

UNIVERSIDADE FEDERAL DE ITAJUBÁ
INSTITUTO DE ENGENHARIA MECÂNICA
PROGRAMA DE PÓS-GRADUAÇÃO EM ENGENHARIA MECÂNICA

DISSERTAÇÃO DE MESTRADO

**Análise da Influência dos Parâmetros de
Pulsção na Soldagem do Aço Inoxidável AISI
304 Através do Arame Tubular AWS E316LT1-4**

Autor: Alexandre de Oliveira Dias

Orientador: Prof. Dr. Sebastião Carlos da Costa

Itajubá, Junho de 2009

UNIVERSIDADE FEDERAL DE ITAJUBÁ
INSTITUTO DE ENGENHARIA MECÂNICA
PROGRAMA DE PÓS-GRADUAÇÃO EM ENGENHARIA MECÂNICA

DISSERTAÇÃO DE MESTRADO

**Análise da Influência dos Parâmetros de
Pulsção na Soldagem do Aço Inoxidável AISI
304 Através do Arame Tubular AWS E316LT1-4**

Autor: **Alexandre de Oliveira Dias**

Orientador: **Prof. Dr. Sebastião Carlos da Costa**

Curso: **Mestrado em Engenharia Mecânica**

Área de Concentração: **Projeto e Fabricação**

Dissertação submetida ao Programa de Pós-Graduação em Engenharia Mecânica como parte dos requisitos para obtenção do Título de Mestre em Engenharia Mecânica.

Junho de 2009

Itajubá - MG

UNIVERSIDADE FEDERAL DE ITAJUBÁ
INSTITUTO DE ENGENHARIA MECÂNICA
PROGRAMA DE PÓS-GRADUAÇÃO EM ENGENHARIA MECÂNICA

DISSERTAÇÃO DE MESTRADO

**Análise da Influência dos Parâmetros de
Pulsção na Soldagem do Aço Inoxidável AISI
304 Através do Arame Tubular AWS E316LT1-4**

Autor: **Alexandre de Oliveira Dias**

Orientador: **Prof. Dr. Sebastião Carlos da Costa**

Composição da Banca Examinadora:

Prof. Dr. Rosinei Batista Ribeiro – EEL-USP

Prof. Dr. Edmilson Otoni Corrêa - IEM/UNIFEI

Prof. Dr. Sebastião Carlos da Costa, Presidente – IEPG/UNIFEI

Dedicatória

À minha mãe Maria Aparecida,

Ao meu pai Manoel Dias e ao meu avô Antônio (in memoriam)

À minha irmã Cristina e sobrinhos Diego e Danilo.

À minha Lucileny Cristina.

Agradecimentos

Primeiramente ao Dai-Gohonzon, pela força, perseverança e por ter me permitido sobreviver até este momento, após vários momentos críticos que tive em minha vida.

Ao meu mestre Daisaku Ikeda.

Aos Professores da Universidade Federal de Itajubá, pelo apoio e valiosas sugestões, que contribuíram para a elaboração deste trabalho.

Ao Instituto de Engenharia Mecânica da UNIFEI, representado pelos seus dedicados Professores e Funcionários, pela oportunidade que me concedeu na realização deste trabalho, e aos amigos desse Instituto, pelo convívio profissional.

À minha mãe Cida e avô Antônio (in memorian), que sempre me incentivaram na formação e no desenvolvimento profissional e acadêmico.

Ao meu pai pelo exemplo de competência e honestidade em sua carreira militar.

Ao meu grande e único amor Lucileny por ser minha fortaleza, ter me acompanhado em toda minha vida acadêmica, por tornar as dificuldades mais suaves, para atravessar esse árduo caminho e por ter me ajudado nos ensaios por Líquido Penetrante.

Ao professor Dr. *Sebastião Carlos da Costa*, pela valiosa competência, conhecimento, dedicação, paciência e amizade.

Aos professores Wlamir, Vilmar, Ricardo Risso, Marcio Tadeu, Edmilson, Juliano pelo apoio no mestrado.

Aos funcionários da oficina mecânica, pelo apoio e participação durante a fase de realização dos ensaios, principalmente à amizade do técnico e instrutor de soldagem Luis Fernando.

Ao Msc. Jorge Rosa e ao técnico em química Leandro do DEMAR da EEL-USP.

Aos funcionários Chico, Aureliano e Carlos Alberto, da oficina mecânica do LCP – INPE, pela importante ajuda na confecção de parte dos corpos de prova para o ensaio de tração.

Aos amigos Jeovani, sua irmã Lucilene e família.

Aos amigos Marcos, Marcão, Luciana, Michelle Maia, Alexandre Féo, Patrícia, Bruno, Eduardo, Aguinaldo, Máxime, André, Andréa, Guilherme, Valdir e Vanderlei, pelo permanente incentivo, colaboração, amizade, momentos de lazer e inesquecível convívio profissional.

Aos amigos da república (Marcos, Daniel, Ulisses e Noroaldo), pelo permanente incentivo, colaboração, amizade, momentos de lazer e inesquecível convívio profissional.

À Fundação de Amparo à Pesquisa de Minas Gerais (FAPEMIG), através do Programa de bolsas, pelo apoio financeiro.

Ao Dr. Damien J. Kotecki da Lincoln Electric Co. dos Estados Unidos, pela orientações na escolha do tema na fase inicial do trabalho.

Ao mestre e grande amigo Jéferson e aos companheiros do Aikido pelos ensinamentos em ter e manter a energia pelo caminho da harmonia.

À ESAB pelo fornecimento do arame AWS E316LT1-4.

À ACESITA pelo fornecimento das chapas de aço inoxidável AISI 304.

“A vida é uma contínua batalha contra as adversidades. Viver é como subir um rio, remando contra sua veloz correnteza. Portanto, devemos lutar sempre. Sobrepujar quaisquer obstáculos que venham a surgir em nosso caminho significa viver uma existência vitoriosa”.

Daisaku Ikeda.

Resumo

DIAS, A. O. (2009), Análise da Influência dos Parâmetros de Pulsação na Soldagem do Aço Inoxidável AISI 304 Através do Arame Tubular AWS E316LT1-4, Itajubá, 116p. Dissertação (Mestrado em Projeto e Fabricação) - Instituto de Engenharia Mecânica, Universidade Federal de Itajubá.

Este trabalho tem por finalidade analisar os parâmetros de soldagem no modo de transferência pulsado, em soldagens de chapas finas de aço inoxidável austenítico AISI 304, por meio da utilização de arame tubular AWS E316LT1-4, sob proteção gasosa e na posição plana. Os testes foram realizados em juntas de topo, com chapas de aço de 3 mm de espessura. As variáveis do processo analisadas foram a corrente de pico, o tempo de pico, a corrente de base e a frequência de pulsação. Foram analisadas as características de estabilidade do arco elétrico, geométricas, econômicas e a qualidade visual do cordão de solda, como respostas para se verificar a influência dos parâmetros e sua posterior otimização. Para tal finalidade utilizaram-se técnicas estatísticas como ferramentas de análise, sendo empregado numa primeira fase o planejamento fatorial fracionário. Partindo-se da condição otimizada, fez-se uma análise da influência da energia de soldagem (H) sobre as características microestruturais e perfis de microdureza na zona fundida e zona termicamente afetada, bem como seus efeitos sobre a resistência à tração dos cordões de solda. Os resultados obtidos permitiram determinar a influência dos parâmetros do processo sobre as características da solda, porém a deformação das peças, muito embora muito intensa, não apresentou significância estatística, impedindo a análise da interação desta com a penetração do cordão. O número de ferrita δ gerado pelas soldas foi de aproximadamente 7%, o que

conduziu a um modo de solidificação FA (Ferrítico-Austenítico), sem presença de trincas de solidificação, comprovados pelas análises metalográficas. Anomalias verificadas em algumas condições de soldagem foram geradas em função na irregularidade da alimentação do arame, que pode ter sua causa associado à contaminação das mesmas pelo ar atmosférico, o que além de alterar o número de ferrita pela presença de nitrogênio, provocou também a formação de pequenos poros. Análises metalográficas mostraram presença de ferrita nos contornos de grãos e ausência de carbonetos de cromo. Análises de perfis de dureza não mostraram grandes variações dos mesmos quando submetidos a diferentes aportes térmicos. Entretanto análises de resistência à tração sugere que os melhores resultados da solda ocorreram com níveis de energia em torno de 590 kJ/mm, condição esta coincidente com a condição geométrica otimizada através das análises estatísticas.

Palavras – Chave

Soldagem de aços inoxidáveis, FCAW, Corrente Pulsada, Metalografia, Planejamento de experimentos, microdureza.

Abstract

DIAS, A. O. (2009), The influence analysis of pulsed parameters on the stainless steel welding of AISI 304 using a flux cored AWS E316LT1-4, Itajubá, 116p. Msc. Dissertation - Instituto de Engenharia Mecânica, Universidade Federal de Itajubá.

This study aims to analyze the parameters influence in pulsed welding mode of thin plates of austenitic stainless steel AISI 304 by using a flux cored wire class AWS E316LT1-4, under protective gas and flat position. The tests were performed using a bead on plate technique, with steel plates of 3 mm thick. The variables analyzed were the peak current, peak time, the background current and the pulse frequency. The arc stability, the bead geometric aspects, the economic characteristics and the visual quality of the weldings were analyzed as responses to the influence of parameters and their subsequent optimization. For this purpose, statistical techniques based on the fractional factorial design were used. Based on the optimized condition, the influence of the heat input (H) on the microstructural features and hardness profiles of the molten zone and heat affected zone were evaluated. Also the mechanical resistance of selected specimens was determined.

The results allowed to determine the influence of process parameters on the characteristics of the welding. The plates deformation, although very intense, showed no statistical significance, preventing the analysis of this interaction with the penetration of the welding. The ferrite δ number was approximately 7%, leading to a FA (ferritic-austenitic) solidifying mode, without the presence of solidification cracking. Anomalies in some welding conditions were generated by the instability wire feeding rate, which may be the cause of

some air bead contamination, resulting in a presence of small pores associated with the reduction of ferrite number by the presence of nitrogen. Metallographic examinations showed the presence of ferrite in the grain boundaries and absence of the chromium carbides. Analysis of the hardness profiles showed no significant influence of heat input in the fusion zone and heat affected zone. However, tensile tests suggests that the best results of the welded specimens occurred with levels of heat input around 590 kJ /mm, same optimized welding conditions verified by statistical analysis.

Keywords

Stainless Steel Welding, Flux Cored Arc Welding, Pulsed Current, Metallographic, Design of Experiments, Micro Hardness.

Sumário

SUMÁRIO	i
LISTA DE FIGURAS	iv
LISTA DE TABELAS	viii
SIMBOLOGIA	ix
LETRAS LATINAS	ix
LETRAS GREGAS	ix
ABREVIATURAS	x
SIGLAS	xi
CAPÍTULO 1	1
1.1 Introdução	1
1.2 Objetivos	3
1.3 Limitações do Trabalho	4
1.4 Motivação e Possíveis Contribuições	5
1.5 Estrutura do Trabalho	6
CAPÍTULO 2	8
REVISÃO BIBLIOGRÁFICA	8
2.1 Introdução e Características dos Aços Inoxidáveis	8
2.2 Propriedades Gerais dos Aços Inoxidáveis Austeníticos	10
2.2.1 Os Aços Inoxidáveis AISI 304 e 316	12
2.3 Soldabilidade dos Aços Inoxidáveis	15
2.3.1 Sensitização	16
2.3.2 Trincas de Solidificação	18
2.4 Soldagem dos Aços Inoxidáveis Austeníticos	19

