos, é apresentado na Equação 18 onde foram considerados os valores estatisticamente significativos bem como aqueles que mantêm influência física estreita sobre o fenômeno.

$$TD \left(\frac{kg}{h} \right) = 2,614 - 0,059 * U + 0,164 * V_a - 0,051 U * V_s - 0,029 V_a * V_s \quad (18)$$

Na Tabela 12 observa-se o resultado da análise de variância para a taxa de deposição, que mostra através do valor de $F_{Calculado}$ que o modelo é estatisticamente significativo, de forma análoga a anterior, pois $F_{Calculado} > F_{Tabelado}$.

Tabela 12: Análise de variância (ANOVA) para a taxa de deposição.

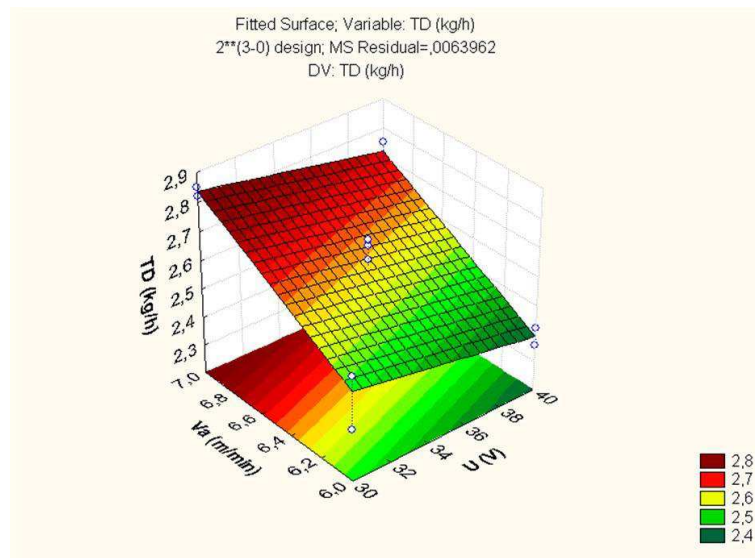
Fontes de Variação	Soma dos Quadrados	Graus de Liberdade	Quadrados Médios	F_{calc}
Regressão	0,2697493	4	0,067437	21,6109
Resíduo	0,018723	6	0,0031205	-
Total	0,288473	10	0,0705575	-

$F_{4,6} = 4,35$

Fonte: Autoria própria.

A Figura 39 apresenta a influência da tensão e velocidade de alimentação sobre a taxa de deposição.

Figura 39: Influência da tensão (U) e velocidade de alimentação (Va) sobre a taxa de deposição.



Fonte: Autoria própria.

Menores valores de tensão (Figura 39) resultam em maiores taxas de deposição. Isso se deve ao fato de que menores tensões diminuem o comprimento do arco elétrico, reduzindo a penetração e aumentando a área de metal depositado contribuindo significativamente no aumento da taxa de deposição. Já maiores velocidades de alimentação nos levam a maiores taxas de deposição, uma vez que aumentos na V_a aumentam a quantidade de material depositado por unidade de comprimento, como já informado anteriormente.

5.1.3 Composição Química, Microdureza e Microestrutura

A Tabela 13 apresenta a composição química em peso dos revestimentos na condição como soldados. Espera-se que quanto maior for o valor do cromo equivalente (CR eq) e menor for o valor do níquel equivalente (Ni eq) maior será a precipitação de ferrita δ , pois o FN (*ferrite number*) também aumentará (PASSOS & OTUBO, 2010). Espera-se que estes revestimentos (de maior FN) apresentem um melhor desempenho quanto à resistência à corrosão (ZAPELINI, 1996), como os revestimentos CP 1, 2, 3, 8 e 10 para o processo SAW.

A presença de silício na composição química do metal de solda dos revestimentos aplicados pelo processo SAW deve-se ao fluxo utilizado, que é rico em silício. Pode-se esperar dos revestimentos aplicados pela soldagem ao arco submerso menor porosidade e ausência de trincas à quente devido aos elevados teores de Mn e Si presentes no metal de solda, além de maior resistência mecânica e, conseqüentemente, menor tenacidade.

Com base nos teores de cromo equivalente e níquel equivalente apresentados na Tabela 13, pode-se afirmar que a fração volumétrica de ferrita presente nos revestimentos aplicados pelo processo SAW varia entre 6 e 10% (apresentados no interior da elipse na Figura 40), o modo de solidificação é misto, variando entre ferrita FA e ferrita rendilhada. No entanto, as condições 1, 3 e 10 do processo SAW (representados pelo ponto na Figura 40) apresentam valores de Cromo Equivalente maiores que 19%, que deverá resultar em uma microestrutura isenta de ferrita AF e FA, além de aumentar a fração volumétrica de ferrita δ , que para estes revestimentos é cerca de 20%. Portanto, espera-se que os revestimentos 1, 3 e 10 do processo SAW apresentem uma maior resistência à corrosão que as demais condições de soldagem. Além disso, teores de ferrita δ menores que 8% levam a uma zona de transição de susceptibilidade a trinca de solidificação.

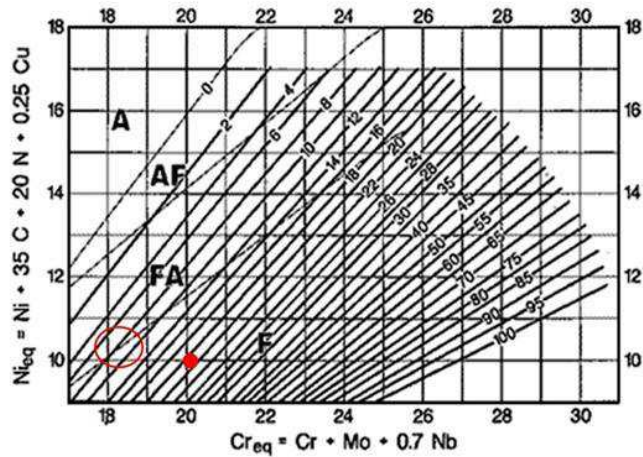
Como os parâmetros de soldagem possuem uma influência significativa na poça de fusão e nos fenômenos metalúrgicos que nela ocorrem, é bastante razoável esperar que os mesmos exerçam uma determinada influência na composição química final dos revestimentos. A Figura 41 apresenta os gráficos de Pareto, indicando a influência dos parâmetros de soldagem sobre o cromo equivalente e o níquel equivalente. Estes gráficos foram obtidos através de uma análise estatística com base em um planejamento experimental fatorial.

Tabela 13: Composição química em peso dos revestimentos.

	CP	U (V)	Va (m/min)	Vs (cm/min)	Fe	Cr	Ni	Mo	Mn	Nb	Cu	Si	S	Cr eq	Ni eq
SAW	1	30	6,0	20	70,41	18,30	8,96	0,09	1,12	0,03	0,14	0,96	0,00	19,83	9,52
	2	40	7,0	26	75,10	15,78	7,20	0,07	1,06	0,02	0,10	0,67	0,00	16,87	7,73
	3	30	6,0	20	70,27	18,46	8,69	0,09	1,11	0,03	0,18	1,04	0,13	20,13	9,25
	4	40	7,0	26	72,80	16,98	8,35	0,09	1,11	0,02	0,10	0,56	0,00	17,91	8,91
	5	30	6,0	20	72,91	17,14	8,36	0,09	1,01	0,00	0,00	0,49	0,00	17,97	8,86
	6	40	7,0	26	75,68	15,59	7,47	0,08	0,98	0,02	0,09	0,09	0,00	15,81	7,96
	7	30	6,0	20	71,67	17,99	8,84	0,09	1,08	0,02	0,00	0,32	0,00	18,56	9,38
	8	40	7,0	26	75,09	15,06	7,31	0,08	1,08	0,02	0,07	1,30	0,00	17,09	7,85
	9	35	6,5	23	73,30	16,72	8,19	0,08	1,12	0,02	0,10	0,47	0,00	17,52	8,75
	10	35	6,5	23	71,69	17,42	8,52	0,09	1,12	0,03	0,05	1,09	0,00	19,16	9,07
	11	35	6,5	23	73,30	16,66	7,98	0,08	1,07	0,02	0,09	0,68	0,11	17,77	8,52

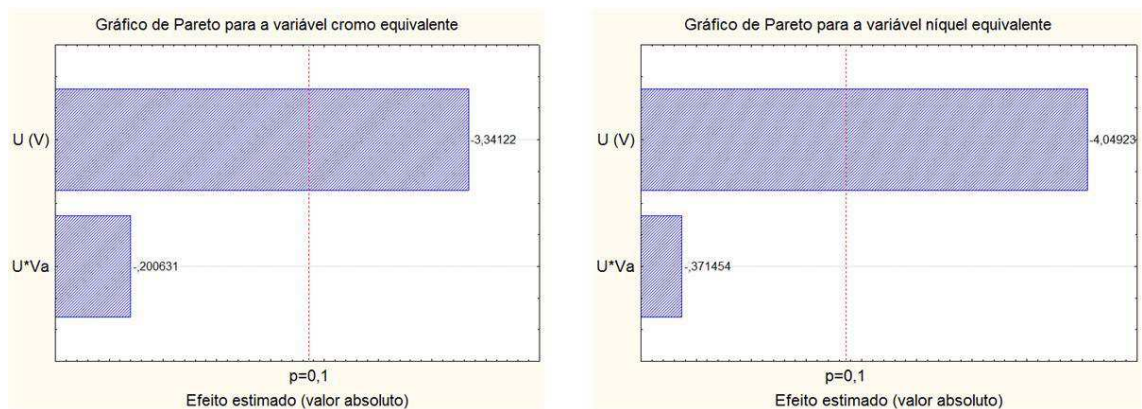
Fonte: Autoria própria.

Figura 40: Diagrama WRC – 1992 utilizado na predição da fração volumétrica de ferrita δ .



Fonte: MODENESI, 2001.

Figura 41: Gráficos de Pareto ilustrando a influência dos parâmetros de soldagem sobre a composição química.

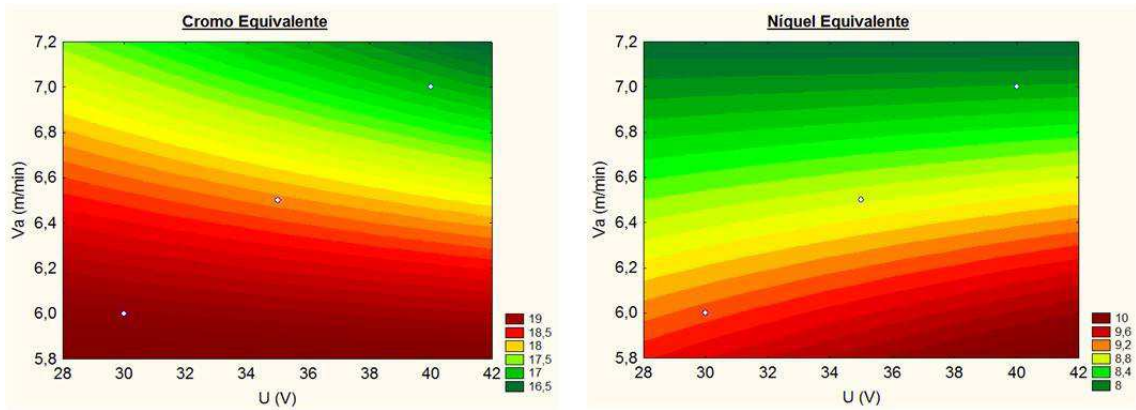


Fonte: Autoria própria.

Em termos de parâmetros de entrada de primeira ordem que mantém influência estatisticamente significativa sobre o cromo e níquel equivalente tem-se a tensão de referência.

A Figura 42 apresenta a influência de alguns parâmetros de soldagem (estatisticamente significativos) sobre o cromo equivalente e o níquel equivalente. As curvas possuem $R^2 = 0,88$ e confiabilidade de 95%.

Figura 42: Influência dos parâmetros de soldagem sobre o cromo equivalente e o níquel equivalente dos revestimentos aplicados pelo processo SAW.

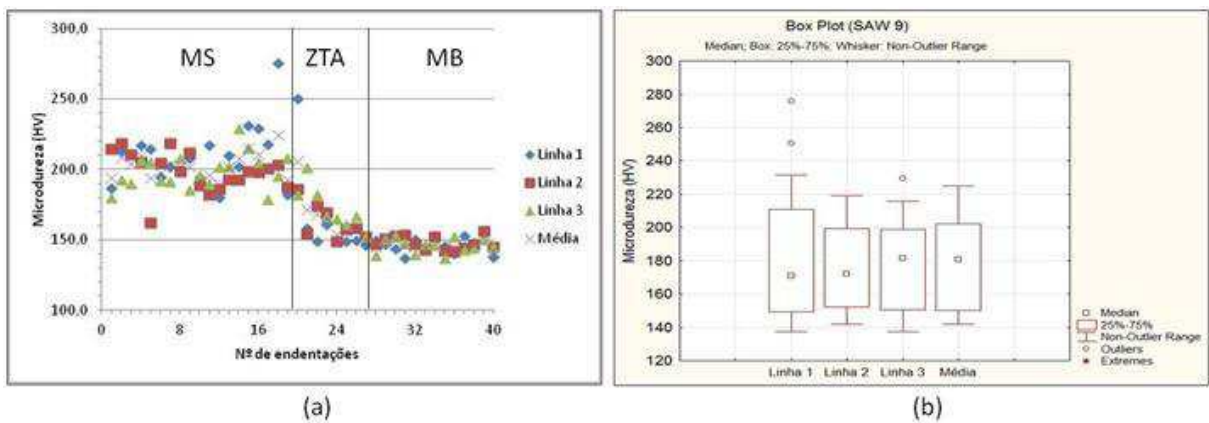


Fonte: Autoria própria.

Da Figura 42 pode-se inferir que aplicando os revestimentos por soldagem ao arco submerso com velocidade de alimentação de aproximadamente 6,5 m/min e uma tensão de 28 Volts, é possível obter revestimentos com a composição química adequada. A composição química mais adequada é aquela com elevado cromo equivalente e baixo valor de níquel equivalente (para que o material apresente boa resistência à corrosão, um dos fatores, é que a razão entre o Cr_{eq}/Ni_{eq} seja próxima a 2,00), possibilitando obter maiores teores de ferrita δ e consequentemente maior resistência à corrosão (MELO *et al.*, 2012).

Foi levantado o perfil de microdureza nos revestimentos ao longo da seção transversal, compreendendo as zonas de metal de solda (MS), zona termicamente afetada (ZTA) e metal de base (MB). As Figuras 43 (a) e (b) apresentam o perfil de microdureza do revestimento SAW – 9 (a) e o *box-plot* da variação da microdureza no MS (b).

Figura 43: Perfil de microdureza em HV revestimento SAW – 9 (a); variação da microdureza no MS (b).



Fonte: Autoria própria.

O revestimento SAW – 9 foi aplicado com energia de soldagem 13,13 kJ/cm. A partir da Figura 43 (a) nota-se que a dureza no metal de solda foi superior àquela observada na ZTA e metal de base. Ainda pode-se notar que a extensão média da ZTA foi de aproximadamente 1,8 mm; a extensão da ZTA está ligada ao tamanho dos grãos grosseiros, logo ZTA's mais extensas apresentam menor tenacidade ao impacto na interface MS/MB.

Aumentos de 0,5 mm na extensão da ZTA resultam em uma redução média de 390 kJ/m² na energia específica Charpy, quando do entalhe localizado na interface metal de solda/ZTA de revestimentos de aços inoxidáveis à temperatura ambiente (SILVA, 2009).

Na Figura 43 (b) observa-se que para a primeira linha de microdureza há dois pontos que diferenciaram bastante do comportamento geral do metal de solda. Unindo as informações da figura acima, pode-se afirmar que esta discrepância se deve ao fato das zonas parcialmente diluídas (ZPD), que ocorrem junto à linha de fusão, conforme ilustrado na Figura 44.

Figura 44: Micrografia apresentando metal de solda, zona parcialmente diluída (ZPD) e a ZTA do revestimento SAW – 9. Ampliação: 100x.

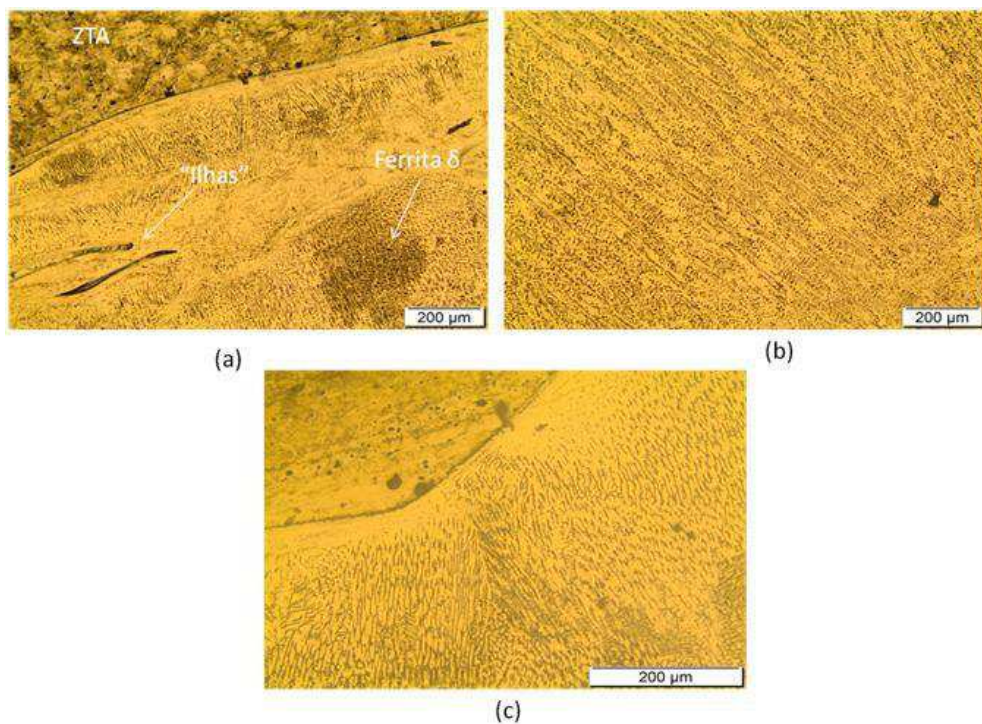


Fonte: Autoria própria.

As zonas parcialmente diluídas apresentam composição de baixa liga, sendo uma região de mistura dos componentes do metal de solda e metal de base. O carbono migra do metal de base em direção à poça de fusão fazendo com que haja precipitação de carbonetos de cromo de elevada dureza. Este fenômeno é observado apenas na região da linha de fusão. Uma provável ocorrência de carbonetos na Figura 45 pode ser observada na forma de partículas circulares dispersas na matriz.