2.5 Metalurgia da Soldagem dos Aços Inoxidáveis Austeníticos _____	21
2.5.1 Estrutura da Zona Fundida _____	25
2.5.2 Número de Ferrita _____	29
2.5.3 Diagrama de Schaeffer _____	30
2.6 O Processo de Soldagem com Arames Tubulares _____	32
2.6.1 Características Principais _____	32
2.6.2 Proteção Gasosa _____	33
2.6.3 Modos de Transferência Metálica _____	36
2.6.4 Parâmetros de Soldagem _____	40
2.6.5 Arames Tubulares para Aços Inoxidáveis _____	41
2.6.5.1 Arames Tubulares de Aço Inoxidável para Soldagem na Posição Plana ____	43
2.6.5.2 Arames Tubulares Recomendados para a Soldagem do Aço Inoxidável AISI 304 _____	44
2.6.5.3 Arames Tubright AWS E316LT1 _____	44
2.7 Considerações Finais _____	46
CAPÍTULO 3 _____	47
METODOLOGIA EXPERIMENTAL _____	47
3.1 Banco de Ensaio e Procedimento Experimental _____	48
3.2 Testes de Simples Deposição _____	50
3.2.1 Preparação dos Corpos-de-Prova _____	52
3.3 Soldagem de Simples Deposição variando-se a Energia de Soldagem _____	54
3.4 Soldagem de União com Variação de Energia _____	56
3.4.1 Ensaio por Líquido Penetrante _____	57
3.4.2 Ensaio de Tração _____	58
3.4.3 Ensaio de Microdureza Vickers _____	59
CAPÍTULO 4 _____	60
RESULTADOS E DISCUSSÕES _____	60
4.1 Resultados e Análises dos Efeitos dos Parâmetros de Pulso em Soldagens de Simples Deposição _____	61
4.1.1 Análise de Variância _____	62

	iii
4.1.2 Regularidade de Alimentação do Arame _____	64
4.1.3 Análise de Penetração _____	65
4.1.4 Análise da Convexidade do Cordão _____	66
4.1.5 Análise da Diluição _____	67
4.1.6 Otimização das Condições de Soldagem _____	68
4.1.7 Comentários Finais _____	69
4.2 Análises dos Efeitos da Energia na Soldagem nas Propriedades Metalúrgicas _____	70
4.3 Análises dos Efeitos da Energia na Soldagem nas Propriedades Mecânicas _____	78
4.3.1 Análise de Microdureza Vickers na Soldagem de Deposição da 1ª Etapa _____	78
4.3.2 Análise de Penetração em Juntas de Topo _____	82
4.3.3 Análise de Microdureza Vickers na Soldagem de Deposição Variando-se a Velocidade de Soldagem _____	84
4.4 Soldagem de União em Juntas de Topo com Chanfro em V _____	85
4.4.1 Ensaio por Líquido Penetrante _____	85
4.4.2 Ensaio de Microdureza Vickers _____	87
4.4.3 Ensaio de Tração _____	87
4.5 Considerações Finais _____	93
CAPÍTULO 5 _____	95
CONCLUSÕES E RECOMENDAÇÕES _____	95
5.1 Conclusões _____	95
5.2 Sugestões para Trabalhos Futuros _____	97
REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS _____	98
ANEXOS _____	110
INTRODUÇÃO _____	110
A.1 Testes Exploratórios _____	110
A.2 Soldagem de União com Variação de Energia _____	115

Lista de Figuras

Figura 1.1 – Consumo dos principais processos de soldagem no Brasil em 2007	5
Figura 2.1 – Efeito do teor crescente de cromo na resistência à corrosão atmosférica de ligas Fe-Cr	9
Figura 2.2 – Principais tipos de aços inoxidáveis	10
Figura 2.3 – Alterações na composição química a partir do aço inoxidável austenítico 304, visando suas propriedades	13
Figura 2.4 – Expansão térmica $\times 10^{-6}$, por $^{\circ}\text{C}$ (30-100 $^{\circ}\text{C}$)	13
Figura 2.5 – Micrografia óptica com campo polarizado do aço inoxidável AISI 304 no estado como recebido	15
Figura 2.6 – Representação esquemática da sensitização na ZTA em um aço inox	16
Figura 2.7 – Sensitização na ZTA do aço inoxidável austenítico AISI 304	17
Figura 2.8 – Seção vertical do diagrama ternário Fe-Cr-Ni com 18% de cromo, para teor de carbono inferior a 0,03%	22
Figura 2.9 – Cinética de precipitação do carbono M_{23}C_6 em um aço AISI 304, contendo 0,05% de carbono, previamente temperado de 1250 $^{\circ}\text{C}$	23
Figura 2.10 – Relação entre a precipitação de M_{23}C_6 e a sensibilização à corrosão intergranular (do mesmo material)	23
Figura 2.11 – Diagrama pseudo-binário Fe-Cr-Ni para um teor de ferro de 70%	25
Figura 2.12 – Morfologias de ferrita δ na zona fundida dos aços inoxidáveis austeníticos	27
Figura 2.13 – Microscopia óptica da microestrutura da ZTA do AISI304 soldado com o arame AWS E 316LT1 (soldagem de deposição com $H = 395 \text{ J/mm}$ - Parte 1 deste trabalho)	28
Figura 2.14 – Soldagem com arame tubular através de proteção gasosa	32
Figura 2.15 – Modos de transferências metálicas	36
Figura 2.16 – Modos de transferências metálicas de acordo com a classificação do IIW	37

Figura 2.17 – Formas típicas de transferências metálicas na soldagem com arames tubulares. Arames: (a) “metal cored”, (b) rutilico, (c) básico e (d) auto-protegido	37
Figura 2.18 – Representação do processo de transferência no modo pulsado	39
Figura 2.19 – Algumas formas de seção transversal dos arames tubulares	42
Figura 2.20 – Escória do arame tubular AWS E316LT1-4	45
Figura 3.1 – Banco de ensaios do Laboratório de Soldagem da UNIFEI	49
Figura 3.2 – Representação da área da seção transversal do cordão de solda	53
Figura 3.3 – Ensaio de microdureza Vickers: (a) $H = 395 \text{ J/mm}$; (b) $H = 545,3 \text{ J/mm}$	54
Figura 3.4 – Testes para análise da penetração com $H = 450,4 \text{ J/mm}$ e $H = 650,7 \text{ J/mm}$	55
Figura 3.5 – Dimensões da junta dos corpos-de-prova	56
Figura 3.6 – Dispositivo para proteção gasosa da raiz ou purga ("backing gases")	57
Figura 3.7 – Ensaio de líquido penetrante, segundo código ASME Seção VIII, Div.1, AP.8	58
Figura 3.8 – Corpo-de-prova para ensaio de tração conforme norma ASTM E8/E 8M-08	59
Figura 3.9 – Regiões definidas para os ensaios metalográfico e de tração.	59
Figura 4.1 – Cordões das soldas obtidos nos testes finais	61
Figura 4.2 – Regularidade na alimentação do arame. (a) Efeitos principais; (b) Superfície de contorno da interação $I_p \cdot I_b$	64
Figura 4.3 – Influência dos parâmetros de soldagem I_p , I_b , t_p e f na penetração	65
Figura 4.4 – Influência do t_p e I_b no índice de convexidade	66
Figura 4.5 – Influência da frequência de soldagem no índice de convexidade	67
Figura 4.6 – Influência da I_p , I_b , t_p e f na diluição	67
Figura 4.7 – Condições para a otimização	68
Figura 4.8 – Perfil do cordão de solda na condição ótima ($H = 590 \text{ J/mm}$). Ampliação 10x	69
Figura 4.9 – Diagrama de Schaeffler com aplicação para a soldagem do AISI 304 através do arame tubular AWS E 316LT1-4	71
Figura 4.10 – Microestrutura da ferrita δ na ZTA do aço AISI 304 soldado com o arame tubular AWS E316LT-4 com $H = 805 \text{ J/mm}$. Aumento de 5000x	71
Figura 4.11 – Trinca de solidificação longitudinal do aço inoxidável AISI 304 soldado com o arame tubular AWS E316LT-4 com $H = 805 \text{ J/mm}$	72
Figura 4.12 – Microscopia óptica da ZF (penetração excessiva) no corpo-de-prova soldado com $H = 805 \text{ J/mm}$	73
Figura 4.13 – MEV no cdp soldado com $H = 805 \text{ J/mm}$. Aumento de 1000x	74

Figura 4.14 – MEV do cdp soldado com $H = 805 \text{ J/mm}$. (a) Inclusão de escória. Aumento de 500x; (b) Poro superficial. Aumento de 100x	75
Figura 4.15 – EDS no poro superficial do cdp soldado com $H = 805 \text{ J/mm}$	75
Figura 4.16 – MEV na parte central da inclusão de escória (Região C) do cdp soldado com $H = 805 \text{ J/mm}$. Aumento 400x	76
Figura 4.17 – EDS do ponto C da Figura 4.16 do cdp soldado com $H = 805 \text{ J/mm}$	76
Figura 4.18 – MEV na IE do cdp soldado com $H = 805 \text{ J/mm}$. Aumento de 3000x	77
Figura 4.19 – EDS do ponto A da Figura 4.18 do cdp soldado com $H = 805 \text{ J/mm}$	77
Figura 4.20 – EDS do ponto C da Figura 4.18 do cdp soldado com $H = 805 \text{ J/mm}$	78
Figura 4.21 – Perfil de microdureza Vickers no cdp soldado com $H = 395 \text{ J/mm}$	79
Figura 4.22 – Perfil de microdureza Vickers no cdp soldado com $H = 545,3 \text{ J/mm}$. Eixo x	79
Figura 4.23 – Perfil de microdureza Vickers no cdp soldado com $H = 545,3 \text{ J/mm}$. Eixo y	80
Figura 4.24 – Perfil de microdureza Vickers no cdp soldado com $H = 805 \text{ J/mm}$	81
Figura 4.25 – Perfil de microdureza Vickers no cdp soldado com $H = 805 \text{ J/mm}$. Eixo y	81
Figura 4.26 – EDS no ponto (-7) do cdp soldado com $H = 805 \text{ J/mm}$	81
Figura 4.27 – EDS no ponto (-6) do cdp soldado com $H = 805 \text{ J/mm}$	82
Figura 4.28 – MEV no ponto (-7) do ensaio de microdureza no cdp soldado com $H = 805 \text{ J/mm}$. Aumento de 2000x	82
Figura 4.29 – Teste de união com $H = 650 \text{ J/mm}$. (a) Sem chanfro. (b) Com chanfro em V	83
Figura 4.30 – Corpo-de-prova com um chanfro em V de 60° , abertura de raiz de 1,2mm e nariz de 1,5mm	83
Figura 4.31 – Perfil de microdureza Vickers no cdp soldado com $H = 450,4 \text{ J/mm}$	84
Figura 4.32 – Perfil de microdureza Vickers no cdp soldado com $H = 650,7 \text{ J/mm}$ na soldagem de simples deposição	85
Figura 4.33 – Indicações das descontinuidades superficiais através do ensaio de LP	86
Figura 4.34 – Indicações arredondadas no cdp soldado com $H = 590 \text{ J/mm}$	86
Figura 4.35 – Perfis de microdureza Vickers nos corpos-de-prova soldados com $H = 450,4$ e $650,7 \text{ J/mm}$ em junta de topo com chanfro em V	87
Figura 4.36 – Curvas do ensaio de tração no corpo-de-prova soldado com $H = 450,4 \text{ J/mm}$	88
Figura 4.37 – Descontinuidades no cdp soldado com $H = 450,4 \text{ J/mm}$	89
Figura 4.38 – Curvas do ensaio de tração no cdp soldado com $H = 549,7 \text{ J/mm}$	89
Figura 4.39 – Curvas do ensaio de tração no cdp soldado com $H = 590 \text{ J/mm}$	90
Figura 4.40 – Curva do ensaio de tração no cdp soldado com $H = 650,7 \text{ J/mm}$	90
Figura 4.41 – Fraturas nos cdp's 2, 3, 4 e 5, soldados com $H = 450,4 \text{ J/mm}$	91

Figura 4.42 – MEV mostrando a seção transversal no cdp soldado com H = 650,7 J/mm. Aumento de 44x _____	92
Figura 4.43 – MEV (modo retro-espalhado) mostrando a porosidade na soldagem de união com H = 650,7 J/mm. _____	92
Figura 4.44 – EDS no maior poro (Po) da Figura 4.43 do cdp soldado com H=650,7 J/mm_	93
Figura A.1 – Testes exploratórios em aço 1020 de ½ polegada _____	111
Figura A.2 – Testes exploratórios em aço 1020 de ½ polegada. _____	113
Figura A.3 – Testes exploratórios em aço 1020 de ½ polegada. _____	114
Figura A.4 – Falta de penetração e fusão da junta soldada com H = 549,7 J/mm _____	116
Figura A.5 – Falta de penetração e fusão da junta soldada com H = 590 J/mm. _____	116
Figura A.6 – Falta de penetração e fusão da junta soldada com H = 650,7 J/mm. _____	116