As micrografias das Figuras 45 (a) e (b) e (c) apresentaram uma microestrutura basicamente austenítica, onde se pode observar a formação de uma microestrutura típica de solda de aço inoxidável com modo de solidificação FA na zona fundida rica em ferrita δ com morfologia em espinha e laminar.

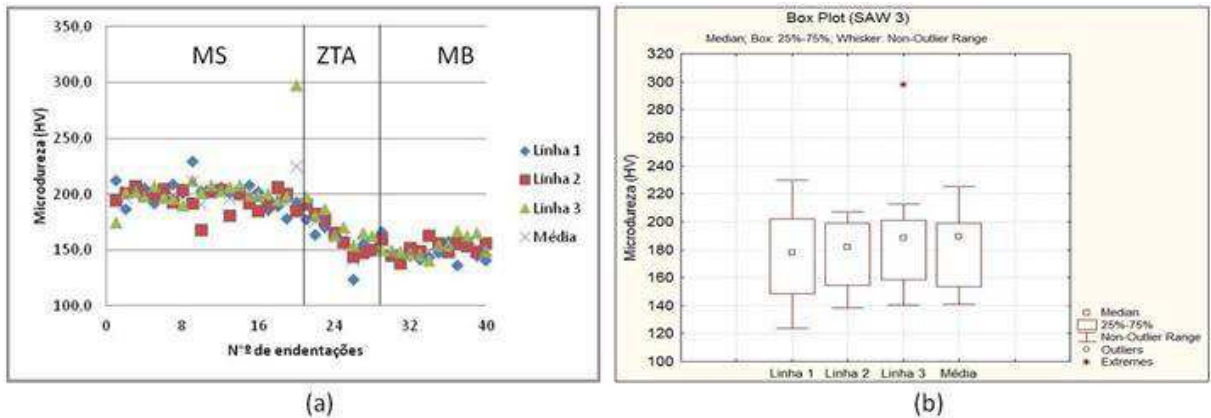
Figura 45: Interface MS/ZTA e região rica em ferrita delta, apresentando ZPD na morfologia de “ilhas” (a); Matriz autenítica com ferrita eutética e em espinha (b); Mudança na morfologia da ferrita eutética para ferrita δ (c). Ampliação: 100x (a) e (b). Ampliação: 200x.



Fonte: Autoria própria.

A Figura 46 (a) apresenta o perfil de microdureza no revestimento SAW – 3, que teve energia de soldagem de 13,62 kJ/cm. De maneira qualitativa não houve mudança no perfil de microdureza do revestimento SAW – 3 para o SAW – 9. De forma análoga ao revestimento SAW – 9 nota-se que junto à linha de fusão ocorreram valores elevados de dureza, caracterizando novamente o aparecimento de zonas parcialmente diluídas. O tamanho médio da ZTA para esta condição de soldagem foi de aproximadamente 1,4 mm.

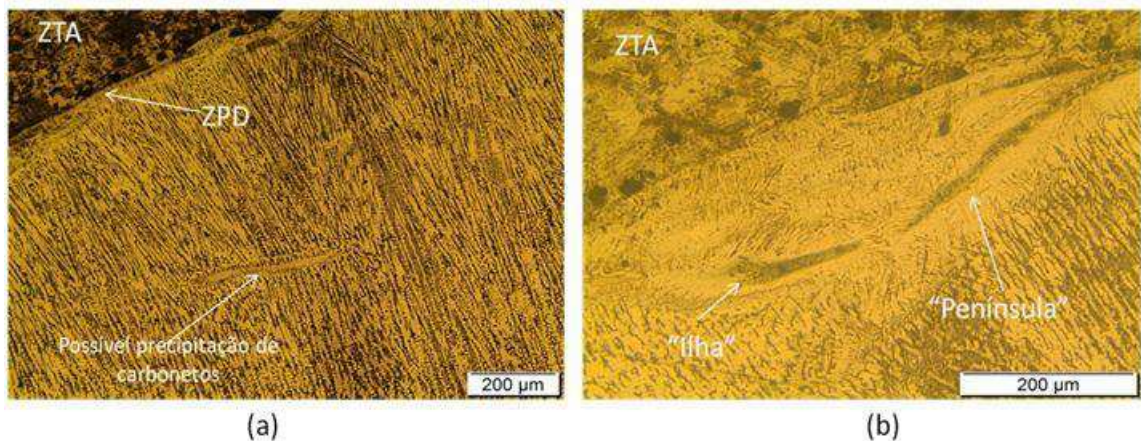
Figura 46: Perfil de microdureza em HV revestimento SAW – 3 (a); variação da microdureza no MS (b).



Fonte: Autoria própria.

A Figura 47 apresenta as zonas parcialmente diluídas na morfologia de “praia” (a) e “ilha” e “península” (b). A Figura 47 (a) apresenta a possível precipitação de carbonetos, devido a sua morfologia. A formação de carbeto de cromo empobrecem localizadamente o metal de solda em cromo, deixando-o susceptível a corrosão por pite.

Figura 47: Micrografia apresentando o metal de solda do revestimento SAW – 3. Possível precipitação de carbonetos (a); Morfologia de “ilha” e “península” (b). Ampliação: 100x (a); Ampliação: 200x (b).

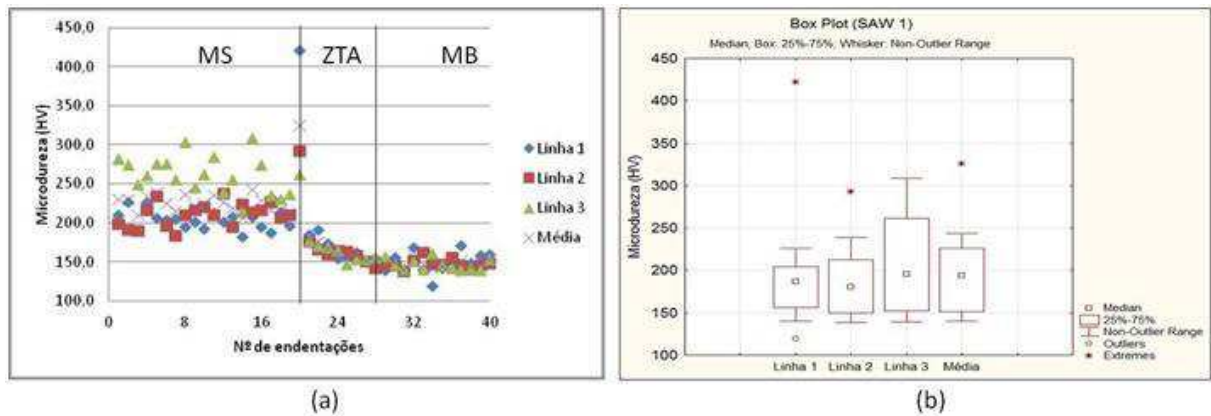


Fonte: Autoria própria.

O perfil de microdureza do revestimento SAW – 1 está apresentado na Figura 48 (a) e (b). Este revestimento foi aplicado com energia de soldagem de 12,25 kJ/cm. Este revestimento foi o único a apresentar variações severas nos valores de dureza no metal de solda. Isto pode ter ocorrido devido as altas taxas de resfriamento, uma vez que menores energias de soldagem resultam em taxas maiores de resfriamento, fazendo com que o metal de solda “passasse” muito

rápido pelo campo austenítico do diagrama Fe-Cr, precipitando estruturas com morfologia do tipo AF, que apresentam valores de dureza maiores que a morfologia do tipo FA, que é formada por austenita + ferrita em espinha ou vermicular, sendo esta última a morfologia mais comumente observada em soldas de aços inoxidáveis austeníticos (SILVA, 2009).

Figura 48: Perfil de microdureza em HV no revestimento SAW – 1.

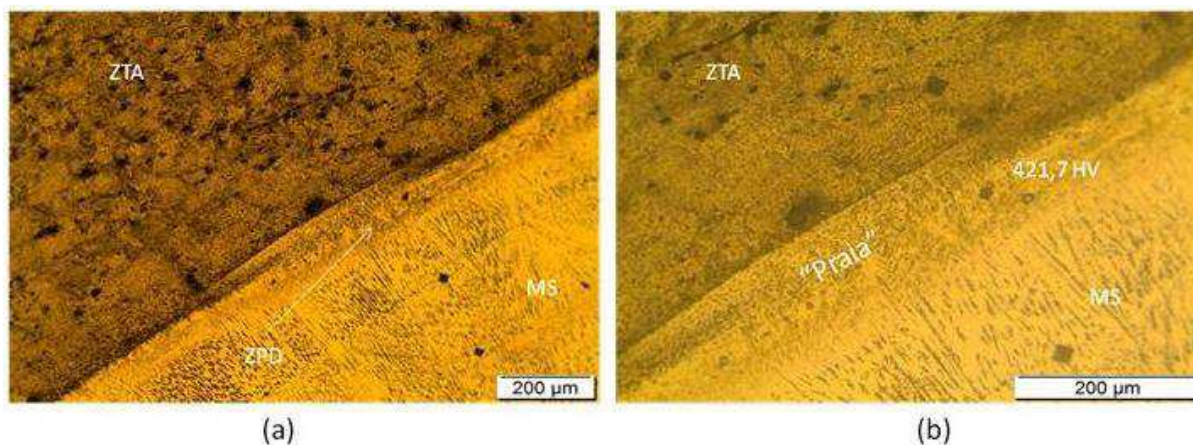


Fonte: Autoria própria.

A partir da Figura 48 (a) notamos que a ZTA se estendeu por aproximadamente 2 mm, sendo a maior extensão média entre os revestimentos do processo SAW. Neste trabalho, nos revestimentos aplicados ao arco submerso, a ZTA tende a ser mais extensa quanto menor for a energia de soldagem.

Os valores mais discrepantes de microdureza foram observados na terceira linha de indentações. O calor imposto aos dois cordões anteriores pode ter revenido a microestrutura do metal de solda de tal sorte que os valores de dureza foram menores que o observado no terceiro cordão (último cordão do revestimento). Também foram observados elevados valores de dureza junto à linha de fusão, de forma semelhante aos demais revestimentos. A Figura 49 indica a ocorrência de ZPD junto à linha de fusão na morfologia de “praias”.

Figura 49: Micrografias do revestimento SAW – 1. Interface metal de solda/substrato (a); Zona parcialmente diluída com dureza de 421,7 HV (b). Ampliação: 100x (a); Ampliação: 200x (b).



Fonte: Autoria própria.

A Tabela 14 apresenta os valores médios de dureza para o metal de solda. Não houve grandes variações de dureza nos revestimentos soldados pelo processo SAW, exceto pelo revestimento SAW – 1, que apresentou um aumento na dureza de aproximadamente 30 HV. Este aumento pode ser atribuído a mudanças na microestrutura da zona fundida, devido a variações da composição química.

Tabela 14: Durezas médias no MS dos revestimentos aplicados pelo processo SAW.

	SAW – 1 (H= 12,25 kJ/cm)		SAW – 3 (H= 13,62 kJ/cm)		SAW – 9 (H= 13,13 kJ/cm)	
	Média	Desvio	Média	Desvio	Média	Desvio
Microdureza Vickers (HV).	230,3	24,6	200,3	7,7	202,9	8,7

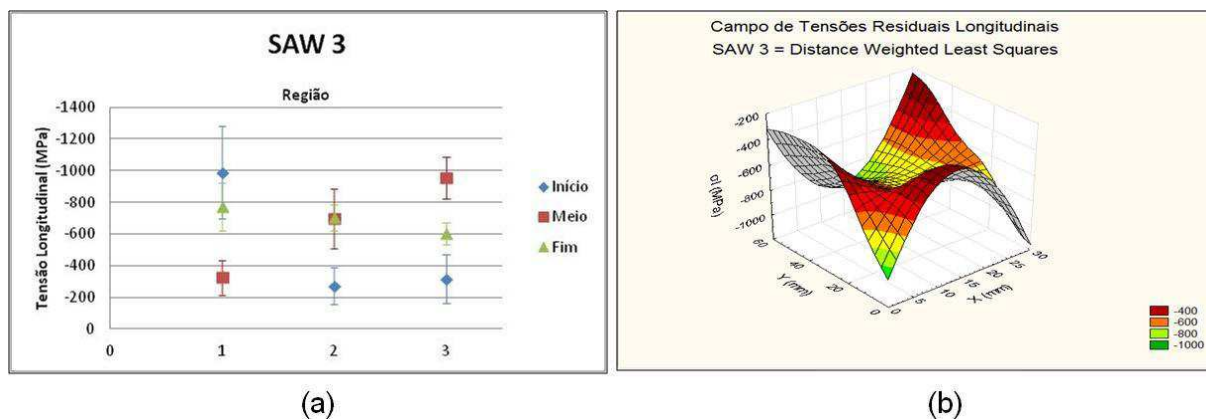
Fonte: Autoria própria.

5.1.4 Avaliação dos Níveis de Tensões Residuais

Nas Figuras 50 e 51 estão plotados os campos de tensões residuais longitudinais e transversais, respectivamente, para o revestimento SAW – 3, que utilizou uma energia de soldagem de 13,62 kJ/cm. As regiões 1, 2 e 3, bem como o início, meio e fim do revestimento estão ilustrados na Figura 30.

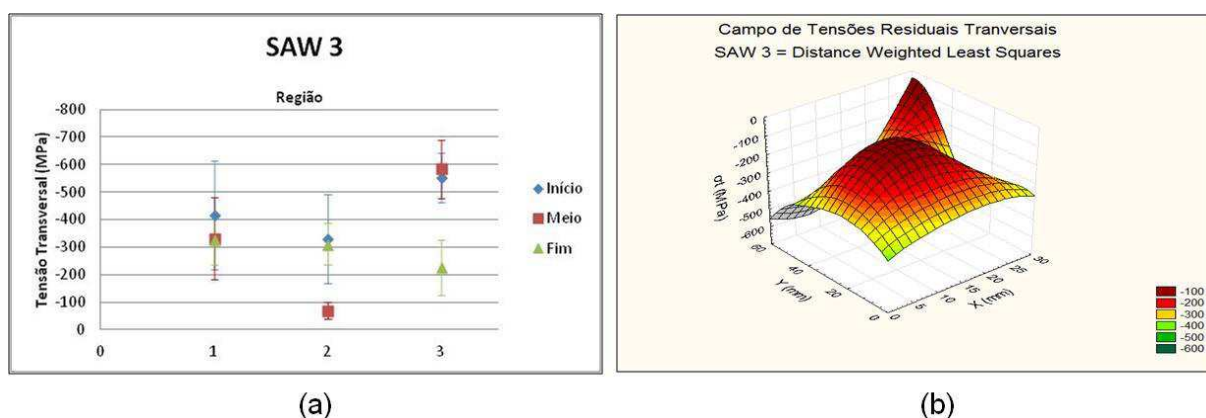
Da Figura 50 (a) nota-se que o máximo valor de tensão residual longitudinal foi de 988 MPa, em valor absoluto, na região 1 do início do revestimento. O menor valor de tensão residual longitudinal foi de 271 MPa, na região 2 do início do revestimento, em módulo.

Figura 50: Valores médios de tensões residuais longitudinais e suas respectivas incertezas (a); Campo de tensões residuais longitudinais para o revestimento SAW – 3 (b).



Fonte: Autoria própria.

Figura 51: Valores médios de tensões residuais transversais e suas respectivas incertezas (a); Campo de tensões residuais transversais para o revestimento SAW – 3 (b).



Fonte: Autoria própria.

A Figura 50 (b) fornece uma estimativa da distribuição das tensões residuais longitudinais na superfície do revestimento. A partir desta figura podemos inferir que as tensões residuais longitudinais são mais compressivas na região central do revestimento do que na periferia. Observa-se que a distribuição de tensões flutua bastante, e isto é atribuído a natureza austenítica dos revestimentos em estudo e as heterogeneidades do metal de solda.

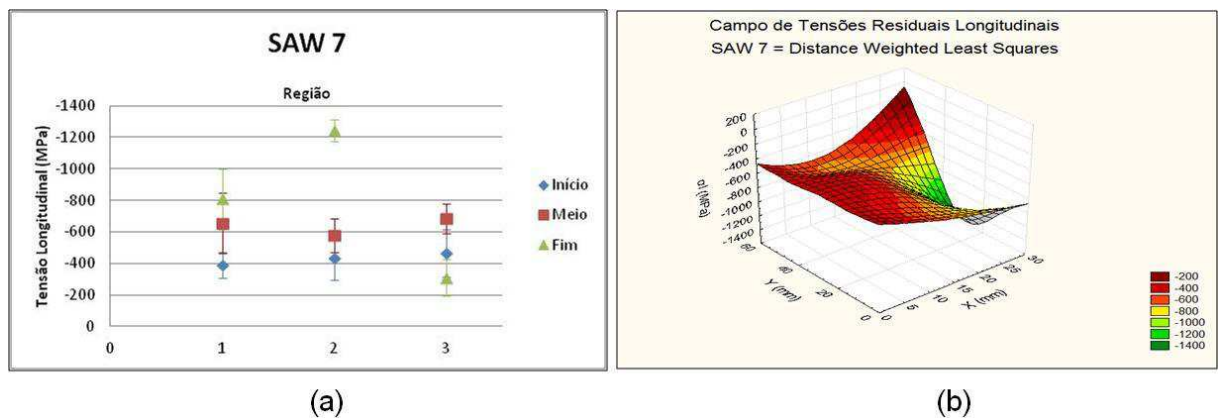
Resultados da literatura (KANNENGIESSER & KROMM, 2009; DEY *et al.*, 2004) indicam que as ligas 18-8 (%Cr-%Ni) apresentaram maior variação das tensões residuais ao longo da largura do cordão de solda. Tais flutuações indicam que as tensões residuais não são constantes nas áreas irradiadas.

A Figura 51 (a) indica que as tensões residuais transversais são menores, em valor absoluto, do que as longitudinais. Este fenômeno também foi observado por Bhadeshia (2004). O máximo valor que a tensão residual transversal assumiu foi de 584 MPa, em valor absoluto. Analisando o campo de tensões residuais transversais na Figura 51 (b), nota-se que estas tensões são menos compressivas na região central do revestimento do que na periferia, divergindo do comportamento observado na Figura 50 (b) para as tensões residuais longitudinais.

Logo, pode-se observar que há uma tendência destas tensões residuais procurarem um estado de equilíbrio entre si, através deste efeito compensador.

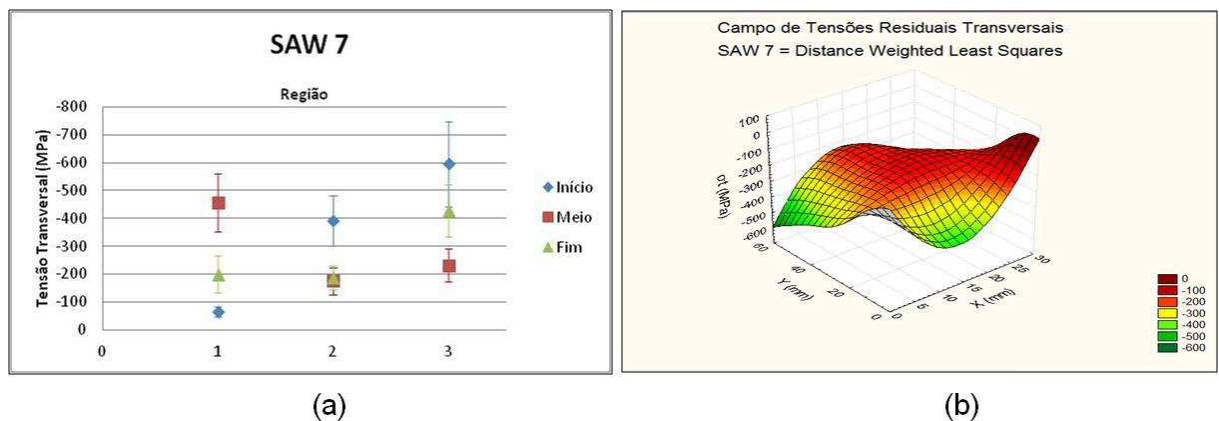
Um comportamento semelhante foi observado para outras condições de soldagem conforme pode ser observado nas Figuras 52 a 55.

Figura 52: Valores médios de tensões residuais longitudinais e suas respectivas incertezas (a); Campo de tensões residuais longitudinais para o revestimento SAW – 7 (b).



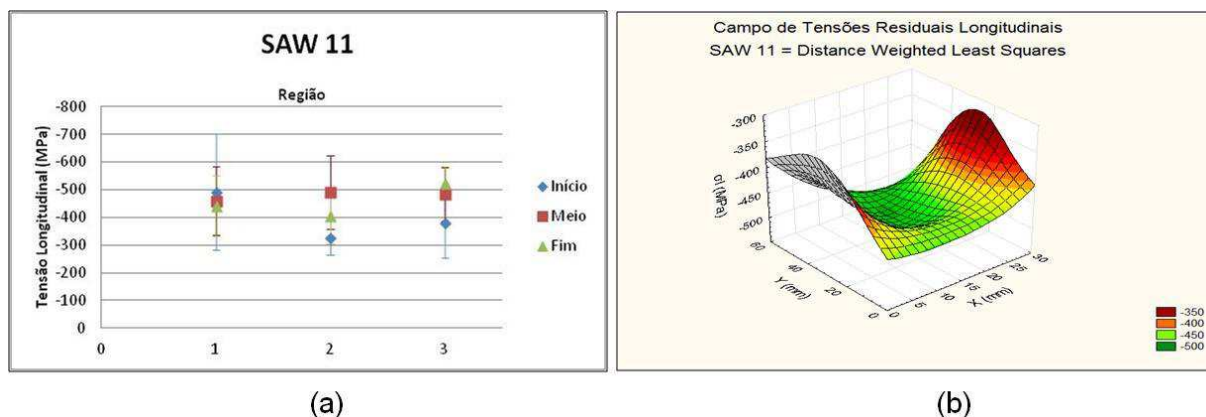
Fonte: Autoria própria.

Figura 53: Valores médios de tensões residuais transversais e suas respectivas incertezas (a); Campo de tensões residuais transversais para o revestimento SAW – 7 (b).



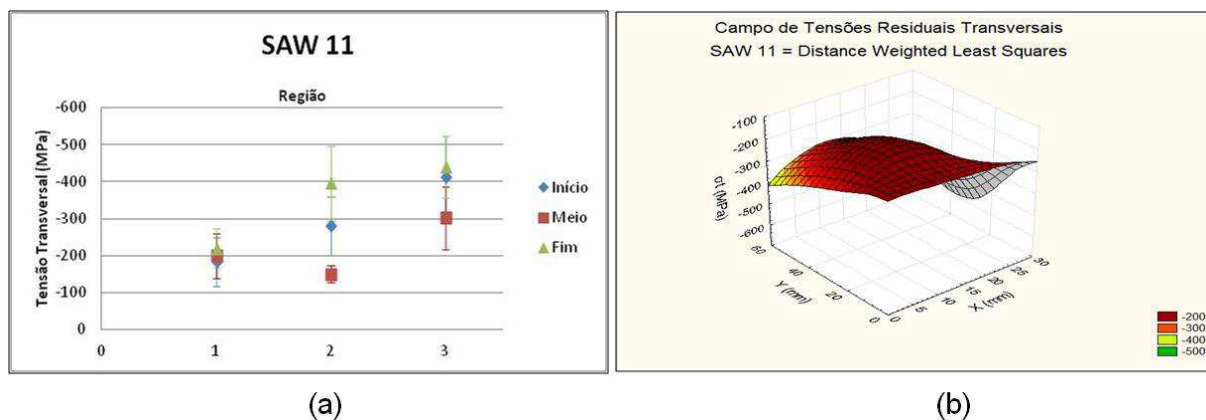
Fonte: Autoria própria.

Figura 54: Valores médios de tensões residuais longitudinais e suas respectivas incertezas (a); Campo de tensões residuais longitudinais para o revestimento SAW – 11 (b).



Fonte: Autoria própria.

Figura 55: Valores médios de tensões residuais transversais e suas respectivas incertezas (a); Campo de tensões residuais transversais para o revestimento SAW – 11 (b).



Fonte: Autoria própria.

Pode-se notar, portanto que há uma tendência na distribuição de equilíbrio das tensões residuais sejam elas longitudinais ou transversais, quando da soldagem de revestimento com o processo SAW. A natureza da distribuição das tensões residuais está intimamente ligada ao arco elétrico de soldagem característico do processo SAW, que é uma fonte do tipo cônica e bastante concentrada.

A Tabela 15 apresenta os valores das tensões residuais médias longitudinais e transversais e seus respectivos desvios, o coeficiente de variação fornece uma estimativa do quão confiável é a medida. Este coeficiente é quantificado pela razão entre o desvio e a média.

Tabela 15: Tensões residuais médias para todas as condições de soldagem com processo SAW.

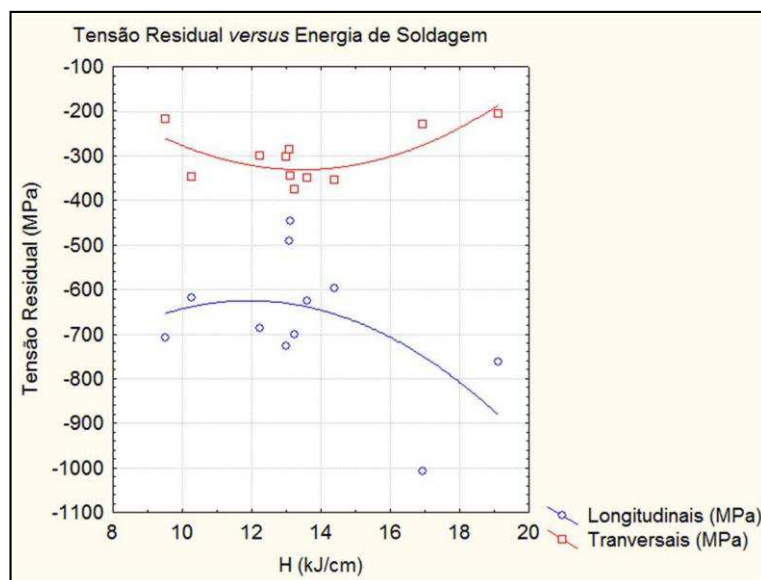
	Longitudinais (MPa)			Transversais (MPa)		
	Média	Desvio	CV	Média	Desvio	CV
1	-686	118	0,1720	-300	76	0,2533
2	-1008	163	0,1617	-230	53	0,2304
3	-626	145	0,2316	-350	111	0,3171
4	-763	176	0,2307	-206	68	0,3301
5	-708	146	0,2062	-218	47	0,2156
6	-726	134	0,1846	-303	75	0,2475
7	-619	126	0,2036	-347	100	0,2882
8	-598	148	0,2475	-354	88	0,2486
9	-447	116	0,2595	-344	94	0,2733
10	-701	172	0,2454	-375	113	0,3013
11	-490	114	0,2327	-287	74	0,2578

Fonte: Autoria própria.

A partir da Tabela 15 é possível ter uma ideia de quão menores são as tensões residuais transversais médias quando comparadas com as longitudinais médias. Todos os coeficientes de variação (CV) observados são próximos a 0,3; como critério de aceitação neste trabalho foi estabelecido que valores de CV menores que 0,5 são necessários para expressar a média de forma representativa, e que valores de CV próximos de 0,3 são considerados ótimos.

A Figura 56 mostra a influência da energia de soldagem sobre o nível de tensões residuais. Pode-se inferir que quanto maior a energia de soldagem, mais compressivo será o nível de tensões residuais médio dos revestimentos na direção longitudinal. De forma geral, um comportamento bastante semelhante pode ser observado para as tensões residuais transversais, excetuando-se os dois últimos pontos em que maiores energias de soldagem resultaram em tensões menos compressivas. Nota-se que quando as tensões residuais longitudinais tendem a tornar-se mais compressivas, as tensões residuais transversais tornam-se menos compressivas a fim de manter o equilíbrio.

Figura 56: Influência do aporte térmico de soldagem sobre o nível de tensões residuais longitudinais e transversais no processo SAW.



Fonte: Autoria própria.

As tensões residuais foram predominantemente compressivas, como já era de se esperar (KANNENGISSER & KROMM, 2009; DEY *et al.*, 2004; BHADESHIA, 2004). A natureza compressiva das tensões nestes revestimentos pode ser explicada devido a uma característica física do metal de adição envolvido, o aço inoxidável austenítico. Durante o processo de solidificação do aço inoxidável austenítico, o mesmo passa por duas transformações de fase, a primeira de metal líquido para a ferrita δ , de estrutura cúbica de corpo centrado, a segunda transformação é da ferrita δ para a austenita, que tem estrutura cúbica de face centrada. Nesta última transformação há uma expansão das células unitárias, uma vez que o parâmetro de rede da estrutura C.F.C é maior que o da C.C.C. Esta expansão frente ao substrato de natureza ferrítica que tende a contrair durante o processo de solidificação localizada na zona fundida gera tensões residuais compressivas no revestimento de aço inox. Além disso, como o coeficiente de expansão térmica do aço inoxidável ($11 - 19 \times 10^{-6} \text{ K}^{-1}$) difere bastante do observado no substrato estrutural, ocorre a geração de tensões residuais compressivas na superfície dos revestimentos (DEY *et al.*, 2004).

5.1.5 Avaliação da Resistência à Corrosão

A Tabela 16 apresenta os valores do potencial de corrosão (E_{corr}), densidade de corrente de corrosão (j_{corr}), corrente de corrosão (i_{corr}), taxa de corrosão e a resistência à polarização do material (R_p).

Tabela 16: Parâmetros de avaliação da resistência à corrosão nos revestimentos aplicados pelo processo SAW.

CP	E_{corr} (mV)	j_{corr} ($\mu\text{A}/\text{cm}^2$)	i_{corr} (μA)	Taxa de corrosão (mm/ano)	R_p (k Ω)
1	-545,88	53,44	172,60	0,61	2,49
2	-644,14	78,91	298,28	0,91	1,27
3	-591,34	27,29	109,15	0,31	1,99
4	-706,06	83,31	299,93	0,96	1,18
5	-642,72	79,32	228,44	0,91	1,11
6	-519,73	103,26	223,05	1,19	1,94
7	-552,23	18,19	62,20	0,21	2,06
8	-516,47	58,06	167,21	0,67	2,01
9	-698,80	107,05	272,97	1,23	1,53
10	-595,51	85,79	308,84	0,99	1,42
11	-691,02	105,62	270,38	1,21	1,79

Fonte: Autoria própria.

Da tabela acima verifica-se que os revestimentos CP1, CP3, CP7 e CP8 apresentaram-se mais resistentes à corrosão que as demais condições de soldagem, pois apresentaram as menores taxas de corrosão e menores densidades de corrente de corrosão, que esta intimamente ligada a dissolução do material. Isto se deve aos elevados valores de cromo equivalente e níquel equivalente, apresentados na Tabela 13.

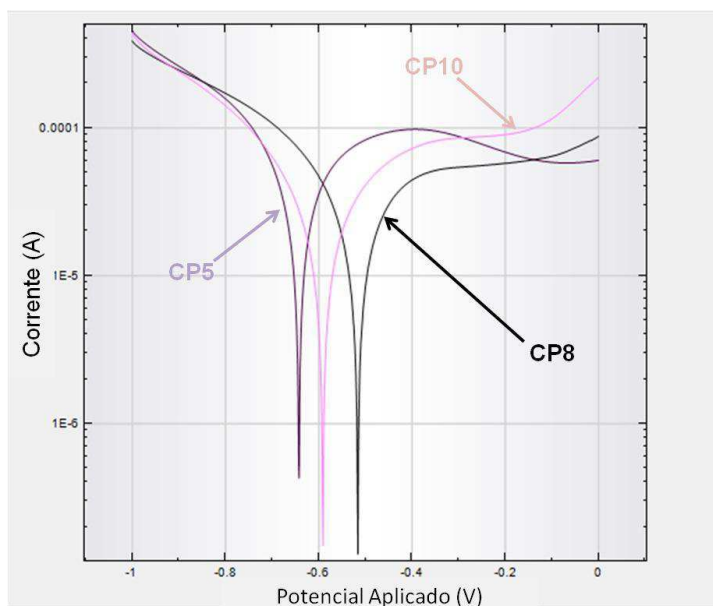
Pode-se notar ainda, que para as quatro condições acima citadas todos os valores de R_p foram maiores que 1,94 k Ω . A resistência de polarização linear indica a resistência que um material, exposto a determinado eletrólito, oferece à oxidação quando da aplicação de um potencial externo (ASTM, 2004). Desta forma, um valor alto de R_p indica que o material não é suscetível à corrosão enquanto um baixo valor indica um alto potencial de corrosão.

O CP4 apresentou o potencial de corrosão mais negativo dentre todas as condições de soldagem ($E_{\text{corr}} = -706,06$ mV). Logo, esta será a condição de soldagem que irá iniciar o processo corrosivo mais rapidamente. Além disso, a corrente de corrosão para esta condição foi muito elevada, resultando em elevada taxa de corrosão. Isto já era esperado, pois o valor da resistência de polarização ($R_p = 1,18$ k Ω) foi um dos menores observados.

Dentre as condições de soldagem apresentadas na Tabela 16, as condições de centro do planejamento experimental foram as que apresentaram o pior desempenho, com taxas de corrosão de até 1,23 mm/ano. Segundo a NACE RP 0775 (2005), materiais que apresentem taxas de corrosão superior a 0,25 mm/ano estão sob corrosão muito severa e quando este valor for superior a 1,1 mm/ano este material não pode ser empregado em equipamentos que necessitem apresentar boa resistência à corrosão. Portanto, apenas o CP7 está um grau abaixo da corrosão muito severa. No entanto, materiais que apresentem taxas de corrosão entre 0,1 e 1,1 mm/ano podem ser empregados onde certo nível de corrosão é aceitável (NACE RP 0775,2005).

A Figura 57 apresenta as curvas de polarização para três revestimentos aplicados pelo processo SAW, pela inclinação das curvas é possível presumir uma maior resistência a inércia de dissolução do revestimento CP8 em relação aos CP10 e CP5.

Figura 57: Curva de polarização potenciodinâmica linear.



Fonte: Autoria própria.

No ramo anódico da curva acima o CP8 forma um ligeiro platô, indicando a formação de um filme de passivação (SILVA, 2010). No entanto, por volta do potencial de 0,1 mV a curva volta a ascender indicando que o potencial de quebra do filme de passivação foi alcançado. Comportamento análogo foi observado para o CP10, só que em maiores níveis de corrente, indicando que o processo corrosivo ali ocorreu de forma mais acentuada. Tal comportamento não foi observado para o CP5, uma vez que observa-se a formação do platô característico após uma queda da corrente sem que seja possível observar um aumento da corrente posteriormente.

Neste caso, para realizar a determinação do potencial de quebra seria necessário uma varredura maior no potencial aplicado (SILVA, 2010).

5.2 Revestimentos Aplicados pelo Processo de Soldagem ao Arame Tubular (FCAW)

5.2.1 Características Geométricas

A Tabela 17 apresenta os valores das características geométricas dos revestimentos, para os ensaios da Tabela 6, cujos fatores de controle estão listados na Tabela 4.

Podemos notar que a diluição (D) variou entre 9,23 e 13,92%. O reforço variou de 3,3 a 4,3 mm. Os valores de r/L variaram entre 0,22 e 0,31.

A linha tracejada na Figura 58 ilustra que menores valores de diluição resultam em maiores valores da relação r/L. No entanto, pode-se notar que a rotação dos fatores de controle através da técnica de planejamento experimental fatorial nos permite obter valores otimizados das variáveis respostas, como aqueles dentro da elipse na figura abaixo. Logo um modelo corrigido foi gerado levando em conta este fenômeno.

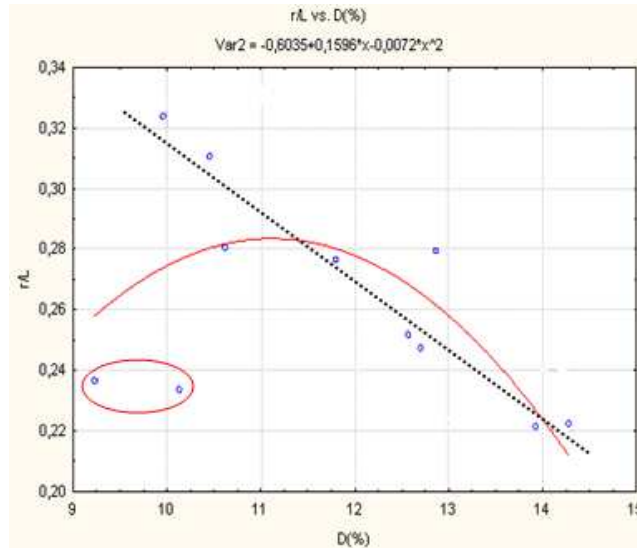
Uma combinação ideal entre estes dois parâmetros é bastante difícil de obter, uma vez que menores valores de diluição são conseguidos com menores valores de corrente que conduzem a maiores valores de r/L, quando da manipulação errônea dos parâmetros de soldagem, podendo ser otimizado através de técnicas como planejamento experimental fatorial e o método Taguchi.

Tabela 17: Matriz de planejamento e resultados obtidos.