Lista de Tabelas

Tabela 2.1 – Composição química dos aços inoxidáveis AISI 304 e 316L_____	14
Tabela 2.2 – Propriedades mecânicas para laminados a frio dos aços inoxidáveis AISI 304 e 316L_____	14
Tabela 2.3 – Propriedades físicas para os aços inoxidáveis AISI 304 e 316L_____	14
Tabela 2.4 – Composição química e propriedades mecânicas de acordo com o tipo de gás de proteção_____	45
Tabela 2.5 – Tensões e correntes recomendadas de acordo com o rendimento e deposição__	46
Tabela 3.1 – Composição química do metal-base e arame_____	49
Tabela 3.2 – Propriedades mecânicas do metal-base e consumível_____	49
Tabela 3.3 – Parâmetros fixos e variáveis nos testes de simples deposição_____	51
Tabela 3.4 – Delineamento experimental_____	52
Tabela 3.5 – Condições de soldagem com variação da H através da vs_____	55
Tabela 4.1 – Seqüência e resultados dos experimentos_____	62
Tabela 4.2 – Resultados da análise de variância_____	63
Tabela 4.3 – Respostas obtidas utilizando o “Response Optimizer”_____	69
Tabela 4.4 – Resultados dos ensaios de tração_____	93
Tabela A.1 – Parâmetros usados e resultados dos testes exploratórios com C25_____	111
Tabela A.2 – Parâmetros usados e resultados dos testes exploratórios com CO ₂ _____	113
Tabela A.3 – Condições finais para o modo de soldagem pulsada_____	114
Tabela A.4 – Resultados do ensaio de tração para H = 450,4 J/mm_____	115
Tabela A.5 – Resultados do ensaio de tração para H = 550 J/mm_____	115
Tabela A.6 – Resultados do ensaio de tração para H = 590 J/mm_____	115
Tabela A.7 – Resultados do ensaio de tração para H = 650,7 J/mm_____	115

Simbologia

Letras Latinas

E	módulo de elasticidade	kN/mm^2
H_2S	gás sulfídrico	
C	carbono	
Cr	cromo	
IE	inclusão de escória	
Ni	níquel	
vs	velocidade de soldagem	cm/min
gF	grama força	
HCl	ácido clorídrico	
HNO_3	ácido nítrico	
gF	grama força	

Letras Gregas

α	coeficiente de expansão térmica	$\times 10^{-6} \text{ } ^\circ\text{C}$
λ	condutividade térmica	$\text{W/m } ^\circ\text{C}$
γ	austenita	
δ	delta (ferrita)	
ρ	massa específica	g/cm^3

Abreviaturas

CFC	cúbica de face centrada	
A	alongamento	%
AF	austenita-ferrita	
cdp	corpo de prova	
CP`s	corpos de prova	
DBCP	distância bico de contato peça	mm
FA	ferrita primária com formação de austenita	
FCAW	Flux cored arc welding	
FN	ferrite number	
GMAW	gás metal arc welding	
LE	limite de escoamento	MPa
LR	limite de resistência	MPa
ma	massa antes da soldagem	g
MB	metal base	
Ip	corrente de pico	A
tp	tempo de pico	ms
Ib	corrente de base	A
Tb	tempo de base	ms
TIG	tungsten inert gas	
F	frequência	Hz
MEV	microscópio eletrônico de varredura	

Siglas

AISI	American Institute of Steel and Iron
ASME	American Mechanical Engineering
AWS	American Welding Society
BR	Petrobrás
DEMAR	Departamento de Engenharia de Materiais
EDS	Espectrometria de Energias Dispersivas de Raios X
EEL	Escola de Engenharia de Lorena
IEM	Instituto de Engenharia Mecânica
INPE	Instituto Nacional de Pesquisas Espaciais
LCP	Laboratório de Combustão e Propulsão
UNIFEI	Universidade Federal de Itajubá
USP	Universidade de São Paulo

Capítulo 1

1.1 INTRODUÇÃO

Uma das grandes demandas da indústria petrolífera e do setor sucroalcooleiro é a fabricação/manutenção de equipamentos por soldagem nas quais se desejam um menor tempo de operação, uma menor energia imposta e uma menor distorção das peças soldadas. Nestas aplicações, é importante que se tenha um processo com características de alta taxa de deposição com adequada penetração (Pessoa et al., 2007). A alta taxa de deposição possibilita o reparo de equipamentos com um menor tempo e deste modo, diminui também os custos relacionados à parada do equipamento. Por sua vez, a menor penetração é ideal para união de peças de pequena espessura e também para soldagem em que se exige menor distorção.

Atualmente, algumas técnicas estão sendo adotadas para proporcionar alta taxa de deposição com menor distorção e penetração, dentre as quais se podem destacar os processos de soldagem arame tubular e MIG/MAG com duplo arame e a utilização de corrente pulsada e alternada no MIG/MAG. A utilização da corrente pulsada e alternada no processo MIG/MAG agrega as características de menor distorção, menor penetração e uma maior taxa de fusão (Pessoa et al., 2007).

As indústrias se preocupam, de forma insistente, com a obtenção de procedimentos de soldagem que conjuguem a versatilidade, a produtividade e a qualidade, associado aos baixos custos baixos operacionais, de forma a lhes garantir uma maior competitividade em um setor de concorrência acirrada. Entre as opções de execução de soldagens, o processo com arame tubular vem crescendo em utilização em função de algumas peculiaridades. Este processo possibilita a formação de cordão com alta qualidade e bom aspecto visual, podendo ser utilizado em todas as posições de soldagem através de ajustes adequados de seus parâmetros

de operação. O mesmo apresenta ainda uma alta produtividade, devido a sua elevada taxa de deposição e com um baixo índice de respingos, proporcionando alto rendimento (Lima & Ferraresi, 2006).

Os problemas de soldabilidade dos materiais são muitos e de difícil solução. Isto se aplica particularmente à soldagem de aços inoxidáveis e de ligas resistentes a altas temperaturas, por exemplo, ligas com alto teor de níquel. As soldas desses materiais não devem ter somente propriedades físicas e mecânicas adequadas, mas precisam também ser compatíveis com os metais-base no que diz respeito às propriedades de resistência à corrosão e a altas temperaturas (Backman, 1977).

Os processos mais usuais utilizados na soldagem dos aços inoxidáveis são eletrodos revestidos, TIG, plasma, MIG e resistência elétrica. O processo de soldagem por arame tubular assemelha-se muito ao processo MIG, porém existem poucos trabalhos a respeito da soldagem de aços inoxidáveis utilizando-se este consumível o qual fornece vantagens significativas, tanto na qualidade do cordão de solda, como na diminuição dos custos de soldagem. Por esse motivo escolheu-se esse metal base (AISI 304) e este tipo de classificação de consumível (AWS E316LT1-4), pela extensa aplicação do mesmo, poucos estudos a respeito e por ser possível a utilização do mesmo na soldagem em todas as posições.

Vários aspectos associados ao estudo do arame tubular têm sido publicados na literatura (Oliveira, 2002; Oliveira, 2005; Starling & Modenesi, 2006) e muitos destes estudos se referem ao comportamento e ajuste do processo frente aos diferentes modos de transferências metálicas e sua posterior adaptação às condições de soldagens de chapas finas e em todas as posições. Neste sentido, o modo de transferência pulsado de soldagem se mostra como uma das mais adequadas em termos de aplicações.

No modo de transferência pulsada, a corrente oscila entre dois níveis, um baixo (corrente de base), e um alto (corrente de pico), de modo que a corrente média resultante seja inferior a corrente de transição (corrente onde há mudança de transferência globular/spray). A dificuldade operacional desse tipo de transferência está no ajuste dos parâmetros de pulsação que conduza a uma soldagem com um nível de qualidade superior, sendo muitas vezes isto feito normalmente por tentativa e erro. Por isto, apesar de muitas vantagens, este modo de transferência aplicado ao processo arame tubular é pouco conhecido no Brasil, sendo que seus limites operacionais ainda não estão muito bem definidos. Alguns estudos têm sido publicados na literatura a respeito do ajuste dos parâmetros com relação a uma maior estabilidade do processo (Oliveira, 2005; Silva, 2007).

No modo pulsado, Saito (2001) e Oliveira (2005) entre outros apresentam estudos da soldagem com arame tubular com proteção gasosa, procurando condições adequadas para soldagem na posição plana, estudando a influência dos parâmetros de pulso sobre as características da solda e com a otimização dos resultados minimizam a variabilidade dos mesmos.

Em função dos trabalhos anteriores terem como metal base e de adição o aço carbono, esta dissertação visa ampliar as possibilidades de utilização do AWS E316LT1-4 na análise da aplicabilidade da soldagem de chapas finas de aço inoxidável AISI 304 na posição plana, através da utilização do modo pulsado de soldagem. Em princípio este modo de transferência permite a soldagem em todas as posições de soldagem e com a vantagem adicional de apresentar um aporte térmico muito reduzido quando comparado ao modo de transferência por spray, tornando-se vantajoso na minimização das deformações e ocorrência de sensitização (corrosão intergranular) e na formação de uma microestrutura mais refinada. Isso proporciona também uma redução na quantidade de fumos e respingos durante a soldagem e o refino da estrutura bruta de solidificação do cordão de solda, possibilitando a diminuição da ocorrência de trincas de solidificação. Além disso, a investigação dos limites adequados de pulsação e a análise da influência destes parâmetros, na soldagem de aços inoxidáveis, através de arame tubular no que concerne à micro-dureza, resistência à tração e propriedades físicas e metalúrgicas da zona fundida (ZF) e zona termicamente afetada (ZTA) despertam grandes interesses.

Para atingir os objetivos deste trabalho foram utilizadas metodologias de análises baseadas em ferramentas estatísticas através do uso do Projeto e Análise de Experimentos (DOE – Design of Experiments). Esta técnica, quando aplicada à soldagem, permite um modo eficiente de análise de influência de parâmetros e otimização de resultados, dentro de uma superfície de contorno pré-estabelecida, utilizando um número reduzido de experimentos.

1.2 OBJETIVOS

Em face dos tópicos anteriormente mencionados, tendo-se em vista as condições de trabalho disponíveis, propõe-se como objetivo principal da presente dissertação, partindo-se de pesquisas anteriores - desenvolvidas por Oliveira (2005) e Viana (2003) - fazer uma análise da influência dos parâmetros de pulsação nas características geométricas e produtivas

do cordão. Propõe-se também analisar os efeitos do aporte térmico na microestrutura e na resistência mecânica das juntas soldadas do aço inoxidável AISI 304 através do processo com arame tubular AWS E316LT1-4 com proteção gasosa e na posição plana. Para tanto serão analisados a corrente de pico (I_p), a corrente de base (I_b), o tempo de pico (t_p) e a frequência de pulsação (f), mantido um nível de tensão constante em 25 V para todos os testes. O fabricante recomenda uma tensão de 26 V, no entanto não define a espessura da aplicação da mesma.

Para alcançar o objetivo principal, propõem-se como objetivos secundários os itens descritos a seguir:

- Analisar a influência dos parâmetros de soldagem sobre as características geométricas e estabilidade do arco para o modo de transferência pulsado na posição plana, em soldagens de simples deposição;
- Otimização dos parâmetros de pulsação utilizando técnicas estatísticas de Projeto e Análise de Experimentos (DOE);
- Determinar o nível de aporte térmico mais adequado para a realização das soldagens propostas, através da variação da velocidade de soldagem;
- Realizar soldagem de união com variação da energia de soldagem;
- Partindo-se da condição otimizada das soldagem de simples deposição e de união, analisar as características mecânicas e metalúrgicas dos cordões, sob diferentes níveis de aporte térmico.
- Analisar os aspectos metalográficos dentro de diferentes zonas térmicas (microestrutura e técnica de soldagem).

1.3 LIMITAÇÕES DO TRABALHO

O presente trabalho apresenta algumas limitações. O mesmo foi desenvolvido utilizando chapas finas (3mm) de aço inoxidável AISI 304. Portanto os resultados e suas análises se limitam em aplicações voltados para chapas até esta espessura. Para o caso de chapas de média e grande espessura, nas quais as condições de dissipação de calor se modificam totalmente, diferentes análises devem ser realizadas.

1.4 MOTIVAÇÃO E POSSÍVEIS CONTRIBUIÇÕES

A principal motivação para o presente trabalho foi a ampliação do conhecimento do processo de soldagem com arame tubular no modo de transferência pulsado. Percebe-se que muitos trabalhos publicados a respeito do assunto se concentram basicamente no aço carbono. Entretanto ao se adaptar o processo com arame tubular para soldagens dos aços inoxidáveis, algumas dificuldades surgem em função do comportamento metalúrgico destes tipos de metais. Assim uma contribuição esperada deste trabalho é analisar a influência desse modo de transferência na qualidade, geometria do cordão de solda e controle das discontinuidades, proporcionando um maior domínio do processo de soldagem com arame tubular (FCAW) no modo pulsado, aplicado na soldagem dos aços inoxidáveis austeníticos. Com isso, pretende-se encontrar formas que garantam um intervalo de ocorrência de resultados adequados (próximos do ótimo) para os aspectos geométricos deste processo de soldagem e neste modo de transferência.

Este trabalho visa também, aumentar as possibilidades da utilização do processo com arame tubular, como um processo alternativo ao processo MIG/MAG para a soldagem dos aços inoxidáveis austeníticos. Nota-se que o processo de soldagem com arame tubular encontra-se em fase de expansão nas aplicações para a indústria nacional sendo observada pouca divulgação de trabalhos técnico/científicos do mesmo no Brasil, principalmente relacionados aos aços inoxidáveis. Assim ao estudar o processo FCAW, este trabalho procura ampliar seu conhecimento tecnológico visando uma maior utilização do mesmo pelo setor produtivo nacional como, por exemplo, o petroquímico; já que os maiores consumos dos principais processos no Brasil estão nos processos MIG/MAG e Eletrodo Revestido (Figura 1.1).