CP	U (V)	Va (m/min)	Vs (cm/min)	L(mm)		r(mm)		P(mm)		D(%)		r/L
				μ	σ	μ	σ	μ	σ	μ	σ	
1	25	8,0	15,0	38,00	0,41	3,85	0,05	0,71	0,02	9,23	1,66	0,24
2	30	8,0	15,0	40,03	0,46	4,32	0,16	0,80	0,11	12,56	1,11	0,25
3	25	9,0	15,0	41,23	0,87	4,13	0,10	0,73	0,03	10,13	0,18	0,23
4	30	9,0	15,0	42,88	1,27	4,09	0,17	0,88	0,09	14,28	1,51	0,22
5	25	8,0	25,0	27,42	0,14	3,65	0,21	0,63	0,09	10,45	0,36	0,31
6	30	8,0	25,0	31,48	0,67	3,77	0,07	0,76	0,04	12,86	1,39	0,28
7	25	9,0	25,0	28,73	0,80	3,99	0,13	0,59	0,12	9,96	1,50	0,32
8	30	9,0	25,0	34,58	0,71	3,28	0,23	0,77	0,05	13,92	1,96	0,22
9	27,5	8,5	20,0	34,42	0,19	3,65	0,04	0,67	0,02	12,70	0,36	0,25
10	27,5	8,5	20,0	32,53	0,93	3,91	0,14	0,62	0,05	10,62	2,22	0,28
11	27,5	8,5	20,0	33,66	0,77	3,99	0,06	0,68	0,17	11,80	1,30	0,28

Fonte: Autoria própria.

Figura 58: Relação entre r/L e D(%).



Fonte: Autoria própria.

Com os resultados da Tabela 17, foi realizada uma análise estatística de variância e com isso foi calculado o nível de significância “ α ” dos fatores de controle sobre a largura (L), reforço (r) e diluição (D). Níveis de significância menores que 0,05, e aqueles considerados estatisticamente significativos sob o mesmo critério exposto na seção 5.1.1 (valores sublinhados e em negrito na Tabela 18) indicam efeitos estatisticamente significativos, ou seja, há uma probabilidade de acerto de 95% em se admitir que este fator de controle esteja influenciando nas variáveis de resposta analisadas.

Tabela 18: Nível de significância dos fatores de controle sobre as variáveis respostas.

Fatores	Valor de α		
	D (%)	L (mm)	R (mm)
Média	<u>0,000023</u>	<u>0,000000</u>	<u>0,000000</u>
U (V)	<u>0,010469</u>	<u>0,013996</u>	0,734678
Va (m/min)	<u>0,277499</u>	<u>0,038210</u>	0,825729
Vs (cm/min)	0,708844	<u>0,000056</u>	<u>0,004066</u>
U*Va	0,397979	0,808014	<u>0,010650</u>
U*Vs	0,676474	0,746798	<u>0,030818</u>
Va*Vs	0,457538	0,650816	0,603757
U*Va*Vs	0,781780	0,689162	0,370593
R ²	0,92487	0,90911	0,91073
Adj	0,74957	0,77277	0,82147
MS Residual	0,72621	5,915526	0,014421

Fonte: Autoria própria.

Os modelos matemáticos empíricos, codificados, com os seus respectivos parâmetros estatísticos, estão apresentados nas Equações 19, 20 e 21 onde foram considerados somente os valores estatisticamente significativos.

$$D(\%) = 11,683 + 1,731 * U + 0,399 * V_a \quad (19)$$

$$L = 34,996 + 1,699 * U + 1,311 * V_a - 4,991 * V_s \quad (20)$$

$$r = 3,876 - 0,213 * V_s - 0,168 * U * V_a - 0,126 * U * V_s \quad (21)$$

Na Tabela 19 estão ilustrados os resultados das análises de variância para todas as respostas, mostrando através dos valores de $F_{\text{Calculado}}$ que todos os modelos foram estatisticamente significativos, pois $F_{\text{Calculado}} > F_{\text{Tabelado}}$.

Tabela 19: Análise de variância (ANOVA) para as respostas D, r e L.

Fontes de Variação	Soma dos Quadrados			Graus de Liberdade			Quadrados Médios			Fcalc		
	D	r	L	D	r	L	D	r	L	D	r	L
Regressão	25,25	0,71	236,14	2	3	3	12,62	0,23	78,71	26,94	18,36	33,12
Resíduo	3,75	0,09	16,64	8	7	7	0,46	0,01	2,38	-	-	-
Total	29,00	0,08	252,78	10	10	10	-	-	-	-	-	-

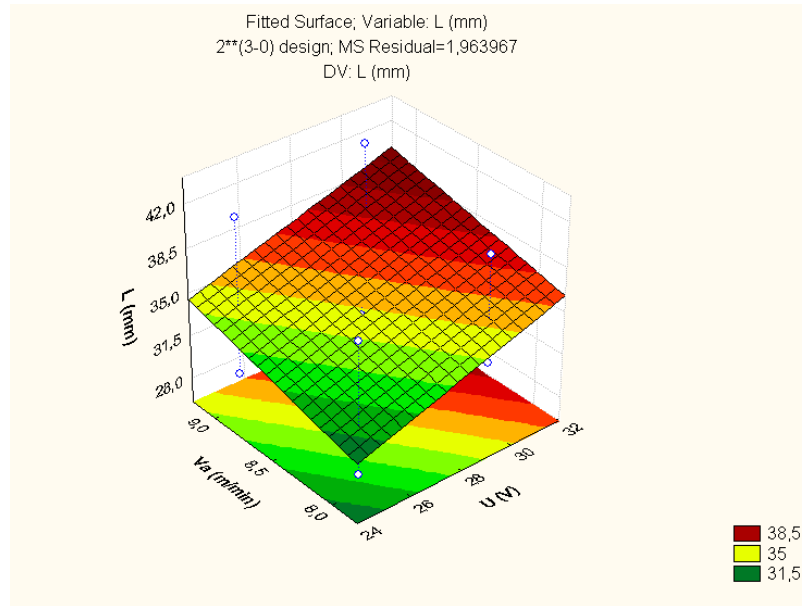
$F_{2,8}=4,46$; $F_{3,7}=4,35$

Fonte: Autoria própria.

5.2.1.1 Influência dos Parâmetros de Soldagem sobre a Largura (L)

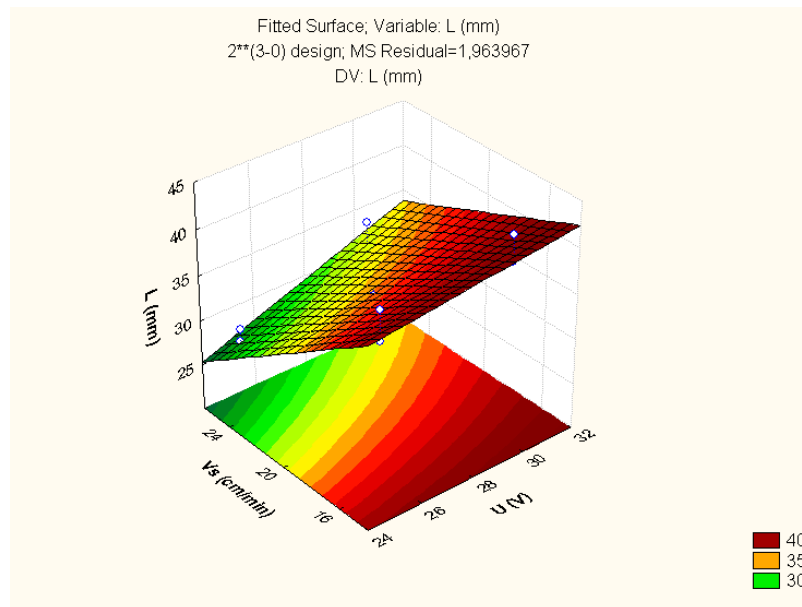
Conforme os valores da Tabela 18, a tensão (U), a velocidade de alimentação (V_a) e a velocidade de soldagem (V_s) influenciaram significativamente os valores da largura. As Figuras 59 e 60 apresentam graficamente esta influência.

Figura 59: Influência de Va e U sobre a largura dos revestimentos.



Fonte: Autoria própria.

Figura 60: Influência de Vs e U sobre a largura dos revestimentos.



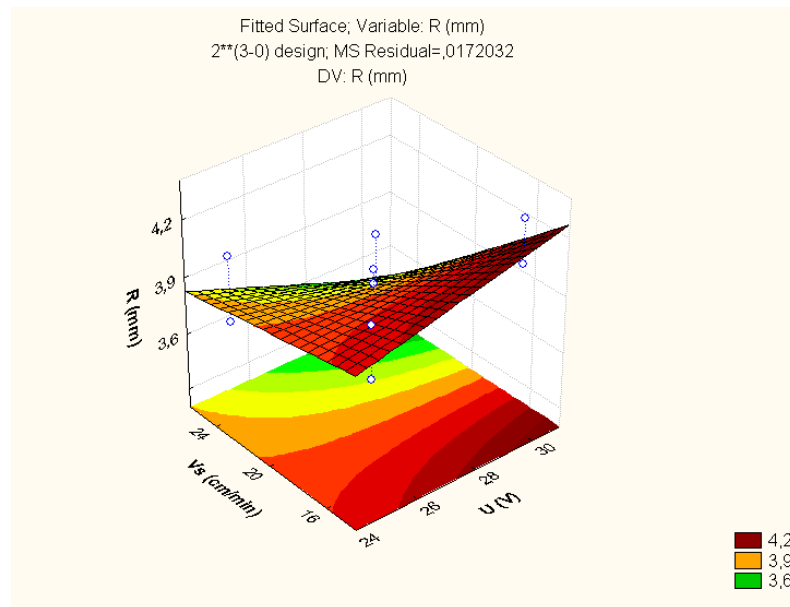
Fonte: Autoria própria.

Destas figuras nota-se que maiores valores de tensão e velocidade de alimentação proporcionam um aumento da largura do revestimento. Por fim, menores valores de velocidade de soldagem proporcionaram maiores larguras, já que menores velocidades de soldagem contribuem positivamente para o aumento da quantidade de metal depositado por unidade de comprimento.

5.2.1.2 Influência dos Parâmetros de Soldagem sobre o Reforço (r)

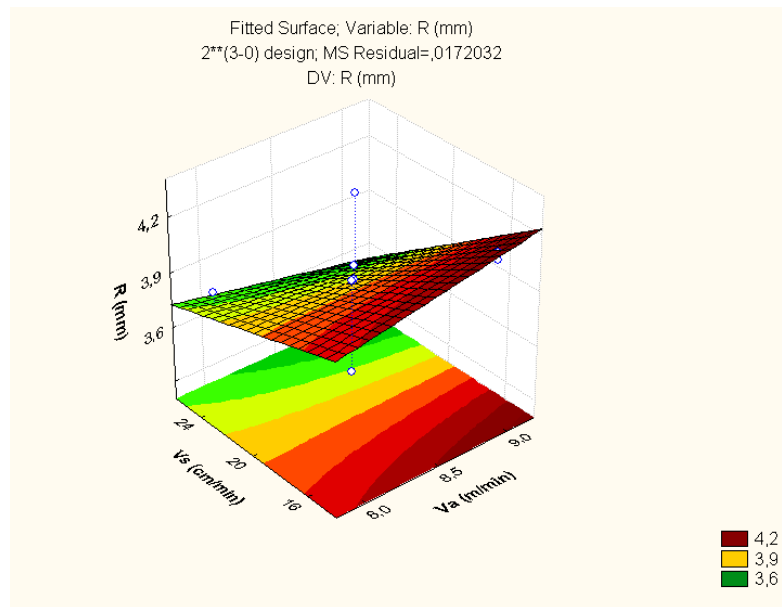
De acordo com os critérios estabelecidos na Tabela 18 o reforço foi influenciado pela velocidade de soldagem (V_s), a interação $U*V_a$, que é responsável pelo aporte térmico cedido a chapa e pela interação $U*V_s$ que relaciona o tamanho da coluna de plasma em sua extensão. As Figuras 61 e 62 ilustram a influência dos fatores de controle sobre o reforço. A Figura 61 nos mostra que maiores valores de tensão nos levam a maiores valores de reforço para velocidades de soldagem menores que 20 cm/min. Já para velocidades de soldagem maiores que este valor menores valores de tensão resultam em reforços maiores. Aqui temos duas variáveis competindo para a determinação da característica geométrica, ou seja, quando a velocidade de soldagem é menor que 20 cm/min a quantidade de material depositado por unidade de comprimento é tão grande que sobrepuja o efeito da coluna de plasma do arco que tenderia a achatar o cordão, e para velocidades de soldagem maiores que 20 cm/min o efeito é o oposto.

Figura 61: Influência de V_s e U sobre o reforço de revestimentos.



Fonte: Autoria própria.

Figura 62: Influência de Vs e Va sobre o reforço de revestimentos.



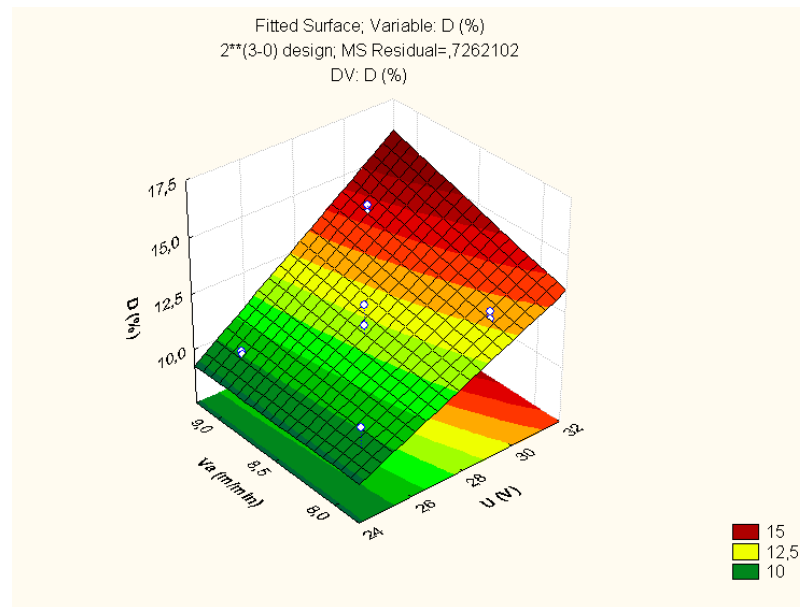
Fonte: Autoria própria.

Na Figura 62 temos novamente a velocidade de soldagem como um divisor de águas na influência dos fatores de controle sobre a geometria do reforço. Para velocidades de soldagem menores que 19 cm/min aumentos na velocidade de alimentação resultam em maiores valores do reforço. Já para velocidades de soldagem maiores que 19 cm/min o efeito é o inverso. Isto se deve ao fato de que a partir desta velocidade de soldagem crítica a contribuição de metal depositado é muita pequena, uma vez que a área de metal fundido já foi reduzida ao máximo (pequenas penetrações e baixas diluições).

5.2.1.3 Influência dos Parâmetros de Soldagem sobre a Diluição D(%)

A Tabela 18 informa que a diluição foi significativamente influenciada pela tensão (U) e velocidade de alimentação (V_a). De acordo com a Figura 63 podemos notar que menores valores de tensão diminuem a diluição, uma vez que com menores valores de tensão temos menores comprimentos de arco, que por sua vez diminui a penetração acarretando em menores valores de diluição (PESSOA, 2009; SCOTTI & PONOMAREV, 2008).

Figura 63: Influência da tensão (U) e velocidade de alimentação (Va) na diluição.



Fonte: Autoria própria.

Maiores valores da velocidade de alimentação por outro lado proporcionaram maiores valores de diluição. Tal fato está alinhado com a literatura que confirma que esta variável é o parâmetro de maior significância no aumento da penetração (RODRIGUES, 2005).

5.2.2 Características Econômicas

A Tabela 20 apresenta os valores da taxa de deposição para os ensaios da Tabela 6, cujos fatores de controle estão listados na Tabela 4. A partir destes dados, pôde-se fazer uma análise de forma análoga à das características geométricas usando a técnica do planejamento experimental fatorial. O valor da taxa de deposição é de grande importância, pois de posse dele é possível realizar cálculos de custos de soldagem e ter uma ideia da eficiência do processo através da eficiência de deposição.

Tabela 20: Taxa de deposição.

CP	Taxa de Deposição (kg/h)			Taxa de Fusão do arame (kg/h)	Eficiência de Deposição
	μ	σ	CV	μ	μ
1	2,96	0,00	0,000	3,74	0,79
2	3,23	0,10	0,031	3,74	0,86
3	3,01	0,01	0,003	4,21	0,71
4	3,57	0,03	0,008	4,21	0,85
5	3,31	0,10	0,030	3,74	0,88
6	3,63	0,08	0,022	3,74	0,97
7	3,78	0,08	0,021	4,21	0,90
8	3,57	0,16	0,045	4,21	0,85
9	3,43	0,07	0,020	3,98	0,86
10	3,53	0,02	0,006	3,98	0,89
11	3,58	0,04	0,011	3,98	0,90

Fonte: Autoria própria.

A eficiência de deposição média do processo FCAW foi de 86%. Os menores valores de eficiência ocorrem para a velocidade de soldagem de 15 cm/min. A condição de máxima eficiência ocorreu para o CP 6 obtido com maiores valores de tensão (U), velocidade de soldagem (V_s) e menor velocidade de alimentação (V_a) de acordo com a Tabela 3. Isto se deve ao fato de que uma tensão de 30 V aliada a uma velocidade de alimentação do arame de 8 m/min geram uma ótima fusão do metal de adição e ainda com maiores valores de velocidade de soldagem (25 cm/min) têm-se baixíssimo índice de respingos e conseqüentemente pouquíssima perda na eficiência de deposição do material, devido a maior estabilidade da poça de fusão.

Com os resultados da Tabela 20, foi realizada uma análise estatística de variância e com isso foi calculado o nível de significância “ α ” dos fatores de controle sobre a taxa de deposição (TD). A Tabela 21 apresenta os valores considerados estatisticamente significativos de forma análoga ao item anterior.

Tabela 21: Nível de significância sobre a taxa de deposição.

Fatores	Valor de α TD (kg/h)
Média	0,00000
U (V)	0,025871
V _a (m/min)	0,044543
V _s (cm/min)	0,003880
U*V _a	0,486298
U*V _s	0,061643
V _a *V _s	0,959361
U*V _a *V _s	0,041133
R ²	0,91779
Adj	0,83557
MS Residual	0,0112527

Fonte: Autoria própria.

O modelo matemático empírico, codificado, com os seus respectivos parâmetros estatísticos é apresentado na Equação 22 onde foram considerados somente os valores estatisticamente significativos.

$$TD \left(\frac{kg}{h} \right) = 3,418 + 0,118 * U + 0,100 * V_a + 0,190 * V_s - 0,102 * U * V_a * V_s \quad (22)$$

Na Tabela 22 observa-se o resultado da análise de variância para a taxa de deposição, que mostra através do valor de $F_{\text{Calculado}}$ que o modelo é estatisticamente significativo, pois $F_{\text{Calculado}} > F_{\text{Tabelado}}$.