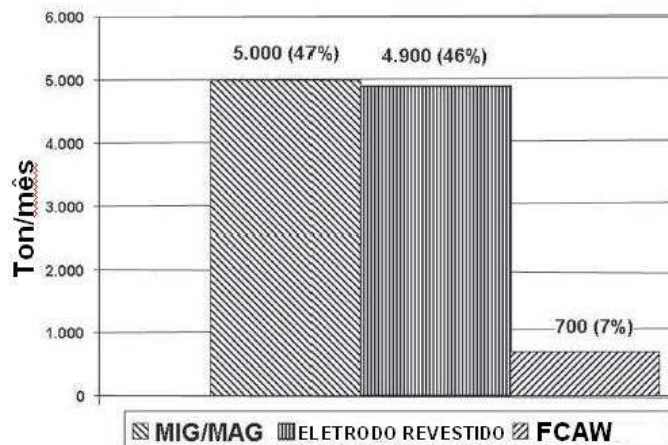


Figura 1.1– Consumo dos principais processos de soldagem no Brasil em 2007.

(Scotti & Ponomarev, 2008)

A escolha do AISI 304 e do arame tubular AWS E316LT1-4, se baseou no fato de que estes tipos de aços são muito utilizados nas indústrias de bens de capital (indústria química, petroquímica, de papel e celulose, farmacêuticas, alimentícias, de implementos agrícolas, usinas de açúcar e álcool, entre outras) em virtude da durabilidade e melhor resistência à corrosão em ambientes agressivos.

1.5 ESTRUTURA DO TRABALHO

O presente trabalho está estruturado em cinco capítulos, que abordam os seguintes assuntos:

Capítulo 1 - Introdução.

O presente capítulo aborda a relevância do tema escolhido, bem como os objetivos pretendidos, as contribuições, as limitações pela escolha do tema.

Capítulo 2 – Revisão Bibliográfica.

Discorre-se neste capítulo sobre a revisão bibliográfica, que trata dos conceitos principais relativos ao trabalho. Faz-se inicialmente uma abordagem a respeito da soldabilidade e metalurgia dos aços inoxidáveis e, posteriormente, aborda-se a utilização do processo com arame tubular (FCAW) e a influência de seus modos de transferências metálicas aplicados aos aços inoxidáveis austeníticos.

Capítulo 3 – Procedimento Experimental.

Neste capítulo é descrita a montagem experimental do trabalho, citando o banco de ensaios e equipamentos utilizados bem como os métodos de análises para a realização dos ensaios assim como os níveis usados para os experimentos.

Capítulo 4 – Resultados e Discussões.

Neste capítulo são apresentados os resultados obtidos dos experimentos, além das discussões acerca destes.

Capítulo 5 – Conclusões e Sugestões para Trabalhos Futuros.

São apresentadas neste capítulo as conclusões do trabalho realizado e sugestões para futuros trabalhos.

Capítulo 2

REVISÃO BIBLIOGRÁFICA

A finalidade deste capítulo é descrever as informações técnicas que permitam um embasamento teórico dos aspectos relevantes da soldagem dos aços inoxidáveis austeníticos, associada ao processo com arame tubular, mais especificamente ao processo com arame tubular tipo AWS E316LT1-4. Informações específicas aos modos de transferências metálicas e sobre a soldabilidade e metalurgia dos aços inoxidáveis serão apresentadas, com um enfoque especial dado aos modos de transferência pulsada e aos aços inoxidáveis austeníticos, que são os objetivos centrais deste trabalho.

2.1 INTRODUÇÃO E CARACTERÍSTICAS DOS AÇOS INOXIDÁVEIS

Os progressos obtidos nos processos de fabricação e refino de ligas metálicas permitiram o desenvolvimento de aços inoxidáveis com diferentes composições químicas, microestruturas, propriedades químicas e mecânicas.

Os aços inoxidáveis são aços de alta liga, geralmente contendo cromo, níquel, 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 (Modenesi, 2001). Eles são, na realidade, aços oxidáveis. O cromo da liga oxida-se em contato com um meio oxidante, formando uma camada passiva fina e estável em condições

atmosféricas, camada esta constituída, principalmente, de óxido de cromo (Cr_2O_3), que apresenta como características a aderência, continuidade, alta resistividade elétrica e praticamente ausência de porosidade. Esses óxidos são responsáveis pela resistência dos aços inoxidáveis a diferentes meios corrosivos. Ela é chamada de camada passiva e tem a função de proteger a superfície do aço contra processos corrosivos. Para que a película de óxido seja efetiva, o teor mínimo de cromo no aço deve estar ao redor de 11%. Assim, deve-se tomar cuidado para não reduzir localmente o teor de cromo dos aços inoxidáveis durante o processamento. Quando esta camada é destruída e as condições são tais que se opõem à sua regeneração espontânea (por exemplo, em presença de um ácido redutor), um aço inoxidável se torna muito pouco resistente à corrosão.

O efeito favorável do cromo é aparente mesmo quando uma pequena quantidade deste elemento está presente na liga (Figura 2.1). Assim, aços com apenas 5% de cromo são muito mais resistentes à oxidação do que os aços comuns. Contudo, reserva-se a denominação de aços inoxidáveis às ligas Fe-Cr ou Fe-Cr-Ni contendo pelo menos de 10 a 12% de Cr. Esta concentração corresponde ao mínimo que é geralmente considerado como necessário para garantir uma resistência à corrosão atmosférica razoável.

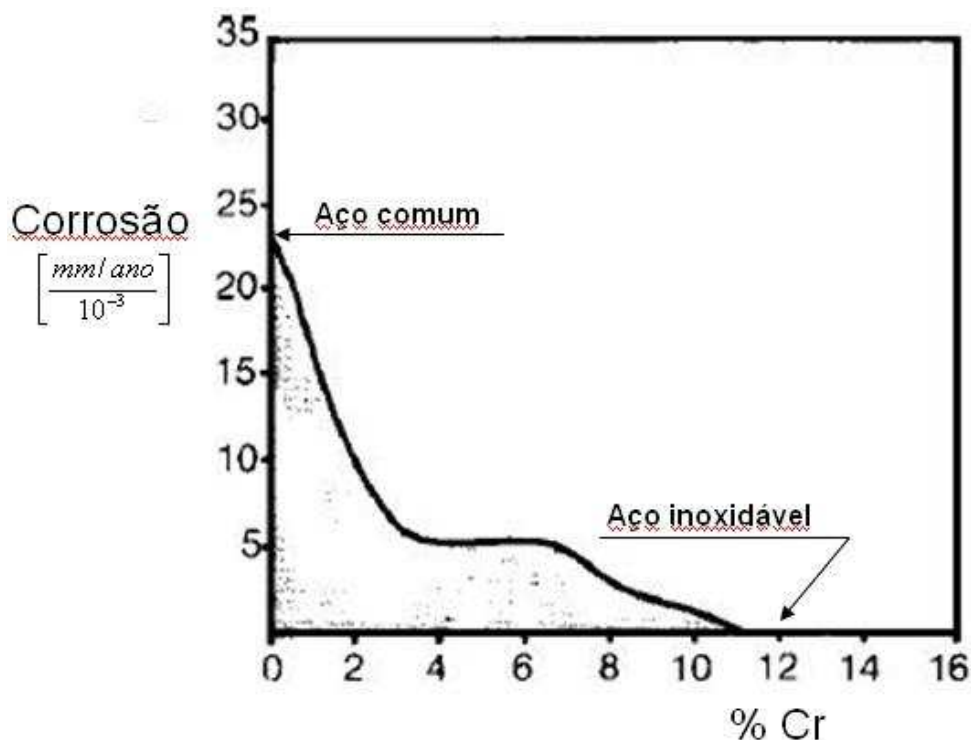


Figura 2.1 – Efeito do teor crescente de cromo na resistência à corrosão atmosférica de ligas Fe-Cr (Modenesi, 2001).

Segundo Campbell (2007), os aços inoxidáveis são classificados, segundo a sua microestrutura, em: aços inoxidáveis austeníticos (da série 200 e 300, incluindo-se os superausteníticos), aços inoxidáveis ferríticos (alguns da série 400) e aços inoxidáveis martensíticos (balanço da série 400). Existem outras variantes destes grupos, como, por exemplo, os aços inoxidáveis duplex e os aços inoxidáveis endurecíveis por precipitação (Figuras 2.2 e 2.3).

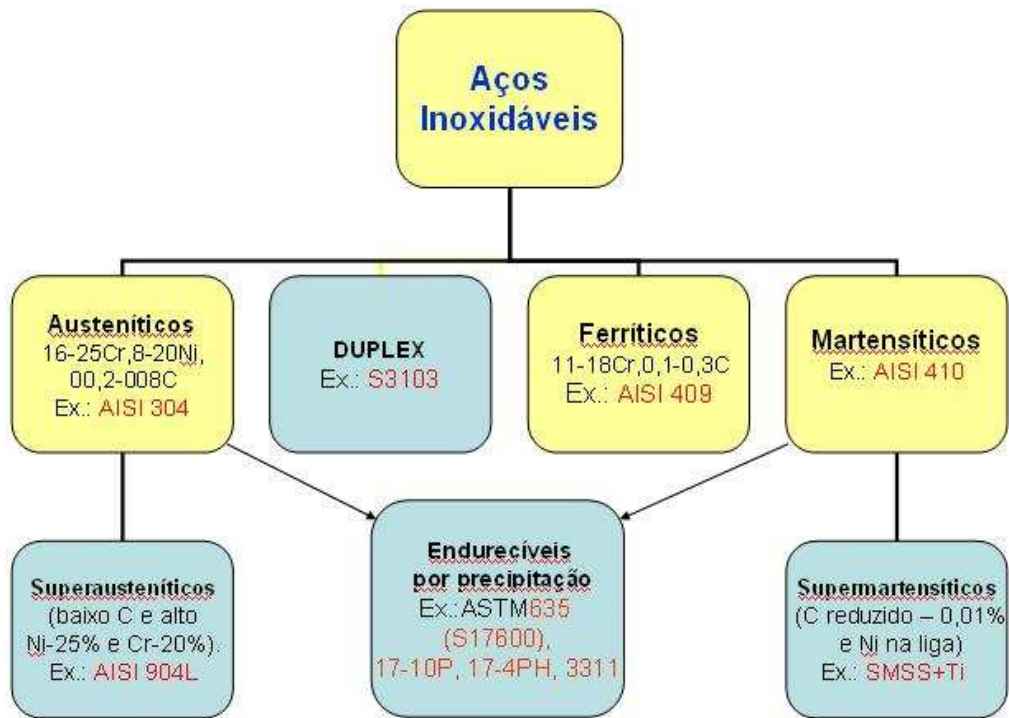


Figura 2.2 – Principais tipos de aços inoxidáveis.

Atualmente foram desenvolvidos os aços inoxidáveis supermartensíticos para serem utilizados em tubulações de oleodutos. Estes têm uma pequena porcentagem de níquel e melhor soldabilidade com relação aos aços inoxidáveis martensíticos (Ribeiro et al., 2004).

2.2 PROPRIEDADES GERAIS DOS AÇOS INOXIDÁVEIS

AUSTENÍTICOS

A escolha do tipo de aço inoxidável depende do processo de fabricação, tipo de resistência e características físicas e químicas da aplicação.

Atualmente, os aços inoxidáveis austeníticos, formados principalmente por Fe, Cr e Ni, cuja microestrutura é basicamente austenita (com estrutura cristalina cúbica de face centrada – CFC), são considerados os melhores, tanto do ponto de vista de sua resistência à corrosão a vários meios, como de suas propriedades mecânicas e de sua maior facilidade para serem soldados e conformados mecanicamente (Modenesi, 2001; Lancaster, 1999). As ligas mais utilizadas são aquelas contendo aproximadamente 18% de cromo e 10% de níquel. Sua produção corresponde a 60-70% da produção total de aços inoxidáveis no mundo, formando o maior grupo de aços inoxidáveis em uso (Lippold & Kotecki, 2005). Ao contrário dos ferríticos e dos martensíticos, cujas propriedades assemelham-se às dos aços de baixa liga, os aços inoxidáveis austeníticos têm uma série de características próprias, incluindo-se alguns aspectos específicos relacionados com a soldagem.