Tabela 22: Análise de variância (ANOVA) para a taxa de deposição.

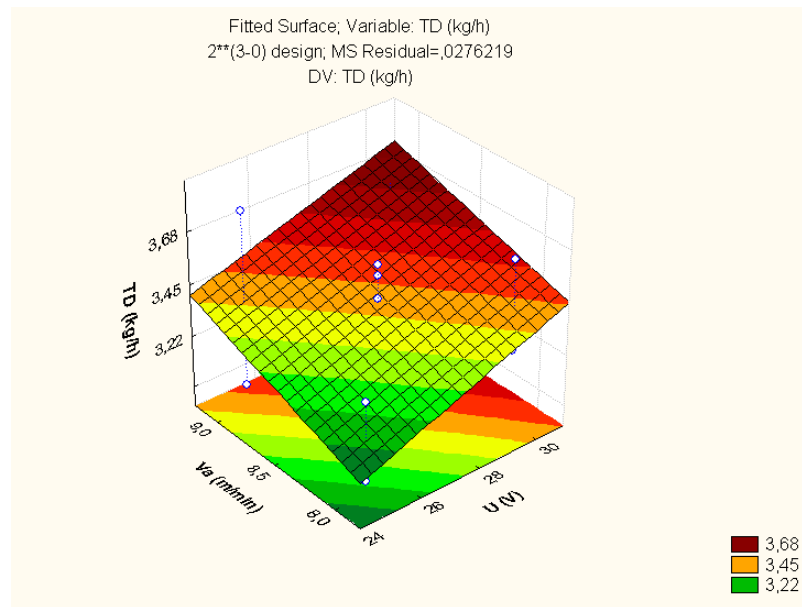
Fontes de Variação	Soma dos Quadrados	Graus de Liberdade	Quadrados Médios	F_{calc}
Regressão	0,5633	4	0,140825	6,9795
Resíduo	0,121064	6	0,020177	-
Total	0,684364	10	-	-

$F_{4,6}=4,53$

Fonte: Autoria própria.

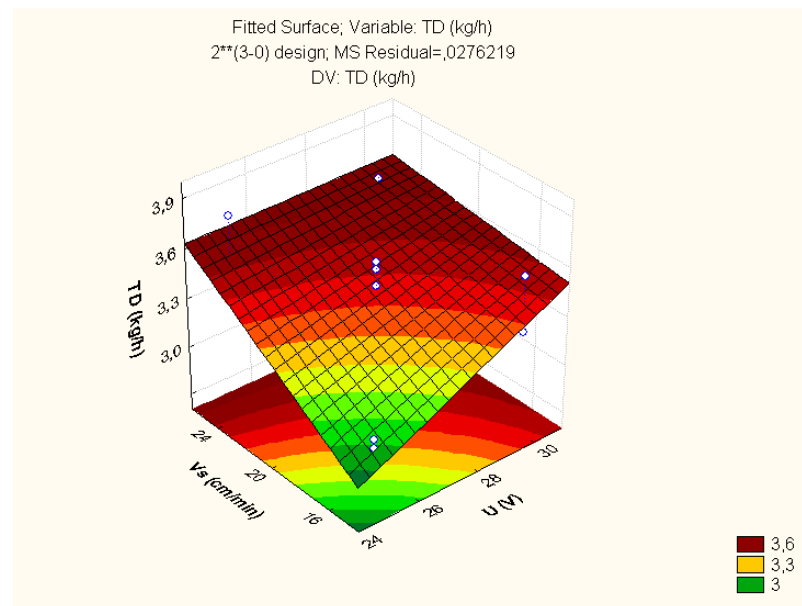
De acordo com os valores da Tabela 21, a tensão (U), a velocidade de alimentação (V_a) e a velocidade de soldagem (V_s) tiveram influência significativa na taxa de deposição. As Figuras 64 e 65 ilustram esta influência.

Figura 64: Influência da tensão (U) e velocidade de alimentação (Va) sobre a taxa de deposição.



Fonte: Autoria própria.

Figura 65: Influência da tensão (U) e velocidade de soldagem (Vs) sobre a taxa de deposição.



Fonte: Autoria própria.

Das figuras acima pode-se inferir que maiores valores de tensão (U) proporcionam maiores taxas de deposição. Isto se deve ao fato de que maiores valores de tensão fundem uma maior quantidade de metal de adição na unidade de tempo. Como é característica do processo FCAW trabalhar com elevadas velocidades de alimentação, este fato só vem a contribuir positivamente na taxa de deposição. Maiores valores de velocidade de alimentação (V_a) aumentam a taxa de

deposição já que maiores velocidades de alimentação proporcionam uma maior quantidade de metal depositado por unidade de comprimento (BATISTA *et al.*, 2010).

A Figura 65 mostra que maiores velocidades de soldagem resultam em maiores taxas de deposição. Uma possível explicação para tal fato é que quanto menor a velocidade de soldagem maior a contribuição na área de metal fundido do revestimento. Com o aumento da velocidade de soldagem reduzimos a penetração e passamos a contribuir de forma mais significativa na área de metal depositado, aumentando de fato a taxa de deposição.

5.2.3 Composição Química, Microdureza e Microestrutura

A Tabela 23 apresenta a composição química em peso dos revestimentos na condição como soldados. Espera-se que os revestimentos de maior FN apresentem um melhor desempenho quanto à resistência à corrosão, como os revestimentos CP 4, 5, 6, 7 e 8 para o processo FCAW.

Comparando-se os dados da Tabela 13 com os da Tabela 23 pode-se notar que os teores de manganês presente nos revestimentos aplicados pelo processo FCAW são bem menores que aqueles observados nos aplicados pelo processo SAW. Pode-se levantar a hipótese de que a perda acentuada deste composto deve-se a maior volatilização dos elementos de liga na poça de fusão do processo FCAW, que utiliza gás como elemento de proteção da poça de fusão, enquanto que o processo SAW que utiliza um fluxo granulado como elemento de proteção, o que pode favorecer o aprisionamento do manganês na poça evitando assim a sua volatilização, além de fornecer certa quantidade Mn.

De forma análoga aos revestimentos aplicados pelo processo SAW pode-se afirmar que a fração volumétrica de ferrita presente nos revestimentos aplicados pelo processo FCAW varia entre 6 e 10% (apresentados no interior da elipse na Figura 40), o modo de solidificação é misto, variando entre ferrita FA e ferrita rendilhada.

Tabela 23: Composição química em peso dos revestimentos.

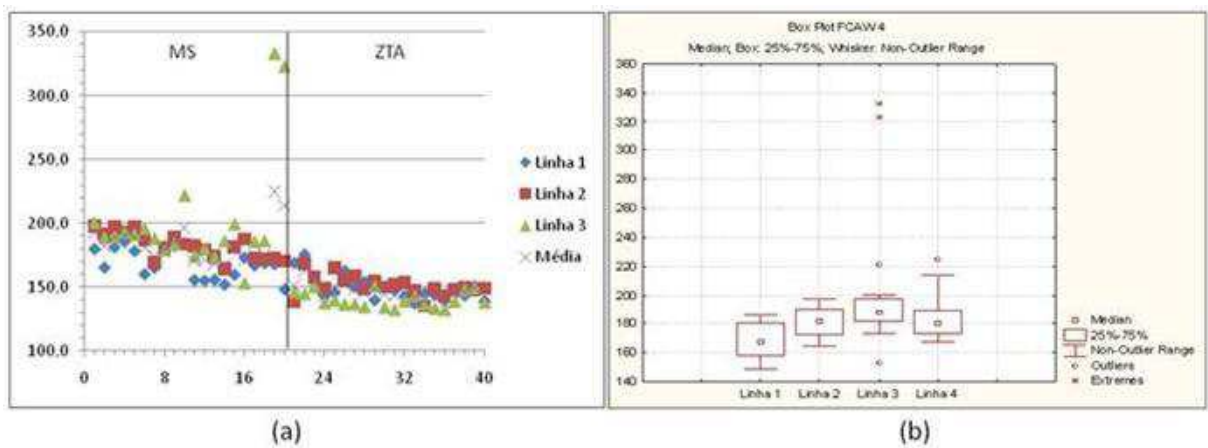
	CP	U (V)	Va (m/min)	Vs (cm/min)	Fe	Cr	Ni	Mo	Mn	Nb	Cu	Si	S	Cr eq	Ni eq
FCAW	1	25	8	15	70,47	18,80	9,56	0,10	1,03	0,04	0,00	0,00	0,00	18,92	10,08
	2	30	8	15	71,04	18,67	9,38	0,10	0,73	0,02	0,00	0,06	0,00	18,87	9,74
	3	25	9	15	71,23	18,55	9,34	0,09	0,77	0,02	0,00	0,00	0,00	18,65	9,72
	4	30	9	15	70,8	19,20	9,25	0,09	0,64	0,02	0,00	0,00	0,00	19,3	9,57
	5	25	8	25	71,44	18,83	9,47	0,10	0,00	0,03	0,08	0,05	0,00	19,02	9,47
	6	30	8	25	71,26	18,58	9,20	0,09	0,81	0,02	0,00	0,04	0,00	18,74	9,6
	7	25	9	25	69,82	19,35	9,54	0,09	1,12	0,02	0,00	0,06	0,00	19,54	10,1
	8	30	9	25	71,13	19,01	9,23	0,09	0,28	0,02	0,00	0,06	0,18	19,2	9,37
	9	27,5	8,5	20	71,49	18,93	9,43	0,09	0,00	0,02	0,00	0,04	0,00	19,09	9,43
	10	27,5	8,5	20	71,55	18,63	9,71	0,09	0,00	0,02	0,00	0,00	0,00	18,73	9,71
	11	27,5	8,5	20	71,66	18,62	9,56	0,09	0,00	0,02	0,00	0,05	0,00	18,795	9,56

Fonte: Autoria própria.

A condição de soldagem CP8 do processo FCAW bem como as condições CP3 e CP11 do processo SAW, em **negrito e sublinhado** nas Tabelas 13 e 23 para ambos os processos, também deverão apresentar elevada susceptibilidade a trinca de solidificação devido o elevadíssimo teor de enxofre (S) em sua composição química.

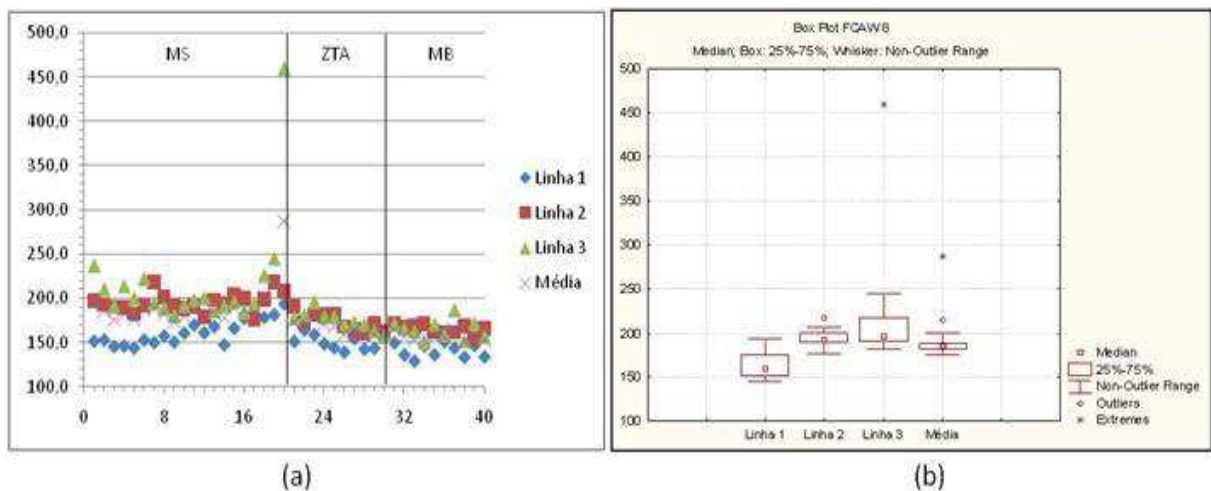
As Figuras 66, 67 e 68 apresentam os perfis de microdureza (a) e o *box-plot* da variação da microdureza no MS (b) dos 3 revestimentos podendo se visualizar também a extensão da zona termicamente afetada (ZTA) do substrato.

Figura 66: Perfil de microdureza em HV do revestimento FCAW – 4 (a); variação da microdureza no MS (b).



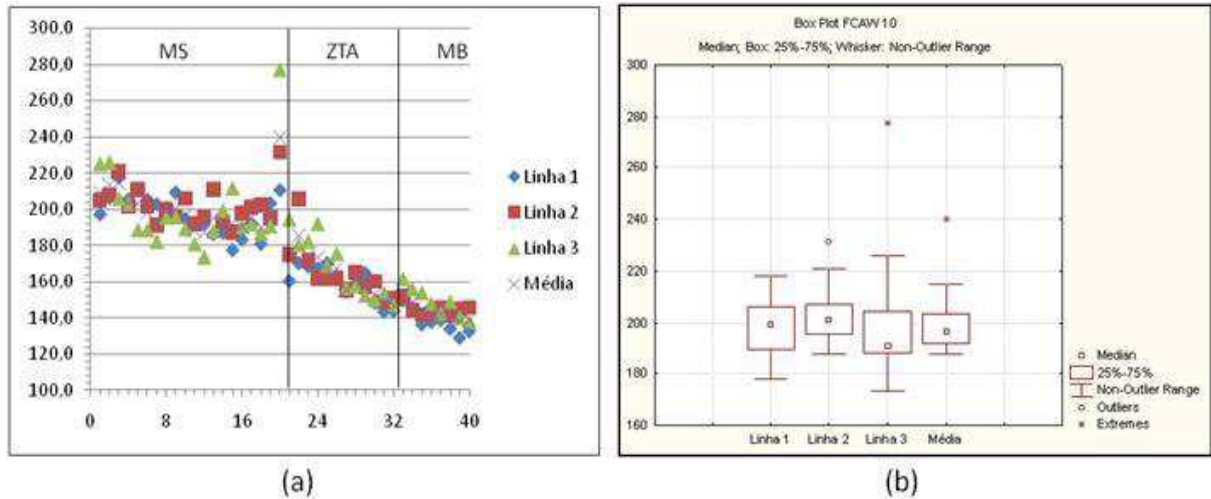
Fonte: Autoria própria.

Figura 67: Perfil de microdureza em HV do revestimento FCAW – 8 (a); variação da microdureza no MS (b).



Fonte: Autoria própria.

Figura 68: Perfil de microdureza em HV para o revestimento FCAW – 10 (a); variação da microdureza no MS (b).



Fonte: Autoria própria.

O revestimento FCAW – 4 aplicado com energia de soldagem de 28,19 kJ/cm apresentou uma dureza média no revestimento de 183,8 HV, um pouco inferior às durezas dos outros dois revestimentos aplicados com menores energias de soldagem. Pode-se perceber também que a extensão da ZTA, maior que 4mm foi superior à dos outros revestimentos. A partir da Figura 66 (a) podemos notar que este apresentou uma ZTA maior que 4 mm, devido a elevada energia de soldagem com que foi aplicado. A partir das Figura 66 (a) e (b) nota-se que a dureza média no metal de solda foi de 183,8 HV, mantendo a configuração de que a dureza no MS é maior que na ZTA e MB. O *box-plot* deixa bastante nítida a influência sobre a dureza dos cordões subsequentes, pois verifica-se um aumento do valor da dureza no último cordão do revestimento. Esta é uma condição crítica em que os projetistas da área de soldagem devem atentar para a execução de um passe de soldagem autógena a fim de reaver a microestrutura do último cordão de solda. Ainda no *box-plot* observa-se alguns valores de microdureza discrepantes em relação ao comportamento geral do revestimento na linha 3, estes pontos ocorreram junto a linha de fusão dos cordões, caracterizando a presença de zonas parcialmente diluídas (ZPD's). As ZPD's apresentam composição química de aços baixa liga, sendo uma região de mistura dos componentes do revestimento e do substrato. Devido a incorporação de elementos de liga como o cromo e o níquel, além do próprio carbono, para o metal de base líquido, que não se mistura completamente ao metal de adição ao longo da linha de fusão, aumentando significativamente a temperabilidade desta região resultando em microestrutura martensítica e/ou bainítica. O carbono

migra do metal de base em direção à poça de fusão fazendo com que haja precipitação de carbeto de cromo de elevada dureza (SILVA, 2009; MODENESI, 2001; OMAR, 1998).

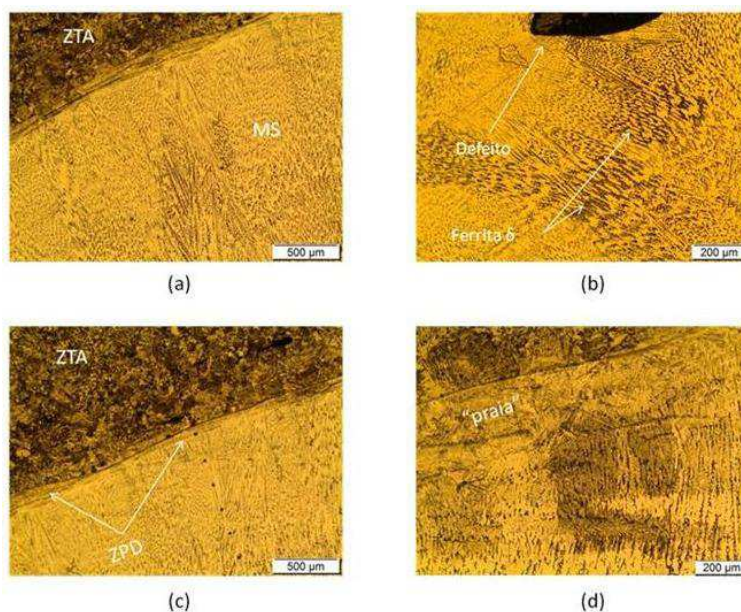
O perfil de microdureza do revestimento FCAW – 8, aplicado com aporte térmico de 15,99 kJ/cm está apresentado na Figura 67 (a) o qual teve um valor médio de dureza de 191,1 HV. Verifica-se que a ZTA neste revestimento se estendeu por aproximadamente 2 mm, um valor correspondente a 50% do observado no revestimento FCAW – 4. Esta diferença significativa na extensão da ZTA confirma a importância do valor da energia utilizada. O comportamento do perfil de microdureza deste revestimento é bem próximo do FCAW – 4. Pode-se notar que as linhas 1 e 2 apresentaram durezas menores que a terceira linha, pelos motivos já expostos anteriormente. Novamente na linha 3 observa-se a presença de valores elevados de microdureza, da ordem de 450 HV, caracterizando a presença de zonas parcialmente diluídas.

O perfil de microdureza do revestimento FCAW – 10 aplicado com energia de 17,52 kJ/cm esta apresentado nas Figura 68 (a) apresentando a mesma configuração dos outros dois com os valores de dureza decrescendo do revestimento para o substrato. A ZTA deste revestimento se estendeu ao longo de 2,4 mm, sendo ligeiramente maior que a observada no revestimento FCAW – 8 e bastante menor que a do FCAW – 10, confirmando a influência da energia de soldagem com relação à esta variável. Os valores mais discrepantes de microdureza foram observados na 3ª linha de endentações. O calor imposto aos dois cordões anteriores pode ter homogeneizado a microestrutura e gerado um perfil mais constante de microdureza do que aquele observado na 3ª linha (último cordão do revestimento). Também foram observados elevados valores de dureza junto à linha de fusão, de forma semelhante aos demais revestimentos, indicando a presença de zonas parcialmente diluídas.

As Figuras 69 e 70 apresentam micrografias da microestrutura do MS dos revestimentos FCAW – 4 e FCAW – 10, respectivamente.

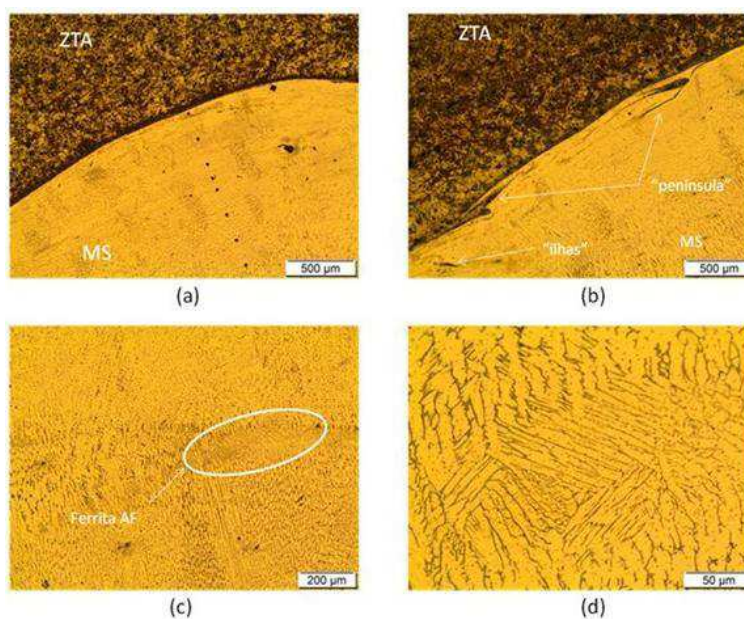
Devido ao grande aporte térmico imposto durante a soldagem do revestimento FCAW – 4 o metal de solda resfriou lentamente, possibilitando a nucleação preferencial de ferrita δ , como é possível ver nas Figura 69 (a) e (b), justificando assim os valores de dureza obtidos. O defeito de soldagem observado na Figura 69 (b) foi originado devido a um acúmulo do fluxo que há no arame tubular quando da sobreposição dos cordões de solda. As Figura 69 (c) e (d) apresentam a presença de zonas parcialmente diluídas, justificando os resultados dos ensaios de microdureza.

Figura 69: Metal de solda rico em ferrita δ (a); Presença de defeito de soldagem junto à linha de fusão do revestimento (b); Presença de zonas parcialmente diluídas (c) e “praia” com estrutura martensítica (d).
Ampliação: 50x (a) e (c); 100 x (b) e (d).



Fonte: Autoria própria.

Figura 70: Micrografia do MS apresentando baixa tendência à formação de ferrita δ (a); Presença de ZPD's na morfologia de “ilhas” e “península” (b); Presença de ferrita AF no MS (c); Morfologia da ferrita FA (d).
Ampliação: 50x (a) e (b); 100x (c) e 500x (d).



Fonte: Autoria própria.

Das Figura 70 (a), (c) e (d) verifica-se a tendência a formação de ferrita eutética (AF). A Figura 70 (d) em especial mostra a presença de austenita + ferrita eutética (AF) localizada nos

contornos de dendritas, resultante da solidificação em austenita primária com formação de ferrita em reação eutética ao final da solidificação (SILVA, 2009). As diferenças nas microestruturas são justificáveis devido aos diferentes parâmetros de soldagem utilizados em cada caso o que além de gerar diferentes taxas de solidificação proporciona diferentes valores de diluição que implica em variações na composição química dos revestimentos (OMAR, 1998).

A Tabela 24 apresenta um resumo dos valores de dureza média para cada revestimento. Considerando-se os desvios padrão apresentados pode-se considerar que as variações aplicadas no aporte térmico não foram suficientes para influenciar significativamente os valores de dureza dos revestimentos. Além disso, todos ficaram abaixo do valor máximo estipulado pela NACE MR - 0175 que é de 250 HV para revestimentos contra corrosão (MODENESI, 2001).

Tabela 24: Durezas médias no MS dos revestimentos aplicados pelo processo FCAW.

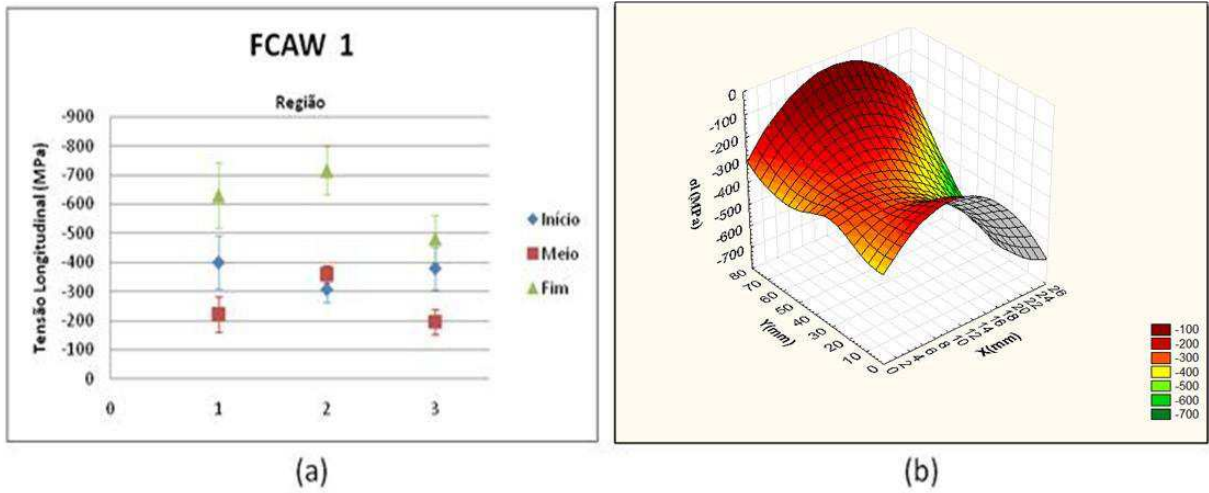
	FCAW – 4 (H=28,19 kJ/cm)		FCAW – 8 (H=15,99 kJ/cm)		FCAW – 10 (H=17,52 kJ/cm)	
	Média	Desvio	Média	Desvio	Média	Desvio
Microdureza Vickers.	183,8	14,85	191,2	24,52	199,9	12,20

Fonte: Autoria própria.

5.2.4 Avaliação dos Níveis de Tensões Residuais

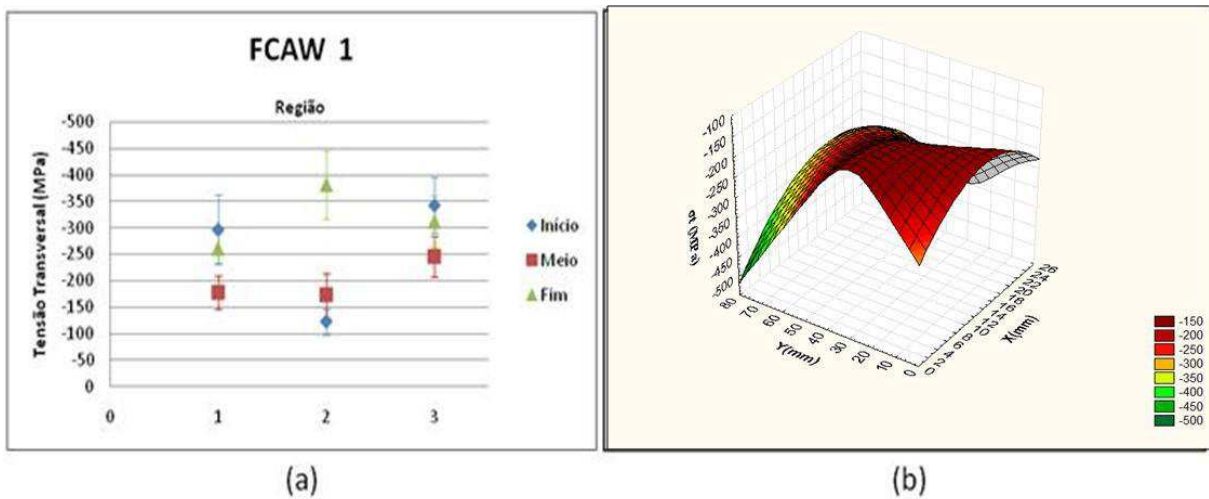
Nas Figuras 71 a 76 estão plotados os campos de tensões residuais longitudinais e transversais para os revestimentos FCAW – 1, 2 e 5, estes revestimentos foram escolhidos, pois apresentam energias de soldagem desde muito baixas ($H_5=10,97$ kJ/cm) até energias muito altas ($H_2=26,19$ kJ/cm), passando por um nível de energia de soldagem intermediário ($H_1=19,65$ kJ/cm).

Figura 71: Valores médios de tensões residuais longitudinais e suas respectivas incertezas (a); Campo de tensões residuais longitudinais para o revestimento FCAW – 1 (b).



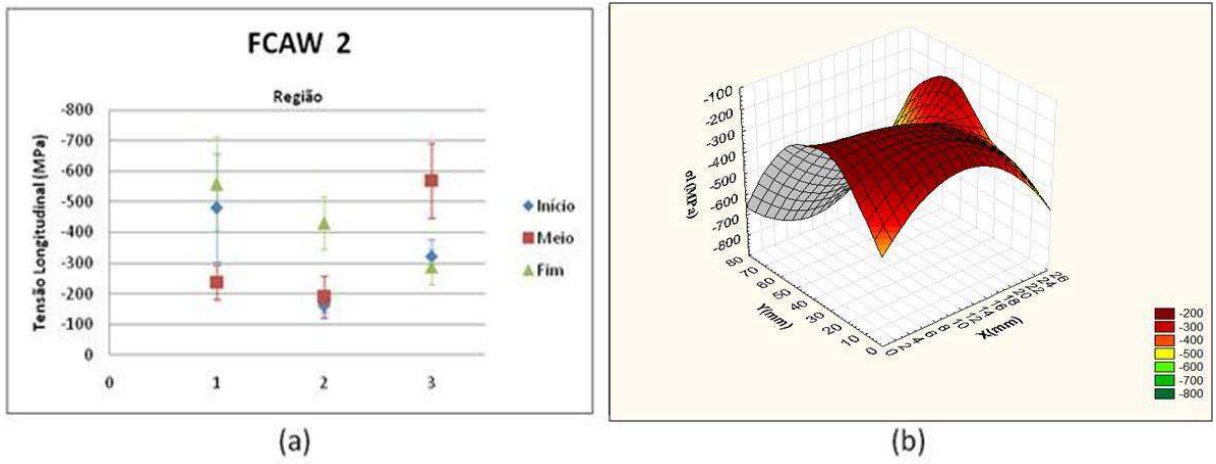
Fonte: Autoria própria.

Figura 72: Valores médios de tensões residuais transversais e suas respectivas incertezas (a); Campo de tensões residuais transversais para o revestimento FCAW -1 (b).



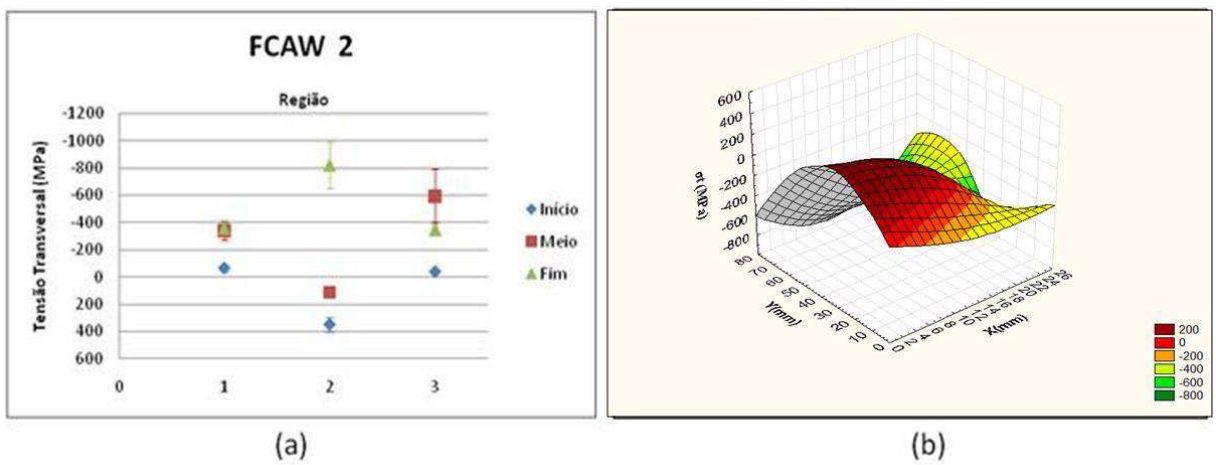
Fonte: Autoria própria.

Figura 73: Valores médios de tensões residuais longitudinais e suas respectivas incertezas (a); Campo de tensões residuais longitudinais para o revestimento FCAW – 2 (b).



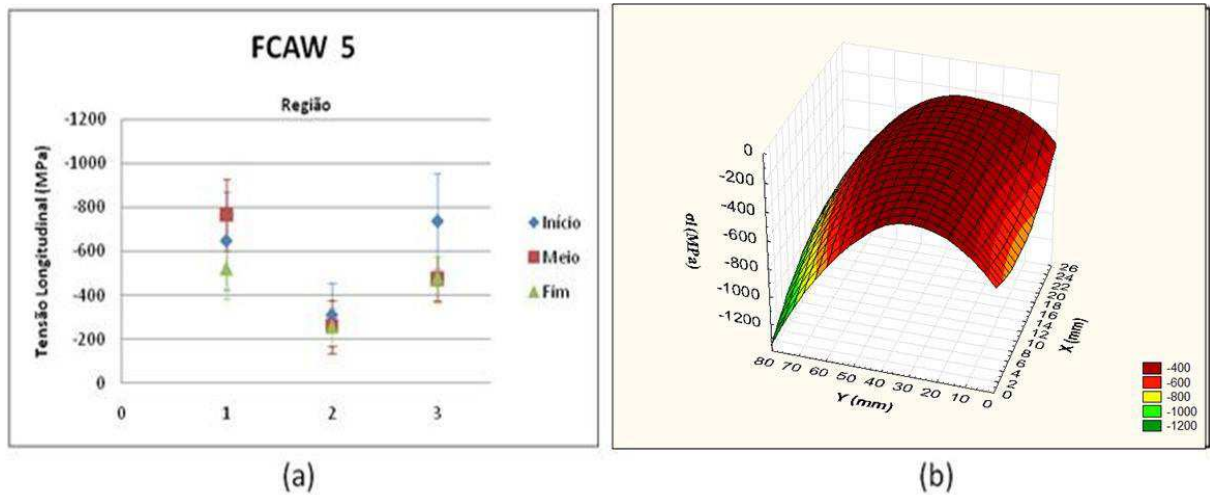
Fonte: Autoria própria.

Figura 74: Valores médios de tensões residuais transversais e suas respectivas incertezas (a); Campo de tensões residuais transversais para o revestimento FCAW – 2 (b).



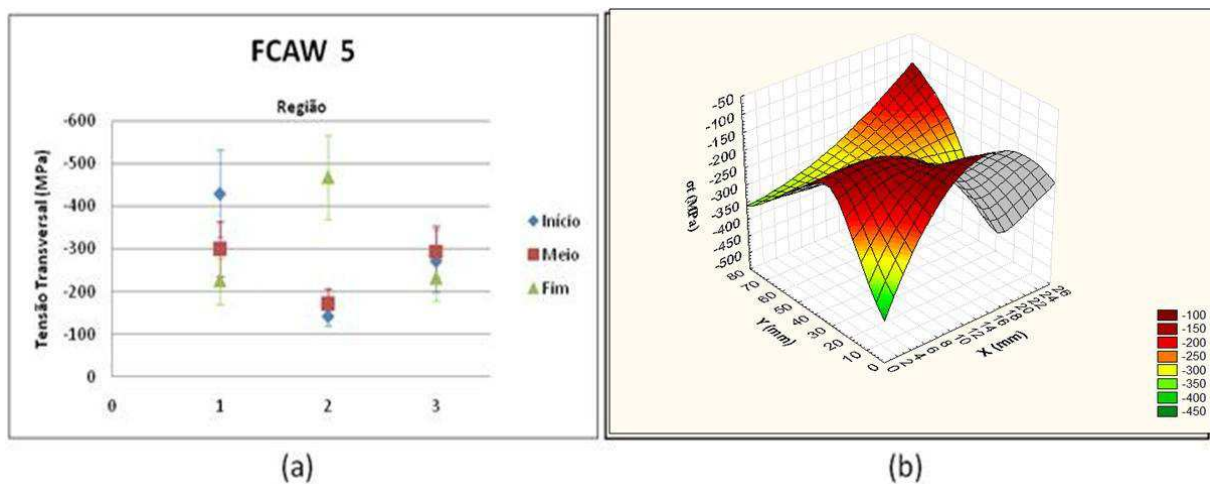
Fonte: Autoria própria.

Figura 75: Valores médios de tensões residuais longitudinais e suas respectivas incertezas (a); Campo de tensões residuais longitudinais para o revestimento FCAW – 5 (b).



Fonte: Autoria própria.

Figura 76: Valores médios de tensões residuais transversais e suas respectivas incertezas (a); Campo de tensões residuais transversais para o revestimento FCAW – 5 (b).



Fonte: Autoria própria.

A partir destes gráficos nota-se que a região central dos revestimentos é mais compressiva que a periferia e que o campo de tensões residuais evolui de tensões compressivas, no início do revestimento, para tensões compressivas de menor magnitude e novamente volta a tornar-se bastante compressivo, no final do revestimento.