Esta classe de materiais é caracterizada pelas seguintes propriedades (Castro & Cabenet, 1975):

- ✓ Tenacidade e ductilidade superiores a da maioria dos outros aços, propriedades estas mantidas até temperaturas muito baixas.
- ✓ Boa resistência mecânica e à corrosão a temperaturas elevadas. Conseguem-se estas características principalmente com os aços inoxidáveis austeníticos ligados com Mo ou Si.
- ✓ Elevada capacidade de endurecimento por deformação plástica (em algumas composições). Este aumento de resistência não é acompanhado por uma elevada perda de ductilidade.
- ✓ Soldabilidade relativamente boa. Entretanto, esta característica somente pode ser obtida pela escolha adequada do processo de soldagem e do metal de adição, o que deve ser feito de acordo com os princípios da metalurgia da soldagem destes aços e de suas condições de serviço.
- ✓ Propriedades físicas e mecânicas (coeficiente de expansão térmica e resistência mecânica elevada e difusividade térmica baixa) que favorece uma maior tendência à distorção na soldagem do que a dos aços comuns.

Os aços austeníticos são não-magnéticos; no entanto podem adquirir caráter magnético após deformação a frio (Acesita, 2006). O uso de materiais dessa classe não é recomendado em componentes estruturais, devido a sua baixa tensão de escoamento comparada aos da classe martensítica. Entretanto, suas propriedades mecânicas não inviabilizam o seu uso na

reconstrução de superfícies erodidas, como, por exemplo, no caso de cavitação em rotores de turbinas hidráulica (Henke et al., 1998).

2.2.1 Os Aços Inoxidáveis AISI 304 e 316

O aço inoxidável austenítico AISI 304 é o mais produzido e usado pelas indústrias, em torno de 60% em todos os grupos dos inoxidáveis, e pode ser definido como um liga com teores no máximo de 0,08% de carbono, com aproximadamente 18% cromo e 8% de níquel e alguns elementos residuais (Padilha, 1994). Esse aço possui elevada ductilidade, excelente formabilidade (estampagem) a qual responde pela alta trabalhabilidade, boa resistência à corrosão sob tensão em solução com presenças de cloretos, excelente resistência à corrosão por pites, baixo custo em relação aos outros aços inoxidáveis com relação à resistência a corrosão. A capacidade de endurecimento pelo processo de conformação mecânica proporciona a elevação nos indicadores em resistência mecânica (Belejchak, 1997).

São essencialmente para-magnéticos em condições de recozimento e somente pode ser endurecido pelo processo de conformação mecânica a frio.

A alteração da composição química a partir do aço inoxidável 304 pode ser visualizada pela Figura 2.3. Estas características permitem sua diversidade na sua aplicação e utilização em diversos setores industriais, como: molas, rebites, parafusos, pregos, pinos, porcas, telas, cabos de navegação, produtos aeronáuticos, ortopédicos, odontológicos, decorativos e áreas afins (Kane, 1993; Talbot, 1998).

Os aços AISI 316L e 304L, de baixo teor de carbono, têm maior coeficiente de expansão térmica, comparado aos aços carbono e duplex (Figura 2.4).

Os aços AISI 304 e 316, composição química na Tabela 2.1, são, sem dúvida, os mais populares aços austeníticos e apresentam como características principais: excelente resistência à corrosão, excelente capacidade de conformação, alto coeficiente de expansão térmica (Figura 2.4) e excelente soldabilidade. Normalmente estes aços são aplicados nos mesmos tipos de indústrias, em função da similaridade de suas propriedades mecânicas e físicas conforme destacado nas Tabelas 2.2 e 2.3, porém a diferença de comportamento entre o 316 e o 304 se deve à presença do molibdênio na composição química do primeiro. A adição de Mo na liga retém mais ferrita na microestrutura (Bhadeshia & Woollin, 2002).

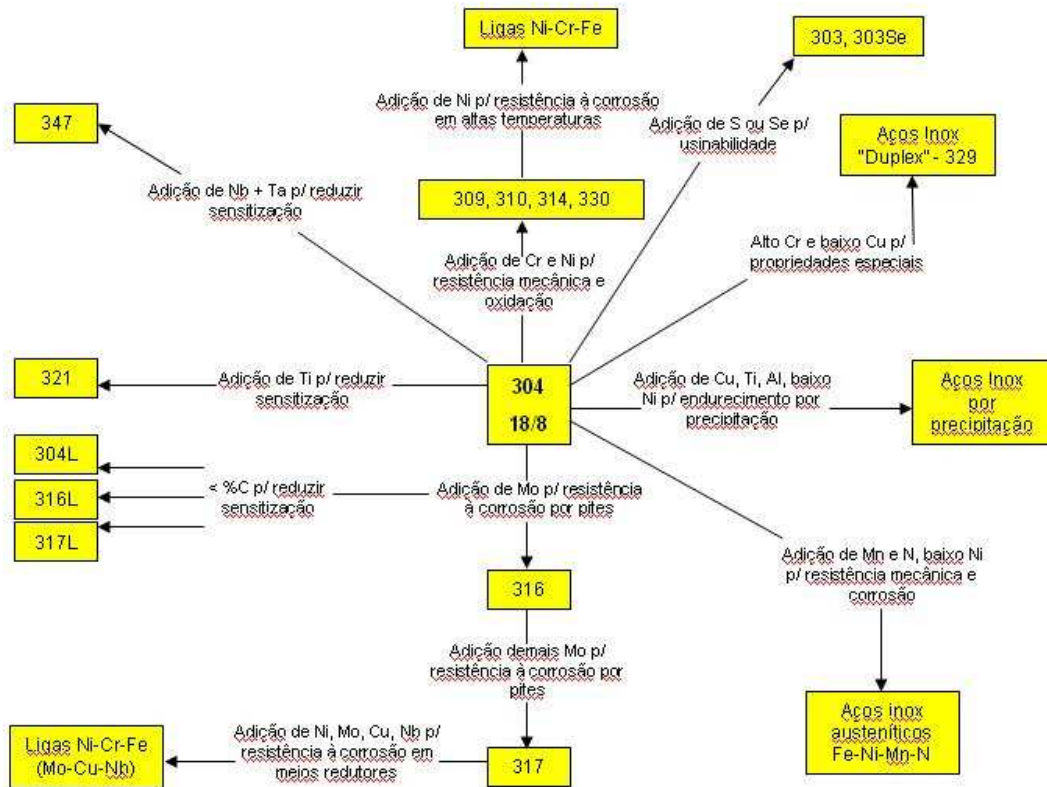


Figura 2.3 – Alterações na composição química a partir do aço inoxidável austenítico 304, visando suas propriedades (Ribeiro,2004 apud Uhlig, 1967 e Padilha, 1994).

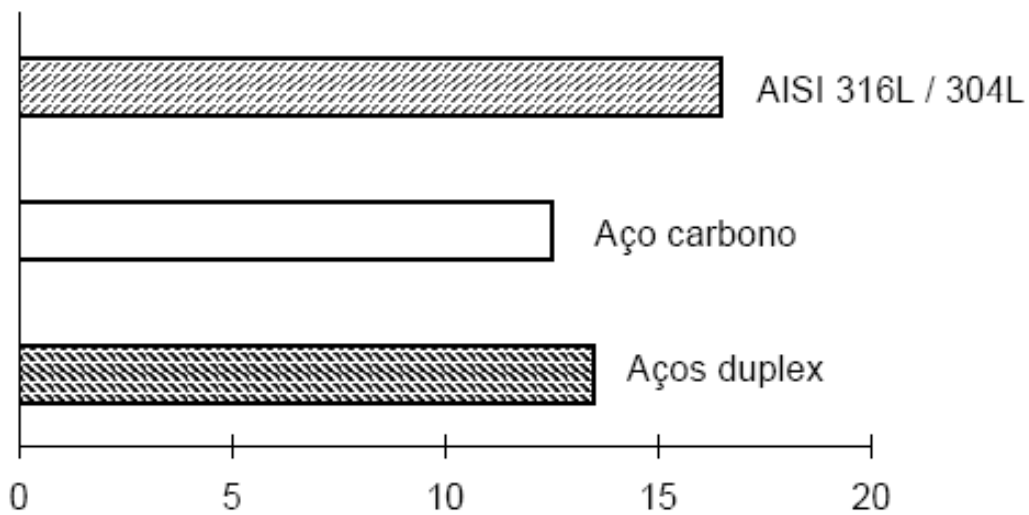


Figura 2.4 – Expansão térmica x 10⁻⁶, por °C (30-100°C) (Gomes et al., 1999).

O aço inoxidável austenítico AISI 304, objeto de estudo neste trabalho, é um material com enorme número de aplicações, sendo largamente utilizado em vários segmentos das indústrias de açúcar e álcool, química e farmacêutica, alimentícia, cosméticos, derivados

de petróleo, aeronáutica, ferroviária, naval, papel e celulose, têxtil, hospitalar, entre outras. São normalmente utilizados em tubulações, tanques, reatores, colunas de destilação, trocadores de calor, condensadores, etc.

Tabela 2.1 – Composição química dos aços inoxidáveis AISI 304 e 316L (Acesita, 2006).

AISI	C	Mn	Si	P	S	Cr	Ni	Mo	N ₂
304	0,08	2,00	0,75	0,045	0,03	18-20	8-10,5	-	0,10
316L	0,03	2,00	0,75	0,045	0,03	16-18	10-14	2-3	0,10

Tabela 2.2 – Propriedades mecânicas para laminados a frio dos aços inoxidáveis AISI 304 e 316L (Acesita, 2006).

AISI	Limite de Resistência (MPa)	Limite de escoamento (MPa)	Alongamento 50mm (%)	Dureza Rockell-B (HRB)	Limite de Fadiga (MPa)
304	700	300	54	85	241
304	600	280	58	75	241
316L	530	240	40	88	-

Tabela 2.3 – Propriedades físicas para os aços inoxidáveis AISI 304 e 316L (Acesita, 2006).

AISI	P (g/cm ³)	Calor Específico 0-100°C (kCal/kg °C)	Resistividade Elétrica à Tamb (μΩ-cm)	λ (cal/scm °C)	E (GPa)	Módulo Rigidez (GPa)
304	8	0,29	70	0,033	193	86,2
316L	8	0,36	73	0,032	193	-

A caracterização microestrutural do aço inoxidável 304 é influenciada pela condição de tratamento termo-mecânico ao qual o mesmo é submetido. A Figura 2.5 mostra a micrografia do material na condição natural e o comportamento da microestrutura dos grãos austeníticos deformados com presença de grandes irregularidades ou degraus nos contornos de grãos, causados provavelmente pela nucleação das maclas feitas pelas marcas das bandas de deslizamento provenientes do processo de conformação. A deformação plástica representa um aumento na quantidade de discordâncias e defeitos atômicos responsáveis pelas interações

entre os movimentos das discordâncias, partículas dos precipitados e contornos dos grãos (Hertzberg, 1996).

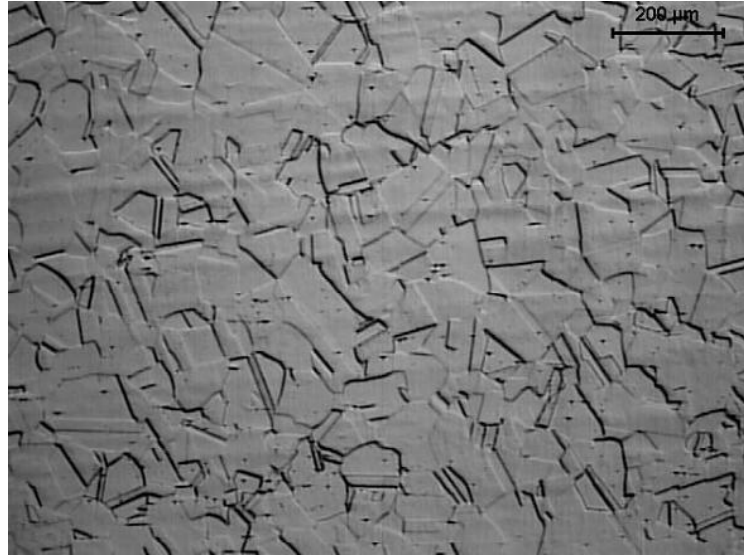


Figura 2.5 – Micrografia óptica com campo polarizado do aço inoxidável AISI 304 no estado como recebido (Ribeiro, 2004).

A microestrutura na sua maioria é um fator preponderante as alterações significativas ao comportamento e a resistência à corrosão localizada para os aços inoxidáveis austeníticos 304 e 310S (Ribeiro, 2004).

2.3 SOLDABILIDADE DOS AÇOS INOXIDÁVEIS

Os aços inoxidáveis, em geral, são materiais que apresentam uma boa soldabilidade, dependendo do tipo, porém exigem alguns cuidados durante a soldagem. Cada um dos diferentes grupos apresenta características próprias com relação à soldabilidade. Entretanto existem outros tipos de descontinuidades introduzidas no cordão de solda, que também afetam o desempenho da junta soldada. Na seqüência, os problemas principais relacionados à soldabilidade dos aços inoxidáveis austeníticos (objetivo central deste trabalho) serão mais bem discutidos.