A Figura 71 (a) mostra que o máximo valor de tensão residual longitudinal foi da ordem de 700 MPa, em módulo, na região 2 no final do revestimento. O mínimo valor, em módulo, foi de 200 MPa, nos cordões 1 e 3 do meio do revestimento. Já a Figura 72 (a) mostra que as tensões residuais transversais são menores, em módulo, do que as longitudinais. O máximo valor de

tensão residual transversal foi de 380 MPa, contra 700 MPa (tensão residual longitudinal) na mesma região.

Verifica-se na Figura 74 (a) a presença de tensões residuais trativas no início e meio do revestimento no cordão do centro, evoluindo posteriormente para um estado de tensões compressivas no fim do revestimento. Bezerra et al. (2006) levantou a hipótese de que defeitos de soldagem, como descontinuidades e falta de fusão do metal de solda podem contribuir para justificar a presença destas tensões trativas nestas regiões.

As Figuras 75 e 76 apresentam uma distribuição do campo de tensões residuais semelhante aos revestimentos anteriores, apesar de a magnitude dos valores de tensão residual mudar significativamente em função do maior valor de energia de soldagem com que estes revestimentos foram aplicados. Cardoso (2008) identificou que juntas submetidas a diferentes energias de soldagem têm distribuições similares de tensão residual na superfície, no entanto podem apresentar magnitudes diferentes de tensões.

A Tabela 25 apresenta os valores de tensões residuais longitudinais e transversais médias e seus respectivos desvios, bem como os coeficientes de variação.

Tabela 25: Tensões residuais médias para todas as condições de soldagem com processo FCAW.

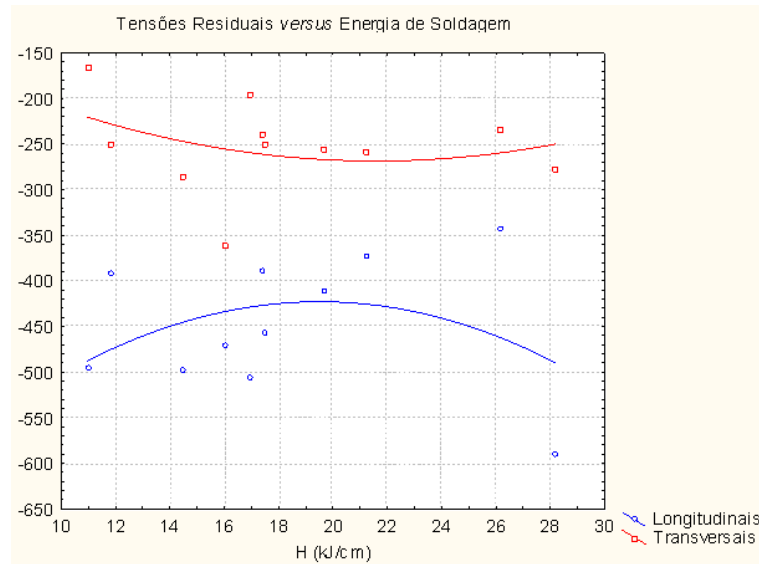
	Longitudinais (MPa)			Transversais (MPa)		
	Média	Desvio	CV	Média	Desvio	CV
1	-410	68	0,1658	-257	44	0,1712
2	-344	88	0,2558	-233	70	0,3004
3	-373	74	0,1984	-260	54	0,2077
4	-591	143	0,2420	-278	54	0,1942
5	-494	144	0,2915	-167	63	0,3772
6	-498	110	0,2209	-286	53	0,1853
7	-393	119	0,3028	-250	57	0,2280
8	-470	111	0,2362	-361	75	0,1847
9	-506	142	0,2806	-195	65	0,3333
10	-456	109	0,2390	-251	110	0,4382
11	-390	107	0,2744	-241	65	0,2697

Fonte: Autoria própria.

A Tabela 25 nos dá uma ideia da magnitude das tensões residuais longitudinais e transversais médias nos revestimentos. Vale ressaltar que as tensões residuais transversais são de menor magnitude do que as tensões residuais longitudinais, corroborando com os resultados de KOU (2001).

A Figura 77 ilustra a influência da energia de soldagem sobre o nível de tensões residuais.

Figura 77: Influência da energia de soldagem sobre o nível de tensões residuais longitudinais e transversais, e a interação entre os níveis de tensões no processo FCAW.



Fonte: Autoria própria.

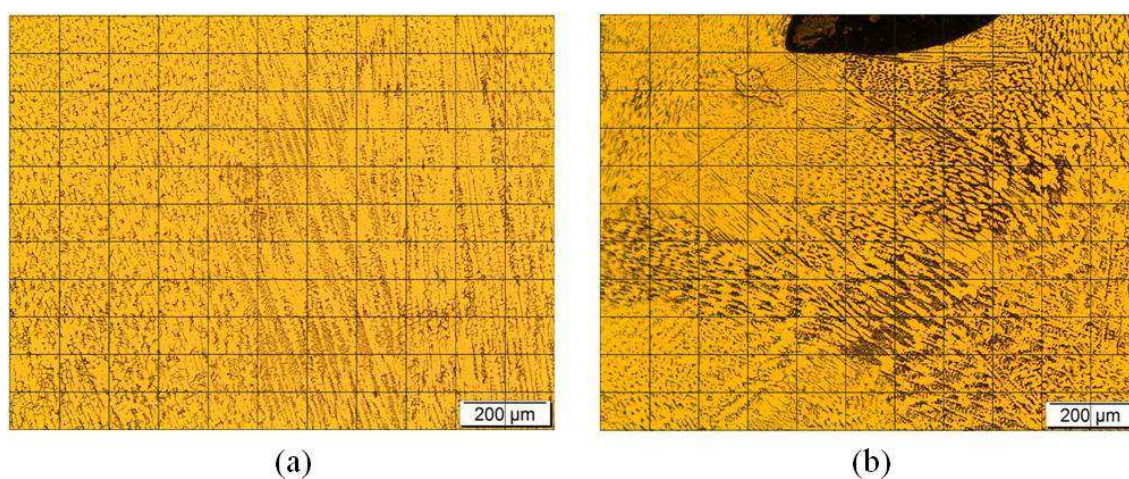
Neste trabalho, os resultados não indicam uma relação linear entre os níveis de tensões residuais e os valores de energia de soldagem. Esta não linearidade pode ser atribuída aos fenômenos competitivos regidos pela energia de soldagem e que influenciam diretamente a magnitude e a natureza das tensões residuais, como:

- A fração volumétrica de ferrita δ presente no metal de solda, cuja quantidade é proporcional a energia de soldagem (MELO, 2012). A partir daí pode-se levantar a hipótese de que a presença de ferrita δ pode induzir tensões residuais compressivas presentes no metal de solda;
- O tamanho da poça de fusão, onde uma maior restrição é imposta aos conjuntos soldados com menor energia, já que os mesmos não apresentam grandes penetrações, o que resulta em um grande volume do conjunto que permanece sólido durante a soldagem aumentando assim a restrição imposta e, conseqüentemente, elevando o nível de tensões residuais;
- Corpos de prova soldados com maiores energias apresentam um grande volume de material depositado o que resulta em maiores níveis de tensões residuais.

A Figura 78 apresenta a fração volumétrica de ferrita δ , avaliada de forma qualitativa pelo método das malhas (COLPAERT, 2010). O revestimento CP 5 foi aplicado com energia de

soldagem $H=10,97$ kJ/cm, esta condição de soldagem apresentou 23 nós da malha sobre a ferrita δ . Já o CP 8 foi aplicado com energia de soldagem $H=15,99$ kJ/cm apresentando 45 nós da malha sobre a ferrita δ . De uma forma geral, pode-se notar que com o aumento da energia de soldagem ocorre um aumento da fração volumétrica de ferrita δ presente no metal de solda. Cruzando as informações da Tabela 25 com as da Figura 78 nota-se que este aumento resulta em uma ligeira redução das tensões residuais longitudinais e há um aumento acentuado das tensões residuais transversais.

Figura 78: Fração volumétrica de ferrita δ no metal de solda dos corpos de prova CP 5 (a) e CP 8 (b).



Fonte: Autoria própria.

Sendo assim, para o intervalo de baixas a médias energias de soldagem a magnitude das tensões residuais longitudinais diminui com o aumento da energia de soldagem devido ao provável aumento da fração volumétrica de ferrita δ presente no metal de solda. No entanto, ocorre um aumento acentuado das tensões residuais transversais.

5.2.5 Avaliação da Resistência à corrosão

A Tabela 26 apresenta os valores do potencial de corrosão (E_{corr}), densidade de corrente de corrosão (j_{corr}), corrente de corrosão (i_{corr}), taxa de corrosão e a resistência à polarização do material (R_p).

Tabela 26: Parâmetros de avaliação da resistência à corrosão nos revestimentos aplicados pelo processo FCAW.

CP	E_{corr} (mV)	j_{corr} ($\mu\text{A}/\text{cm}^2$)	i_{corr} (μA)	Taxa de corrosão (mm/ano)	R_p ($k\Omega$)
1	-630,16	136,94	430,72	1,56	1,15
2	-623,37	128,98	515,94	1,49	1,17
3	-615,56	124,625	498,5	1,44	1,16
4	-597,26	36,243	159,83	0,42	2,30
5	-638,68	51,444	157,42	0,59	2,15
6	-582,23	50,361	222,09	0,58	1,75
7	-510,84	104,73	358,16	1,21	1,21
8	-608,34	106,59	427,56	1,23	1,16
9	-548,89	85,551	232,7	0,99	1,42
10	-594,25	99,131	416,35	1,14	1,19
11	-576,36	99,392	377,69	1,15	1,48

Fonte: Autoria própria.

Os revestimentos CP4, CP5 e CP6 apresentaram as menores taxas de corrosão e menores densidades de corrente de corrosão dentre as onze condições de soldagem. Logo, estas condições são as mais resistentes à corrosão para esta população de experimentos apesar de apresentarem maior potencial de corrosão (E_{corr}) quando comparadas a condição CP7. Isto se deve ao fato de que a maior resistência de polarização (R_p) das condições CP4, CP5 e CP6 quando comparada ao CP7 leva a uma maior resistência a dissolução do material.

Apesar dos revestimentos aplicados pelo processo de soldagem FCAW apresentarem uma diluição do metal de base no metal de solda menor que àqueles aplicados pelo processo SAW estes apresentaram uma maior susceptibilidade à corrosão. Pode-se atribuir este comportamento a duas grandes causas:

- O arame tubular por possuir um fluxo (higroscópico) em seu interior cede uma maior quantidade de hidrogênio difusível durante o processo de soldagem, o que pode acelerar o processo de corrosão (DAVIS, 2006);
- O nível de tensões residuais nos revestimentos aplicados pelo processo SAW apresentaram-se muito mais compressivos que àqueles observados nos revestimentos aplicados pelo processo FCAW. Logo, o nível de tensões residuais apresentou grande influência no retardamento do processo corrosivo.

A Figura 79 apresenta as curvas de polarização potenciodinâmica linear (PPL) para três revestimentos aplicados pelo processo FCAW. Conclusões semelhantes a seção 5.1.5 podem ser tiradas destas curvas.

Figura 79: Curvas de polarização para as condições CP2, CP5 e CP6.

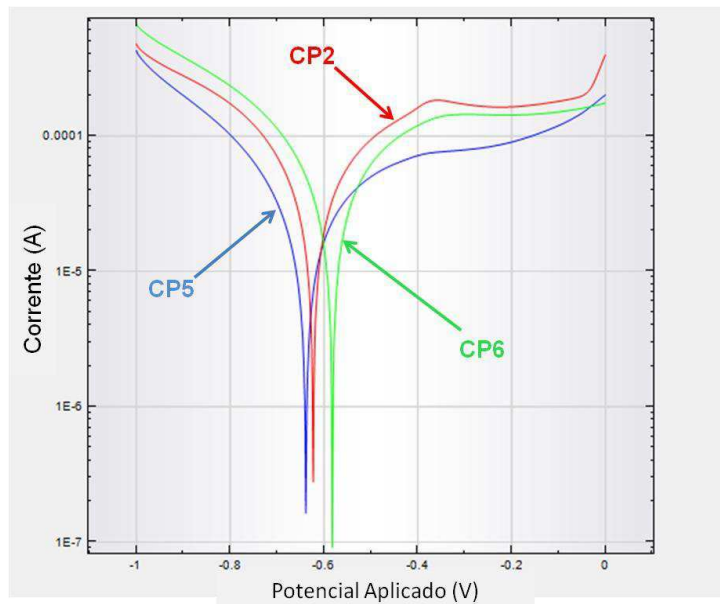


Figura: Autoria própria.

Na **Erro! Fonte de referência não encontrada.** também pode-se notar a formação do filme de passivação na superfície do material ensaiado, pois é nítida a presença do platô nas condições de soldagem CP2 e CP6. No entanto, o potencial de quebra do filme de passivação só foi observado para o CP2, não sendo observado para a condição CP6, corroborando assim com as taxas de corrosão observadas, maior no CP2 que no CP6.

5.3 Breve Comparativo entre Processos quanto a Resistência à corrosão

A Tabela 27 apresenta um breve comparativo em relação a melhor condição de soldagem para cada um dos processos abordados neste trabalho.

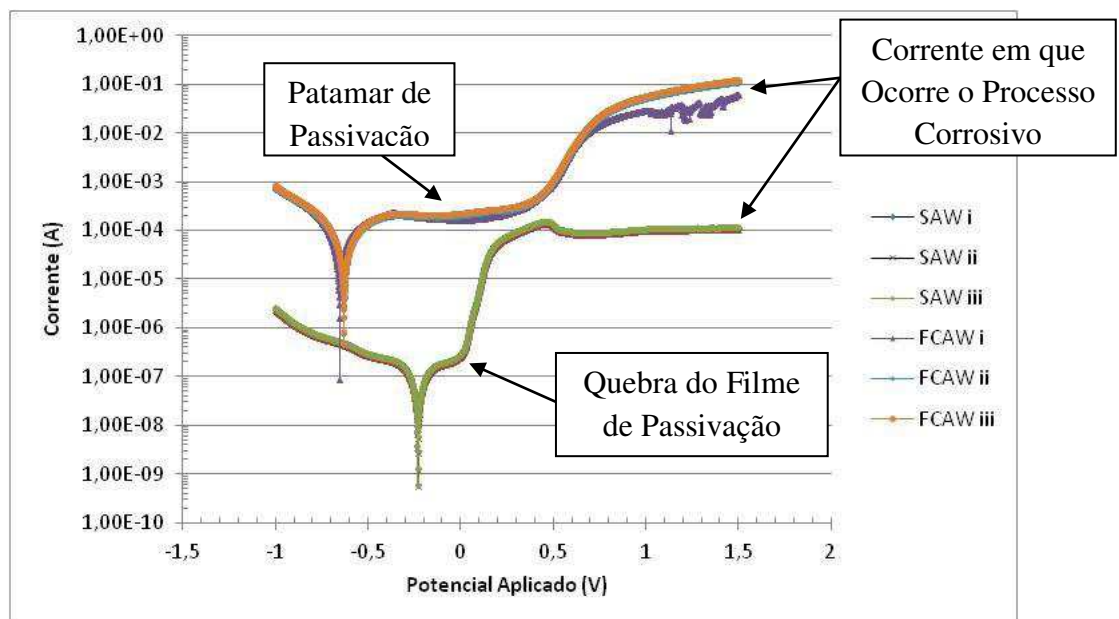
Tabela 27: Avaliação da resistência à corrosão em função do processo de soldagem.

	Diluição (%)	Cr eq	Ni eq	TRL (Mpa)	TRT (Mpa)	Taxa de Corrosão (mm/ano)
SAW (7)	15,65	18,56	9,38	-619	-347	0,21
FCAW (4)	14,28	19,3	9,57	-591	-278	0,42

Fonte: Autoria própria.

Pode-se notar que os melhores valores de diluição, cromo e níquel equivalente ocorreram para o processo FCAW (condição 4). No entanto, o valor de taxa de corrosão para o processo FCAW foi muito maior que aquele observado para o processo SAW. Isto se deve ao fato de que as tensões residuais de soldagem nos revestimentos aplicados pelo FCAW foram menos intensas que as observadas nos revestimentos aplicados pelo processo SAW. A Figura 80 apresenta os gráficos de polarização potenciodinâmica linear para as condições citadas na Tabela 27 com três repetições do ensaio para assegurar a fiabilidade dos resultados.

Figura 80: Curvas de polarização potenciodinâmica linear.



Fonte: Autoria própria.

A composição química, traduzida aqui como cromo e níquel equivalente, favorece a formação do filme de passivação nos revestimentos aplicados pelo processo FCAW. Este comportamento não foi observado nos revestimentos aplicados pelo processo SAW. No entanto, apesar de não ocorrer a formação do filme de passivação nos revestimentos aplicados pelo processo SAW, estes revestimentos apresentaram-se mais resistentes à corrosão, pois a corrente em que ocorre o processo de corrosão foi bem menor que a observada no revestimento aplicado pelo processo FCAW. Pode-se levantar as seguintes hipóteses a respeito deste comportamento:

- A composição química é bastante relevante no tocante a formação do filme de passivação, no entanto, a velocidade em que o processo ocorre depende, e muito, do nível de tensões residuais de soldagem. Onde tensões residuais compressivas mais intensas resultam em uma melhor resistência à corrosão;
- Os níveis de tensões residuais mantêm influência significativa sobre os níveis de corrente em que o processo corrosivo ocorre. Pode-se notar que o revestimento SAW 7 apesar de não formar o filme de passivação apresenta uma menor taxa de corrosão, pois a corrente de corrosão em que o processo ocorre é menor do que a corrente em que há estabilização do filme de passivação do revestimento FCAW 4.

6. CONSIDERAÇÕES FINAIS E SUGESTÕES

6.1 Conclusões

Um estudo da aplicação de revestimentos de aço AISI 308L em substratos de aço ASTM A36, através dos processos de soldagem SAW e FCAW, foi apresentado. As principais conclusões foram as seguintes:

- O planejamento experimental fatorial com 2^k experimentos mostrou-se uma ferramenta estatística muito útil para a avaliação da influência dos parâmetros de soldagem sobre as características geométricas e econômicas;
- Os revestimentos aplicados pelo processo FCAW apresentaram menores valores de diluição, maiores valores de largura e no geral apresentou menores valores de r/L que os do processo SAW;
- A eficiência de deposição média de ambos os processos foi de 86%;
- O processo SAW apresentou uma maior frequência de ocorrência de zonas parcialmente diluídas que o processo FCAW;
- O processo FCAW apresentou uma ligeira redução nos valores de dureza do metal de solda quando comparado aos valores do processo SAW. Para a menor energia de soldagem do processo FCAW o valor de dureza foi de 199 HV, contra 230 HV do SAW, já para as maiores energias de soldagem o valor de dureza no metal de solda para o processo FCAW foi de 183 HV contra 202 HV do SAW;
- O processo SAW apresentou-se isento de defeitos de soldagem, já o processo FCAW apresentou acúmulo do fluxo característico do arame tubular nas zonas de sobreposição do cordão;
- A magnitude das tensões residuais no processo FCAW foi menor do que as observadas no processo SAW, tanto as longitudinais quanto as transversais e todas as tensões residuais médias foram de natureza compressiva, independente do processo.
- Os revestimentos aplicados pelo processo de soldagem FCAW apresentaram maiores taxas de corrosão que àqueles aplicados pelo processo SAW, apesar das diluições no processo FCAW terem sido menores. Isto ocorreu devido a menor magnitude das tensões residuais nos revestimentos aplicados pelo processo FCAW, o que acelerou o processo corrosivo.

6.2 Sugestões para Trabalhos Futuros

- Realizar o levantamento dos ciclos térmicos de soldagem e compará-lo ao campo de tensões residuais;
- Realizar as medições de tensões residuais em mais do que 9 pontos sobre a chapa e utilizar o anodo $Fe - K\alpha$;
- Realizar simulações numéricas dos campos de tensão e temperatura e compará-los com os dados obtidos experimentalmente;
- Realizar ensaios de impedância eletroquímica a fim de caracterizar mais profundamente a formação do filme de passivação e o desenvolvimento do processo de corrosão;
- Restringir as chapas quando das próximas soldagens.

REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS

ABDALLA, F. E. S., 2005, **Aplicação das variantes MAG pulsado e MAG térmico com arame maciço em soldas de revestimento do tipo “lining”**, **Dissertação**. M.Sc. (Mestrado em Engenharia de Materiais), Universidade Federal de Santa Catarina, Florianópolis, SC, Brasil.

ARAÚJO, B. A.; MACIEL, T. M.; SOARES, E. P.; SILVA, A. A. Influência dos parâmetros e consumíveis de soldagem sobre o nível de tensões residuais em juntas soldadas de aço API 5L X80. In: XXXVI CONSOLDA – Congresso Nacional de Soldagem, 8, 2010, Recife, **Anais do XXXVI CONSOLDA**, 2010, CD-ROM.

ASM. Welding, Brazing and Soldering. 11 Ed. Ohio: ASM International, v. 6. 1993b.

BHADESHIA, H. K. D. H. Developments in Martensitic and Bainitic Steels: Role of the Shape Deformation. **Materials Science and Engineering A**, vol. A378, p. 34-39, 2004.

BATISTA, V. R., SILVA, M. M., MACIEL, T. M., MELO, R. H. F., ARAÚJO, F. S., SANTOS, M. A. Influência dos Parâmetros de Soldagem Sobre as Características de Revestimentos de Liga Níquel Aplicados em Aços API 5L Gr B. In: 19º Congresso Brasileiro de Engenharia e Ciência dos Materiais (CBECIMat), 10, 2010, Campos do Jordão. **Anais do 19º CBECIMat**, Campos do Jordão, 2010 v. I. p 6534 – 6543.

ASM. Corrosion. 11 Ed. Ohio: ASM International, v. 13. 1992.

BEZERRA, A. C., SCOTTI, A., RADE, D. A. Efeito do preaquecimento sobre as tensões residuais de soldagem, **Revista Soldagem & Inspeção**, vol II, nº 1, Jan/Mar, Associação Brasileira de Soldagem, São Paulo, SP, Brasil.

BOX, G. E. P.; HUNTER, W. G.; HUNTER, J. S. **Statistics for experimenters: An Introduction to Designs, Data Analysis and Model Building**. New York: Willey, 1978.

CAPRA, A. R. **Desenvolvimento de Intermetálicos de Fe/Al através de Aspersão Térmica e Tratamento Posterior**, 2005. Dissertação M. Sc. (Mestrado em Engenharia Mecânica), Universidade Federal do Paraná, Curitiba, PR, Brasil.

CARDOSO, F. I. B. **Avaliação do Desempenho do Aço AISI 317L como “Lining” para Torres de Destilação**. 2008. 304p. Tese (Doutorado em Engenharia Mecânica), Departamento de Engenharia Mecânica, Centro de Tecnologia, Universidade Federal da Paraíba, João Pessoa.

CENTENO, A. J. **Curso de Estatística Aplicada à Biologia**. Goiânia-GO, Universidade Federal de Goiás, 1999.

CHAN, B., PACEY, J., BIBBY, M. **Modelling Gas Metal Arc Welding Geometry Using Artificial Neural Network Technology**. Canadian Institute of Mining and Metallurgy, v. 38, n.1, p 43 – 51, 1999.

CHAWLA, S. L., GRUPTA, R. K. **Materials Selection for Corrosion Control**. Metals Park, Ohio, American Society for Metals. 1995.

COSTA, S. C.; RIBEIRO, L. G. **Otimização dos Parâmetros de Pulso de um Processo de Soldagem Mig Através de Análise Fatorial em dois Níveis**. In: XXI Encontro de Engenharia de Produção, Salvador - BA, Anais do XXI Encontro de Engenharia de Produção, Salvador-BA: ENEGEP, 2001.

DAVIS, J. R.. **Corrosion of Weldments**. United States of America: ASM, 2006.

DEY, H. C., BHADURI, A. K., MAHADEVAN, S., JAYAKUMAR, T., SHANKAR, V., RAO, B. P. S. **Residual Stress Distribution in Hardfaced Austenitic Stainless Steel Sleeves**. Trans. Indian Inst. Met. V. 57. P 271-276, Jun. 2004.

DIETER JR, G. E. **Mechanical Metallurgy**. New York: McGraw – Hill Book Company Inc., 1961, p 407-418.

DOODY, THOMAS. Intermediate Mixed Zones in Dissimilar Metal Welds for Sour Service. **Welding Journal**, March 1992.

DOS SANTOS, I. S. Corrosão por Ácidos Naftênicos em Unidades de Destilação Atmosférica e a Vácuo. 1992. Comunicação: **Documento Interno REPLAN/SEIEQ/PETROBRAS**, p 18.

FORTES, C.. Esab. **Arco Submerso**. Brasil: Editado Pelo Autor, 2004. 146p.

FRANCIS, J.A.; STONE, H.J.; KUNDU, S.; ROGGE, R.B.; BHADSHIA, H.K.D.H.; WITHERS, P.J.; KARLSSON, L. Transformation Temperatures and Welding Residual Stresses in Ferritic Steels. In: **Proceedings of PVP2007 2007 ASME Pressure Vessels and Piping Division Conference**. July 22-26, 2007, San Antonio, Texas.

GALDÁMEZ, V. C. **Aplicação da Técnica de planejamento e Análise de Experimentos na Melhoria da Qualidade de Um Processo de Fabricação de Produtos Plásticos**. Dissertação de Mestrado em Engenharia de Produção. Escola de Engenharia de São Carlos. Universidade de São Paulo, 2002.

GAO, H., GUO, H., BLACKBURN, J. M., HENDRICKS, R. W. **Determination of Residual Stress by X-ray Diffraction in HSLA – 100 Steel Weldments**. Disponível em: <[HTTP://eng.vt.edu/eng/materials/faculty/hendricks/publications/html](http://eng.vt.edu/eng/materials/faculty/hendricks/publications/html)> Acessado em: 22 fevereiro 2011.

GENTIL, V., **Corrosão**, Livros Técnicos e Científicos Editora S.A., Rio de Janeiro, 2007 353p.

GUIMARÃES, P. B., PEDROSA, P. M. A., YADAVA, Y. P. BARBOSA, J. M. A., FERREIRA, R. A. S. Determinação das Tensões Residuais a Partir de um Campo de Temperatura Obtido Numericamente. In: VI Congresso Nacional de Engenharia Mecânica (CONEM), 9, 2010. Campina Grande. **Anais do VI CONEM**. Campina Grande, Paraíba. 2010, CD-ROM.

GUIMARÃES, R. F. **Avaliação Comparativa dos “Linings” dos Aços AISI 444 e AISI 316L para Aplicação em Torres de Destilação de Petróleo.** 2005. 109p. Dissertação (Mestrado em Engenharia e Ciência dos Materiais), Universidade Federal do Ceará, Fortaleza, Ceará.

HAALAND, P. D., **Experimental Design in Biotechnology.** Marcel Dekker, INC., N.Y. 1989.

HAUK, V., **Structural and Residual Stress Analysis by Nondestructive Methods,** Elsevier, Amsterdam, 1997.

JAMBO, Hermano Cezar Medaber; FÓFANO, Sócrates. **Corrosão: Fundamentos, Monitoração e Controle.** Rio de Janeiro: Ciência Moderna Ltda, 2008.

KAEFER, L. F., **Análise do Comportamento Eletroquímico de Revestimentos de Carbetos de Tungstênio Cimentados Obtidos por Aspersão Térmica,** Dissertação de Mestrado, UFPR, Curitiba, PR, Brasil, 2004.

KANNENGIESSER, T. KROMM, A. **Formation of Welding Residual Stresses in Low Transformation Temperature (LTT) Materials.** **Soldagem & Inspeção.** V. 14. N. 01. P 74-81. Jan/Mar. 2009.

KEJELIN, N. Z.; BUSCHINELLI, A. J. A.; BOHÓRQUEZ, C. E. N.. **Soldagem Dissimilar do Aço X-60 com Inconel 625.** Disponível em: <http://www.labsolda.ufsc.br/noticias/2007/soldagem_dissimilar.pdf>. Acesso em: 22 fev. 2011.

KOU, S. **Welding Metallurgy,** 2nd Ed., John Wiley & Sons, 2002.

LANCASTER, J.F, **Metallurgy of Welding,** 6 Ed, Woodhead Publishing Limited Cambridge, England, 1999.

LEE, C.R.; KANG, S.G. J. **Power Sources,** 2000. p. 87.

LUNDIN, C.D. **Dissimilar Metal Welds-Transition Joints Literature Review.** **Welding Journal,** Vol. 61, pp. 58-63. 1982.

MACHADO, Ivan Guerra. **Soldagem e Técnicas Conexas: Processos**. Porto Alegre: Editado Pelo Autor, 1996. 477 p.

MAGALHÃES, S. G. **Avaliação do Revestimento a base de Liga de Níquel em Aço Estrutural empregando o Metal de Adição ER NiCrMo – 3 através da soldagem MIG/MAG**. 2008. Dissertação (Mestrado em Engenharia e Ciência dos Materiais). Departamento de Engenharia Metalúrgica e de Materiais. Universidade Federal do Ceará, Fortaleza, Ceará.

MARQUES, P. V., MODENESI, P. J., BRACARENSE, A. Q., **SOLDAGEM Fundamentos e Tecnologia**. Belo Horizonte: Editora da UFMG, 363p. 2005.

MASUBUCHI, K., 1983, **Residual stress and distortion**, Metals Handbook, 9th ed., vol 6. Metals Park, OH, American Society for Metals – ASM.

MELO, R. H. F., COSTA, J. D., SANTANA, R. A.C, MACIEL, T. M. **Efeito do Processo de Soldagem na microestrutura, microdureza e composição química de revestimentos de aço inoxidável aplicados por soldagem**. Revista Eletrônica de Materiais e Processos (REMAP). P 192 – 204. 2012.

MODENESI, P.J. **Efeitos mecânicos do ciclo térmico**. Apostila. Universidade Federal de Minas Gerais – UFMG, 2001.

MODENESI, P. J., **Soldabilidade dos aços inoxidáveis**, São Paulo, SENAI-SP, 2001, 100p.

MODENESI, P. J.; MARQUES, Paulo Villani. **Introdução aos Processos de Soldagem**. Belo Horizonte - MG, 2000. 52p. Disponível em: <<http://www.infosolda.com.br/download/61ddn.pdf>>. Acesso em: 12 abril. 2010.

MONTGOMERY, D. C. **Introduction to statistical quality control**. 3. Ed. New York: John Wiley & Sons. 1997.(Disponível na biblioteca da EESC - USP).

MOREIRA, A. F., GALLEGO, J., TOKIMATSU, R. C., YAMAKAMI, W. J. VENTRELLA, V. A. Estudo avalia efeitos do CO₂ na atmosfera protetora de processos de soldagem com arame tubular. **Revista Corte e Conformação de Metais**. Aranda Editora, Ano III, n. 28, p 52-60. 2007.

NATIONAL ASSOCIATION OF CORROSION ENGINEERS. Recommended Practice for Preparation, Installation, Analysis and Interpretation of Corrosion Coupons in Oilfield Operation, NACE RP 0775. Houston, TX, 16p., 2005.

NATIONAL PHYSICAL LABORATORY. **Determination of Residual Stresses by X-ray Diffraction – Issue 2**. Middlesex, United Kingdom, 75p, 2005.

NORRISH, J. Gas Metal Arc Welding. In: **Advanced Welding Process**. IOP Publishing, p. 131 – 173, 1992.

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

PADILHA, A. F., GUEDES, L. C. **Aços Inoxidáveis Austeníticos: Microestrutura e Propriedades**. Curitiba: Hemus Livraria, 170p, 2004.

PARANHOS, R.. **Revestimento de Aço Carbono com Aço Inoxidável Austenítico**. Disponível em: <<http://www.infosolda.com.br/download/12ddc.pdf>>. Acesso em: 06 maio 2011.

PARANHOS, R., SOUZA, A. C. Soldagem a Arco Submerso. Rio de Janeiro, SENAI/RJ – CETEC de Solda, 1999.

PESSOA, A. R. P., **Revestimento de Ligas de Níquel pelo Processo MIG/MAG com Transferência por Curto-Circuito**. 2009. 126p. Dissertação (Mestrado em Engenharia e Ciência dos Materiais). Departamento de Engenharia Metalúrgica e de Materiais. Universidade Federal do Ceará, Fortaleza, Ceará.

PETROBRAS N – 1707. **Projeto de vaso de pressão com revestimento**. Rio de Janeiro – RJ: PETRÓLEO BRASILEIRO S.A. 1999.

PREVÉY, P.S. X-ray Diffraction Residual Stress Techniques. **Metals Handbook**, 10, Metals Park: American Society for Metals, p.380-392, 1986.

QUITES, A. M. **Introdução à Soldagem a Arco Voltaico**. Florianópolis – SC: Soldasoft. 2002.

RIBEIRO, H. O. **Soldagem do aço ASTM A 516 Grau 60 para vaso de pressão sujeito à corrosão sob tensão**. 2001. 91p. Dissertação (Mestrado em Ciência e Engenharia dos Materiais) – Universidade Federal de Santa Catarina, Florianópolis, 2001.

RODRIGUES, L.D. **Medição de tensões residuais em tubos visando a determinação de esforços em dutos enterrados**. 2007. 155p. Dissertação (Mestrado em Engenharia Mecânica)– Pontifícia Universidade Católica do Rio de Janeiro, Rio de Janeiro.

RODRIGUES, L. O. **Análise e Otimização de Parâmetros de Soldagem com Arame Tubular**. 2005. 82p. Dissertação (Mestrado), Universidade Federal de Itajubá, Itajubá, Minas Gerais.

RODRIGUES, M. I. ; IEMMA, A. F. **Planejamento de Experimentos e Otimização de Processos**. Campinas-SP. Editado pela AMIC, 2009.

ROWE, D.; NELSON, T. W.; LIPPOLD, J. C.. Hydrogen-Induced Cracking Along the Fusion Boundary of Dissimilar Welds. **Welding Journal**, Miami, v. 78, n. 2, p.31-37, 1999.

SANTOS, J. F. O., **Processos de Soldadura**. Lisboa: Instituto de Soldadura e Qualidade, 632p, 1998.

SCOTTI, A. & PONOMAREV, V. **Soldagem MIG/MAG: Melhor entendimento, melhor desempenho**. 1. Ed. São Paulo: Artilibre. 2008. 248p.

SCULLY, J. R.; TAYLOR, D. W., Electrochemical Methods of Corrosion Testing. In: Metals Handbook , v. 13: Corrosion, 9 ed., American Society for Metals, 1987.

SILVA, C.C. **AVALIAÇÃO DAS TENSÕES RESIDUAIS DE SOLDAGEM EM TUBULAÇÕES DE PEQUENO DIAMETRO USADAS EM REFINARIA DE PETRÓLEO.** 2007. 173 p. Dissertação (Mestrado em Engenharia e Ciência de Materiais), Universidade Federal do Ceará, Ceará.

SILVA, C. C. **REVESTIMENTOS DE LIGAS DE NÍQUEL DEPOSITADOS PELO PROCESSO TIG COM ALIMENTAÇÃO DE ARAME FRIO – ASPECTOS OPERACIONAIS E METALÚRGICOS.** 2010.326 p. Tese (Doutorado em Engenharia e Ciência de Materiais), Universidade Federal do Ceará, Ceará.

SILVA, M. M. **Caracterização Metalúrgica e Tenacidade de Revestimentos em Aços Inoxidáveis 317L Aplicados por Soldagens MIG Manual e Robotizado para Equipamentos do Setor de Petróleo e Gás.** 2009. 110p. Dissertação (Mestrado em Ciência e Engenharia de Materiais). Unidade Acadêmica de Engenharia de Materiais. Centro de Ciências e Tecnologia. Universidade Federal de Campina Grande, Campina Grande, Paraíba.

SILVA, M. M., CUNHA, M. C. D., MELO, R. H. F., BATISTA, V. R., MACIEL, T. M. Avaliação dos parâmetros de soldagem sobre revestimentos de liga de níquel em duto de aço API 5L Gr B. In: XXXVII Congresso Nacional de Soldagem, 10, 2011, Natal. **Anais do CONSOLDA.** Natal, Rio Grande do Norte, 2011, CD-ROM.

TVERBERG, J. C. **Stainless Steel in the Brewery.** Technical Quartely, v. 38, n. 2, USA, p. 67-62, 2001.

WAINER, E.; BRANDI, S.; MELLO, F. D. H.. **SOLDAGEM: Processos e Metalurgia.** São Paulo: Edgard Blücher Ltda, 1992.

WEBSTER, G.A.; EZEILO, A.N. Residual stress distributions and their influence on fatigue lifetimes. **International Journal of Fatigue**, v.23, p.375-383, 2001.

WITHERS, P.J.; BHADSHIA, H.K.D.H. Residual stress. Part 1 – Measurement techniques. **Materials Science and Technology**. v.17, p.355- 365, 2001.

WOLYNEC, S., Técnicas Eletroquímicas em Corrosão, Editora da Universidade de São Paulo, 2003.

ZEEMANN, Annelise. **Diluição**. Disponível em:
<<http://www.infosolda.com.br/download/50dda.pdf>>. Acesso em: 06 maio 2011.

ZINN, X.; SCHOLTES, B. Residual Stress Formation Processes during Welding and Joining, **Handbook of Residual Stress and Deformation of Steel**, G. Totten, M. Howes, T. Inoue, editors, p.391-396, 2002.