Os principais problemas de soldagem a que estão submetidos os aços inoxidáveis basicamente se resumem a três aspectos fundamentais, ou seja, a sensitização, as trincas de solidificação e a corrosão sob tensão (Lippold & Kotecki, 2005).

2.3.1 Sensitização

A princípio deve-se enfatizar que este fenômeno não é tanto um problema do cordão de solda e sim da zona termicamente afetada (Foszcz, 2005). Este fenômeno ocorre nos aços inoxidáveis austeníticos e em menor porcentagem nos aços inoxidáveis ferríticos.

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 - nos espaços intergranulares da matriz cristalina. Caso o teor de cromo desta região fique abaixo de 11%, será uma região preferencial a ocorrência da sensitização. Este tipo de fragilização ocorre quando o material fica exposto na faixa de temperatura de 600 a 900°C, no entanto, os aços inoxidáveis austeníticos submetidos a temperaturas de 420-870 °C podem sofrer precipitação de carbonetos, principalmente de cromo (Lippold & Kotecki, 2005). Nesta condição, a precipitação é bastante favorecida, produzindo a região sensitizada. Nos aços inoxidáveis austeníticos, a referida precipitação é mais rápida em torno de 650 °C (Lancaster, 1999). A Figura 2.6 apresenta um esquema da sensitização (corrosão intergranular) ocorrendo na zona afetada pelo calor de um cordão de solda; o mesmo efeito é mostrado no AISI 304 (Figura 2.7).

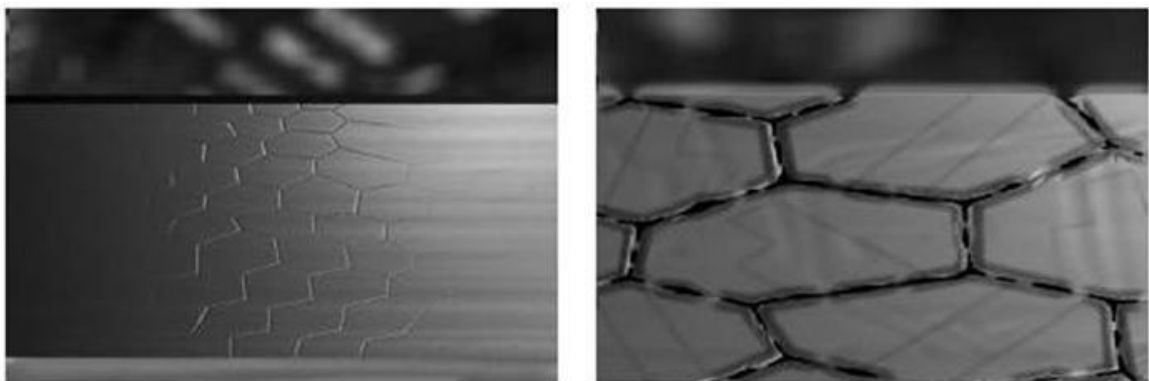


Figura 2.6 – Representação esquemática da sensitização na ZTA em um aço inox (Acesita, 2005).

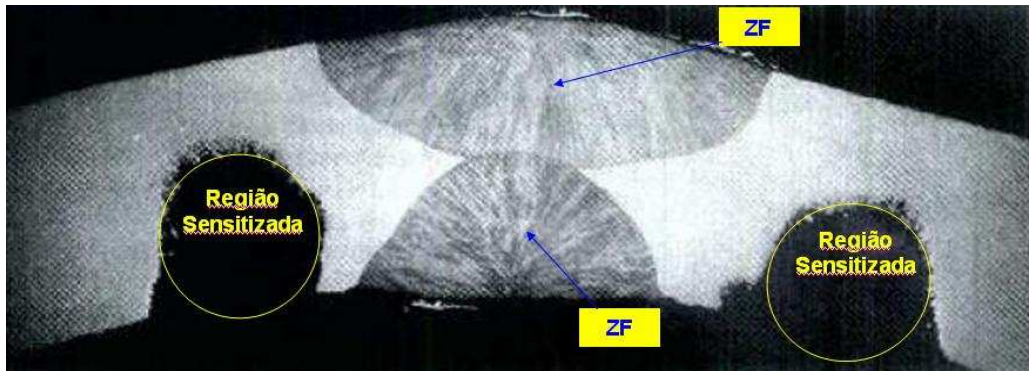


Figura 2.7 – Sensitização na ZTA do aço inoxidável austenítico AISI 304 (Campbell, 2007).

Para evitar este problema deve-se utilizar um aço inoxidável com teor mais baixo de carbono, idealmente abaixo de 0,03% (como o arame E316LT1); utilizar materiais de adição que possuam uma afinidade maior ao carbono que ao cromo (aços inoxidáveis 18-8 estabilizados ao titânio e ao nióbio, como os tipos 321 ou 347) ou um tratamento de solubilização (entre 1000 e 1100 °C) dos carbonetos, após a soldagem (Foszcz, 2005; Lancaster, 1999).

A corrosão intergranular é um tipo de corrosão que se baseia no ataque corrosivo em toda extensão do material. Esses materiais se tornam mais susceptíveis a esse problema, devido ao fenômeno de sensitização que resultam na precipitação preferencial de partículas de segunda fase (Cr_{23}C_6) em toda extensão dos contornos dos grãos e o empobrecimento de elementos de liga nas regiões adjacentes (Callister, 2002; Guimarães, 2002). Segundo Fedele (2000), a composição do precipitado é M_{23}C_6 : 35% Fe, 60% Cr, 2% Ni e 3% Mo.

As difusividades dos elementos estabilizadores na austenita são parâmetros importantes que contribuem para a formação dos carbonetos de cromo e que por outro lado, baixas difusividades são positivas, de tal modo que contribuem para o coalescimento mais lento dos precipitados, podendo ocasionar o aumento dos contornos dos grãos durante os tratamentos térmicos e conseqüentemente sensitização (Honeycombe, 1984).

A sensibilidade à corrosão intercrystalina depende de vários fatores como os teores de carbono, de cromo e níquel, da granulação do aço e do tempo e temperatura de exposição (Viana, 2003).

Uma baixa energia de soldagem pode limitar, mas não eliminar a sensitização (Foszcz, 2005). Segundo Viana (2003), um aporte de calor inferior a 1378 J/mm têm remota chance de sensitizar o aço AISI 304L. Em suas experiências o autor mesmo usando o CO_2 como gás de

proteção não constatou a presença de sensitização na zona fundida e zona afetada pelo termicamente em suas amostras.

Ghosh et al. (1998), avaliando o efeito do MIG pulsado na soldagem de revestimento com aço inoxidável, verificaram que a pulsação de corrente proporcionou melhoria na resistência à corrosão intergranular e reduções: na segregação no contorno de grão na matriz, no nível de diluição e no perfil de dureza na interface revestimento/metal de base.

2.3.2 Trincas de Solidificação

De uma forma geral, pode-se evitar a formação de quaisquer trincas de soldagem nos aços inoxidáveis puramente austeníticos – os mais susceptíveis – empregando-se baixo aporte de calor (alta velocidade de soldagem com baixa energia proveniente de arcos elétricos curtos, ou baixas tensões de soldagem), reduzindo a dimensão da poça de fusão e a extensão das camadas inferiores atingidas (Lundin et al., 1980).

Soldas que contém alguma ferrita δ à temperatura ambiente (o que indica, durante a solidificação, a presença de uma quantidade ainda maior desta fase) apresentam uma elevada resistência à fissuração para a maioria das aplicações, enquanto que as soldas com uma estrutura completamente austenítica apresentam baixa resistência. De acordo com Brooks et al.(1984), a quantidade de ferrita δ necessária para garantir imunidade contra a fissuração depende do nível de restrição da junta e da quantidade e tipo de elementos de liga e impurezas presentes na zona fundida. Alguns dos fatores mais prováveis responsáveis pelo efeito benéfico da ferrita na redução da sensibilidade à formação de trincas de solidificação são:

- A maior solubilidade de impurezas prejudiciais (S e P) na ferrita causa uma menor segregação destes elementos quando a solidificação ocorre inicialmente como ferrita;
- Os contornos austenita-ferrita apresentam menor molhabilidade por filmes líquidos do que contornos ferrita-ferrita ou austenita-austenita, reduzindo o espalhamento do líquido ao final da solidificação;
- Os contornos austenita-ferrita são muito sinuosos, o que dificulta a propagação das trincas;
- A presença da ferrita resulta em uma maior quantidade de superfície interna devida às interfaces austenita-ferrita. Este aumento de superfície dispersa as impurezas que tendem a segregar nos contornos.

Em uma ZF de estrutura completamente austenítica, como no AISI 310 (do tipo 25%Cr-20%Ni e resistente ao calor), micro-trincas intergranulares podem ser formadas ao final da solidificação levando a uma redução da ductilidade e resistência mecânica. Fissuras grosseiras podem ser formadas e podem ser detectadas por inspeção visual ou por líquido penetrante quando atingem a superfície. Para minimizar a chance de fissuração, soldas e aços inoxidáveis com solidificação em austenita primária precisam ter teores muito baixos de S e P, inferiores a cerca de 100 ppm. Quando a solidificação ocorre em ferrita + austenita, teores mais elevados de S e P são tolerados.

O efeito do Mn (acima de 7%) ajuda reduzir a chance de fissuração ao combinar com o enxofre formando um sulfeto de maior temperatura de solidificação, no entanto, diminui a resistência a corrosão (Lancaster, 1999). Evans (1991) também mostra que um alto conteúdo de níquel e manganês tende a promover micro-segregação de Ni, Mn e Si nas zonas reaquecidas à baixa temperatura ($< 900^{\circ}\text{C}$) levando a uma redução de tenacidade. Nos aços inoxidáveis de solidificação completamente austenítica, sugere-se uma relação Mn/S superior a cerca de 3/5 para evitar a fissuração. O teor de S de um consumível de soldagem deve ser mantido em um nível bem baixo, levando-se em consideração que a diluição do metal base e a possibilidade de contaminação podem aumentar o teor de S na zona fundida. Utilizando-se um fluxo ou revestimento básico ajuda a minimizar a quantidade de S na solda por sua ação dessulfurante.

De efeito similar ao S, o fósforo também favorece a fissuração quando presente com um teor superior a cerca de 0,025% em soldas de solidificação completamente austenítica. O teor deste deve ser bem limitado para se evitar a fissuração destas soldas, preferencialmente abaixo de 0,002% para os aços de baixo teor de carbono 25Cr-20Ni (Ogawa et al., 1982).

2.4 SOLDAGEM DOS AÇOS INOXIDÁVEIS AUSTENÍTICOS

Este grupo apresenta melhor soldabilidade entre todos os aços inoxidáveis, com exceção dos aços com adição de enxofre para usinagem fácil (Acesita, 2005). Entretanto, quando ele é resfriado lentamente, entre 680°C e 480°C , após a soldagem, poderá ocorrer uma precipitação

de carboneto de cromo na interface intergranular da microestrutura (Okumura & Taniguchi, 1982).

Muitos fenômenos metalúrgicos acontecem durante e após a soldagem dos aços inoxidáveis, entre os quais se destacam o tipo de solidificação, segregações, transformação de fases, precipitação e fragilização do material. Estes fenômenos precisam ser estudados pela grande influência que exercem nos comportamentos mecânicos e químicos das juntas soldadas (Mendonça et al., 2006).

Na solidificação dos aços inoxidáveis dos sistemas Fe-Cr-Ni pode se formar a ferrita e/ou austenita, que é influenciada diretamente pela composição química. Para estudar a evolução destes efeitos dos elementos de liga que compõem os aços inoxidáveis sobre os parâmetros microestruturais, foram desenvolvidos alguns termos, como os efeitos ferritizantes e austenitizantes, favorecendo a formação da ferrita e austenita definindo o cromo e níquel equivalente na composição (Ribeiro, 2004 apud Talbot & Talbot, 1998 e Andrade et al., 2002).

Uma estrutura completamente austenítica tende a formar trincas a quente, que podem se manifestar de diversas maneiras como trincas de cratera, na raiz, na zona termicamente afetada, longitudinais, transversais e mistas. Sabe-se, no entanto, que a suscetibilidade a trincas pode ser significativamente reduzida pela presença de ferrita, em porcentagens superiores a 4% na austenita. Portanto, os seguintes cuidados devem ser tomados na soldagem dos aços inoxidáveis austeníticos:

- reduzir o insumo de calor, sem pré-aquecer a junta de solda, de modo a evitar a precipitação de carbonetos;
- utilizar eletrodos estabilizados ao nióbio, titânio ou com conteúdo extra baixo de carbono ($C \leq 0,03\%$);
- selecionar o eletrodo de tal maneira que a estrutura do metal depositado e diluído corresponda à da zona segura do diagrama de Schaeffler.

A recuperação de torres de destilação de petróleo, revestidas (“cladding”) com o AISI 405, sofrem acelerada degradação, sendo normalmente recuperada através da aplicação de um “lining” de aço inoxidável AISI 316L e 317L, empregando processos de soldagem como o eletrodo revestido (Cardoso et al., 2006). É claro que uma maior produtividade, resultante de

uma maior taxa de deposição, pode ser obtida pelo processo de soldagem com Arame Tubular.

2.5 METALURGIA DA SOLDAGEM DOS AÇOS INOXIDÁVEIS AUSTENÍTICOS

Segundo o diagrama pseudo-binário (Figura 2.8), para teores de níquel inferiores a 1 ou 1,5%, o material apresenta uma estrutura completamente ferrítica para qualquer temperatura entre a ambiente e o início da fusão. Para teores mais elevados de níquel, existe uma faixa de temperatura em que a liga é bifásica (austenita e ferrita δ), ampliando-se com o aumento desse elemento. Acima de cerca de 3,5%Ni, existe um intervalo de temperatura em que a liga é completamente austenítica, e que se amplia com maiores teores de Ni, enquanto a temperatura de início de formação de martensita (M_s) é diminuída. Até cerca de 7 a 8%Ni, esta temperatura permanece acima da ambiente e o aço pode ser considerado, portanto, como do tipo martensítico. Para teores de Ni superiores a esse nível, é possível manter a estrutura austenítica à temperatura ambiente, tendo-se, desta forma, os aços inoxidáveis austeníticos que são, em geral, ligas contendo teores superiores a 18% de cromo e 8% de níquel.

Um aumento na quantidade de cromo amplia a faixa de temperatura de existência da ferrita δ e, conseqüentemente, torna-se necessário um aumento no teor de níquel para obtenção de uma estrutura austenítica à temperatura ambiente. Por outro lado, um maior teor de cromo reduz fortemente a velocidade de transformação da austenita e abaixa a temperatura M_s , ou seja, diminuindo a tendência da austenita se transformar, quando esta não for a estável à temperatura ambiente. Assim, em diversos aços inoxidáveis austeníticos, a austenita existe à temperatura ambiente como uma fase metaestável. Como por exemplo, os aços do tipo 17%Cr-7%Ni (AISI 301), nos quais a austenita pode se transformar em martensita por deformação a frio à temperatura ambiente ou por um tratamento a temperaturas inferiores à ambiente.

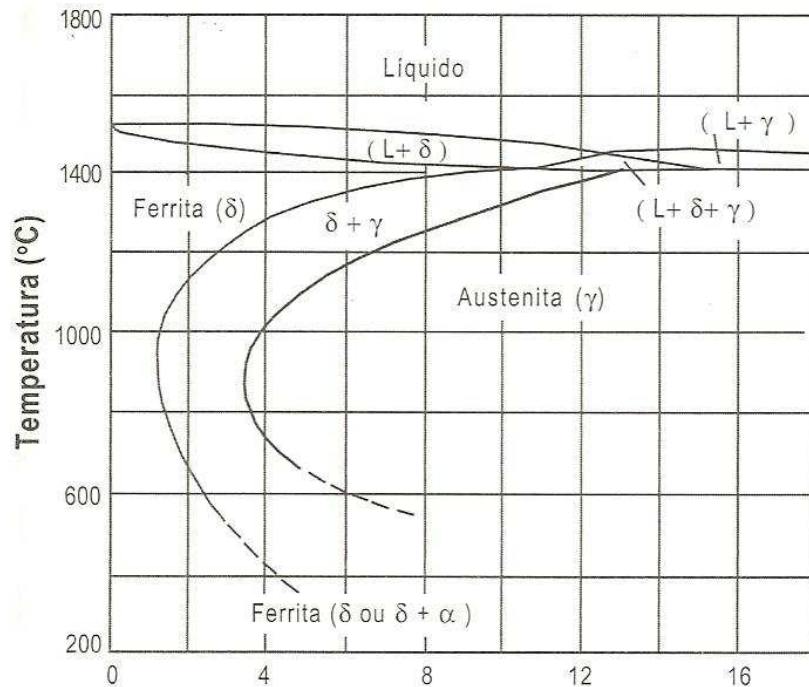


Figura 2.8 – Seção vertical do diagrama ternário Fe-Cr-Ni com 18% de cromo, para teor de carbono inferior a 0,03% (Castro & Cabenet, 1975).

Nas estruturas dos aços inoxidáveis austeníticos o efeito de carbono é semelhante ao do níquel (acima de 900 °C), ou seja, ele tende a ampliar a faixa de existência da austenita e reduzir a quantidade de ferrita δ presente a altas temperaturas. Entretanto, a solubilidade do carbono na austenita diminui com a redução da temperatura. Para ligas com menos de cerca de 0,03% de carbono, este efeito tem pouca importância metalúrgica, com este elemento tendendo a permanecer em solução sólida na austenita. Para teores superiores, o carbono é completamente solúvel na austenita somente a temperaturas elevadas, em geral, superiores a 1000 °C e este elemento só pode permanecer em solução metaestável à temperatura ambiente se o aço for resfriado rapidamente. Durante um resfriamento lento ou uma breve permanência entre cerca de 500 e 900 °C, pode se formar carboneto de cromo: $M_{23}C_6$ ou $(Cr,Fe)_{23}C_6$. Este pode prejudicar certas propriedades do material, particularmente sua resistência à corrosão e sua ductilidade a baixas temperaturas. A precipitação de carbonetos pode ocorrer em diferentes regiões da microestrutura, porém sua velocidade é maior quando esta ocorre em contornos de grão ou de macla (Figura 2.9).

A precipitação de carbonetos, no aço inoxidável, está associada com diferentes efeitos, em geral negativos, como por exemplo, a sensibilização à corrosão intergranular. Contudo, a precipitação de carbonetos nem sempre torna o material sensível a este problema. As Figuras 2.9 e 2.10 mostram que as condições que elevam a sensibilização correspondem a

temperaturas menores e tempos mais longos do que aqueles associados com o início da formação de carbonetos nos contornos de grão. O joelho da curva de sensibilização à corrosão intergranular ocorre entre cerca de 600 e 700 °C, correspondendo à faixa de temperatura na qual o problema é mais crítico.

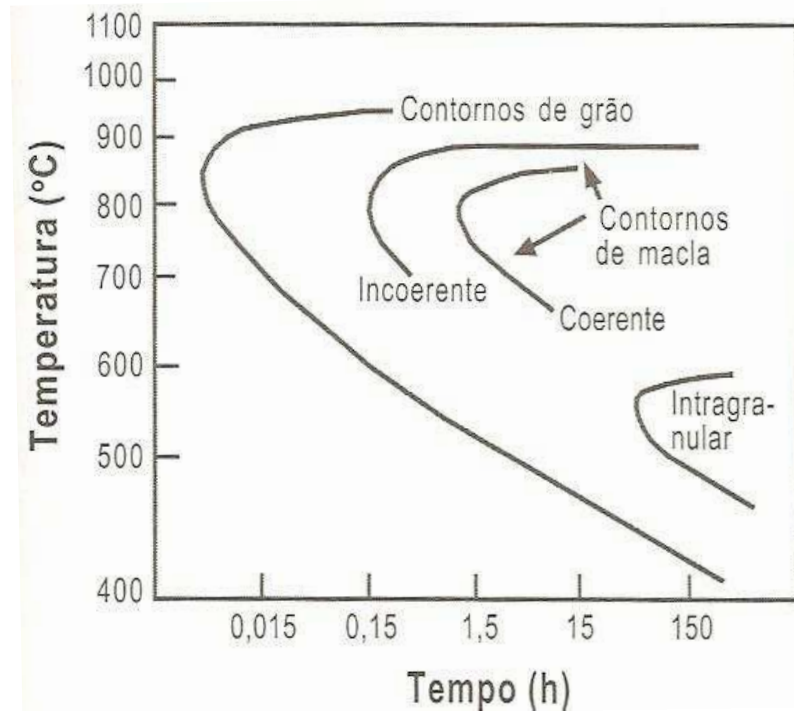


Figura 2.9 – Cinética de precipitação do carbono $M_{23}C_6$ em um aço AISI 304, contendo 0,05% de carbono, previamente temperado de 1250 °C (Peckner, 1977).

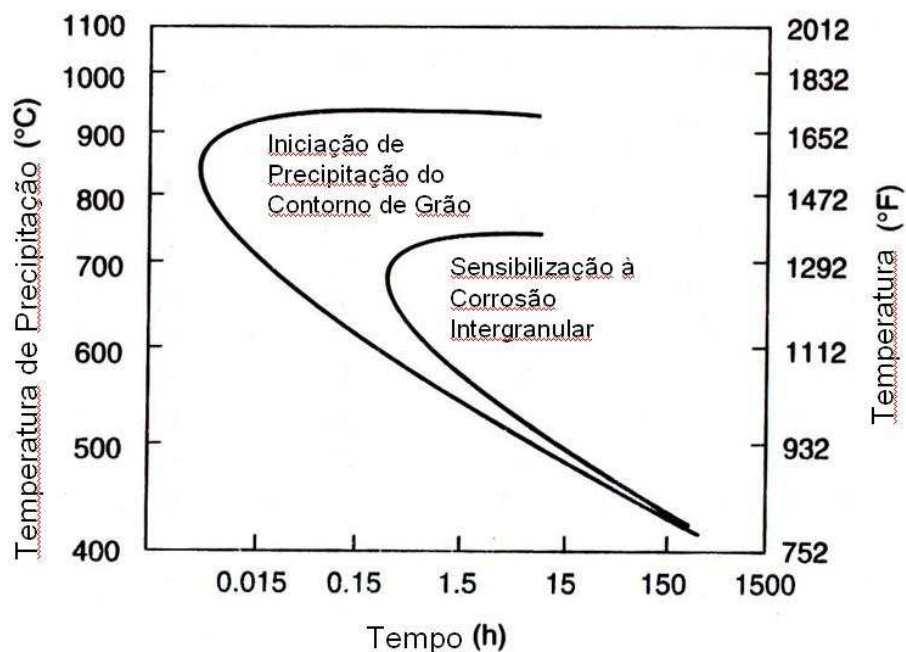


Figura 2.10 – Relação entre a precipitação de $M_{23}C_6$ e a sensibilização à corrosão intergranular (do mesmo material) (Peckner, 1977).

Os aços inoxidáveis são geralmente usados após um tratamento térmico de estabilização, isto é, são aquecidos a temperaturas entre 1000 e 1100°C e resfriados rapidamente ao ar ou em água. Este tratamento tem como objetivos permitir a recristalização da microestrutura encruada, manter em solução sólida o carbono, e com isto dar ao material uma estrutura essencialmente austenítica com uma menor quantidade possível de outros constituintes, em particular os carbonetos. Esta estrutura representa uma condição otimizada, particularmente de aços com teor mais elevado de Cr, o material pode apresentar, em sua microestrutura, certa quantidade de ferrita δ .

Além do Cromo, outros elementos de liga são adicionados aos aços inoxidáveis, visando melhorar as propriedades mecânicas e características gerais dos mesmos. Os principais são: níquel, molibdênio, nióbio, titânio, cobre, fósforo, enxofre, silício e alumínio. De acordo com AWS (1998) e Tebecher (2004), cada um deles pode-se considerar, de acordo com sua função:

- O Ni é formador de austenita (gamagênico), aumenta a resistência à corrosão e melhora as propriedades de tenacidade e soldabilidade. O níquel, em alguns meios, tende a alterar a estrutura cristalina do material que passa a ser austenítica (CFC) para teores suficientemente elevados deste elemento. Esta alteração tem conseqüências muito importantes nas características do aço, particularmente nas suas propriedades mecânicas.
- O molibdênio é formador de ferrita (alfagênio), aumenta a resistência mecânica e melhora as condições de resistência à corrosão.
- O cobre melhora a resistência à corrosão via úmida redutora.
- O Si e o Al são formadores de ferrita e têm a função de melhorar a resistência à oxidação em altas temperaturas.
- O S e o P têm a função de melhorar a usinabilidade.
- O Ti e o Nb são fortes formadores de ferrita e carbonetos além de melhorar a resistência mecânica em altas temperaturas. O Ti é um forte formador de nitretos, reduz sensibilidade à corrosão intergranular combinando com o C, age como refinador de grão e ainda promove a formação de ferrita.

Além de trincas superficiais retardadas podem ocorrer transformações de fases martensíticas em aços inoxidáveis austeníticos do tipo 304, 310 e 316 (Miranda, 1997).

2.5.1 Estrutura da Zona Fundida

A microestrutura da solda dos aços da série 300 difere em alguma extensão da microestrutura do metal base, se este for um material trabalhado e solubilizado. A microestrutura deste é constituída, em geral, inteiramente de austenita, enquanto que a ZF pode reter quantidades variáveis de ferrita δ à temperatura ambiente. A microestrutura da ZF pode ser analisada com o auxílio do diagrama pseudo-binário do sistema Fe-Cr-Ni para 70% de Ferro (Figura 2.11). Por este diagrama, o metal líquido, contendo 70%Fe e com diferentes quantidades de Cr e Ni, pode se solidificar inteiramente como austenita, inicialmente como ferrita e depois como austenita ou, ainda, inteiramente como ferrita, à medida que a relação entre os teores de Cr e Ni aumenta (Brooks et al., 1984). Durante o resfriamento após a solidificação, toda ou parte da ferrita formada anteriormente pode ainda se transformar em austenita, resultando no último caso em uma microestrutura bifásica com diferentes morfologias. Segundo Brooks & Thompson (1991), nestes materiais, a solidificação com ferrita primária ocorre para relações $Cr_{eq}/Ni_{eq} > 1,5$. Para valores desta relação superiores a cerca de 1,95 o material solidifica-se totalmente como ferrita.

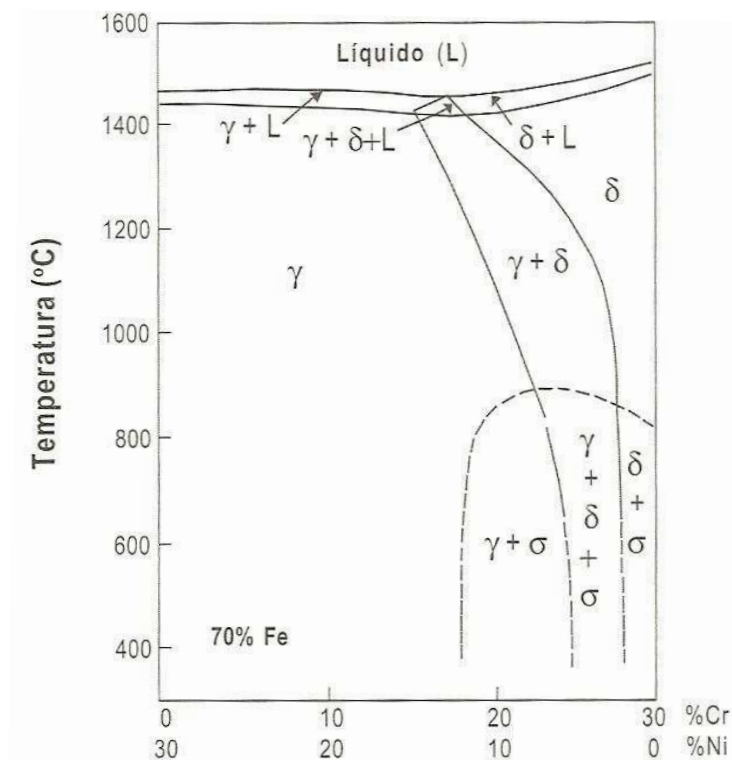


Figura 2.11 – Diagrama pseudo-binário Fe-Cr-Ni para um teor de ferro de 70% (Brooks et al., 1984).

A solidificação como austenita primária apresenta uma maior tendência à segregação na solidificação devido aos menores coeficientes de difusão dos elementos de liga nesta fase. Dependendo da composição química e da intensidade da segregação, a solidificação com austenita primária pode levar à formação de uma estrutura completamente austenítica ou à formação de ferrita eutética entre as dendritas de austenita.

Em soldagem, caracterizada por um resfriamento rápido, a completa transformação, de ferrita em austenita, não pode ocorrer e parte da ferrita δ formada durante a solidificação permanece até a temperatura ambiente. A quantidade final desta fase dependerá da composição química (particularmente da relação Cr_{eq}/Ni_{eq}) e das condições de soldagem que controlam a velocidade de resfriamento. Quanto maior esta velocidade, menor será a extensão da transformação e maior a quantidade de ferrita.

A microestrutura final da ZF de aço inoxidável austenítico dependerá da velocidade de solidificação do aço e das transformações subseqüentes no estado sólido. Esta microestrutura pode ser classificada de acordo com a morfologia da ferrita. Segundo Ma et al. (2006), a seqüência de Solidificação do Aço Inoxidável AISI 304 é aquela da precipitação de ferrita primária na forma de dendritas seguida por uma reação eutética ocorrendo entre braços dendríticos e o restante da solidificação ocorre com a precipitação direta e o crescimento da austenita. Colônias Eutéticas Colunares e celulares compostas de ferrita lamelar e austenita ocorrem nas dendritas de ferritas primárias no início do estágio da reação de três fases.

As principais microestruturas encontradas, para valores crescentes da relação Cr_{eq}/Ni_{eq} , são (Lippold & Kotecki, 2005) (Figura 2.12):

- *Austenita*: Este tipo de microestrutura resulta da solidificação direta para austenita, podendo formar de 0 a 6% de ferrita δ . Usa-se a letra A para designar esta forma de solidificação. Ocorre quando a relação $Cr_{eq}/Ni_{eq} < 1,48$ (Wainer et al., 2008 apud Suutala et al., 1983) e $Cr_{eq}/Ni_{eq} < 1,5$ (Brooks & Thompson, 1991).
- *Austenita + ferrita eutética*: Resulta de solidificação em austenita primária com formação de ferrita em reação eutética ao final da solidificação e localizada em contornos de grão ou de dendritas ou células. Esta forma de solidificação (em austenita primária seguida pela formação de ferrita) é usualmente designada por AF.
- *Austenita + ferrita em espinha ou vermicular*: Resulta de solidificação em ferrita primária com formação de austenita tanto nas etapas finais desta (FA) como já no

estado sólido (ao final da solidificação). A ferrita remanescente se localiza ao longo do centro das dendritas. Esta é a morfologia mais comumente observada em soldas de aços inoxidáveis austeníticos.

➤ *Austenita + ferrita laminar ou retilhada*: Resulta da solidificação em ferrita primária com a transformação desta em austenita ao seu final, principalmente no estado sólido. Microestrutura característica de soldas com elevada quantidade de ferrita resfriadas rapidamente. A austenita aparece na forma de lâminas aproximadamente paralelas com a ferrita remanescente localizada entre as lâminas. Esta forma de solidificação é também designada por FA.

O nitrogênio, devido ao seu efeito altamente gamagênico, favorece a formação de uma microestrutura basicamente austenítica. Neste caso, a quantidade de ferrita remanescente à temperatura ambiente é baixa, apresentando um número de ferrita (“Ferrite Number”, FN) inferior a 4.

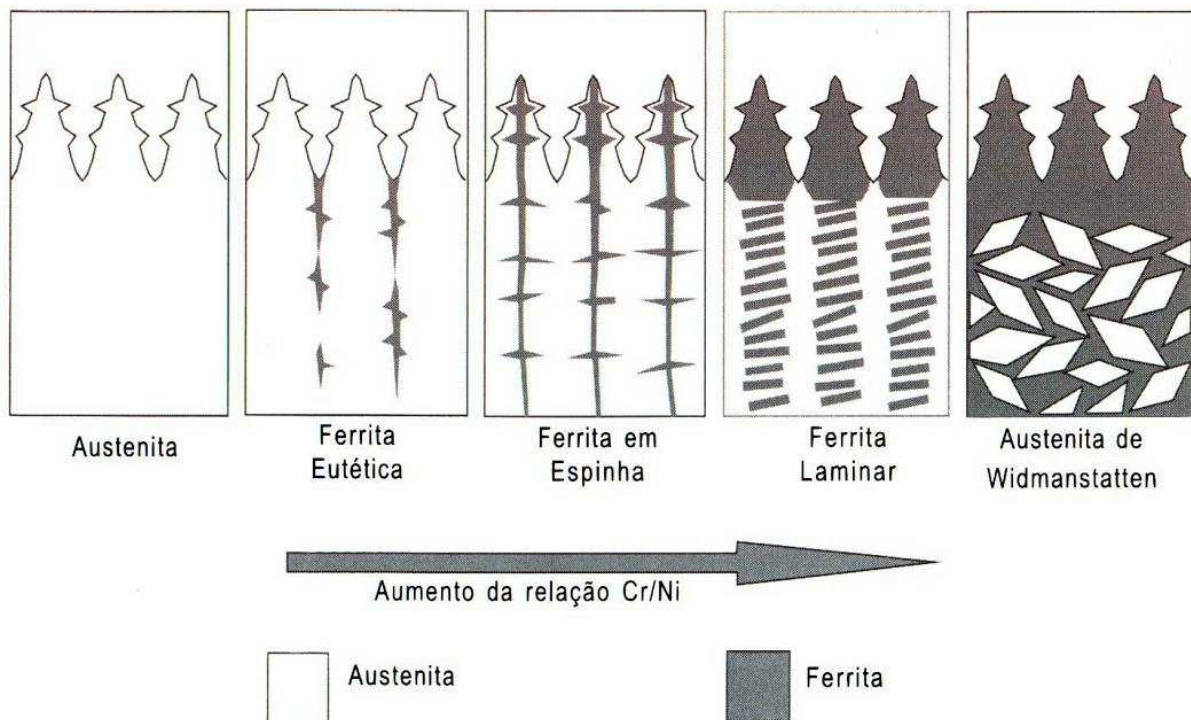


Figura 2.12 – Morfologias de ferrita δ na zona fundida dos aços inoxidáveis austeníticos (Brooks et al., 1984).

As microestruturas resultantes da solidificação em ferrita primária apresentam as outras morfologias citadas acima. Entre essas, a morfologia de ferrita em espinha corresponde às menores quantidades de ferrita na microestrutura (FN entre cerca de 2 e 15). A Figura 2.13 mostra a microestrutura típica de uma solda de aço inoxidável austenítico contendo ferrita δ em espinha e laminar na soldagem de simples deposição com $H = 395 \text{ J/mm}$.

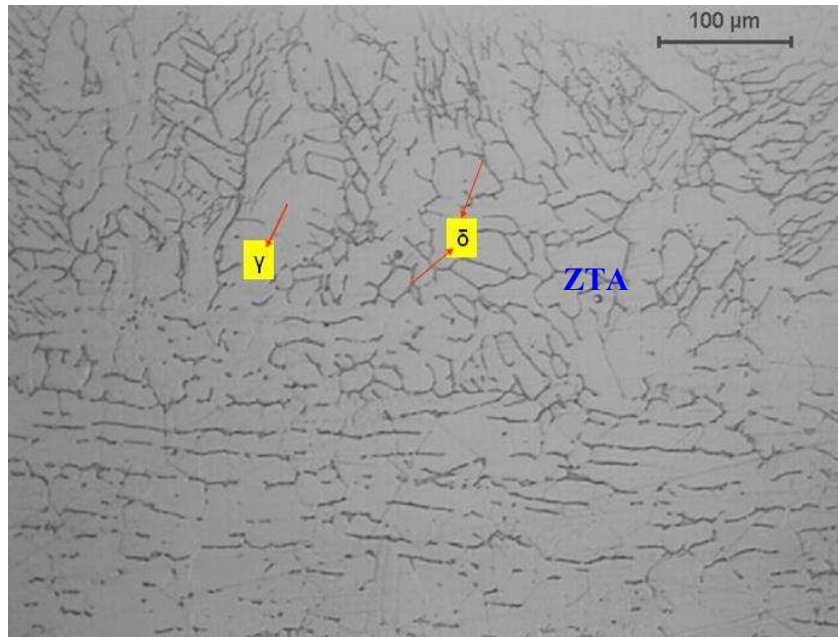


Figura 2.13 – Microscopia óptica da microestrutura da ZTA do AISI 304 soldado com o arame AWS E316LT1-4 (soldagem de deposição com $H = 395 \text{ J/mm}$ – Parte 1 deste trabalho).

Diversas características das soldas dos aços inoxidáveis austeníticos dependem de sua estrutura de solidificação. Como esta é predominantemente formada por austenita, tende a apresentar uma excelente ductilidade, com relação ao metal base, e não é sensível à fissuração pelo hidrogênio. Assim, não é necessário, em geral, pré-aquecer nem realizar tratamentos térmicos pós-soldagem nestes materiais. Para a maioria das aplicações, a ferrita δ , quando presente em teores não muito elevados, é um constituinte benéfico para a ZF, pois reduz a tendência à fissuração na solidificação. Por outro lado, a quantidade de ferrita δ deve ser controlada em aplicações em que a junta soldada necessita de uma ótima resistência à corrosão, uma alta tenacidade da solda a baixas temperaturas e quando a peça não puder apresentar qualquer magnetismo residual, pois a ferrita, sendo uma fase ferromagnética, pode ser magnetizada, ao contrário da austenita.

A estrutura da solda não depende somente da velocidade de resfriamento e da razão C_{req}/N_{ieq} . Outros elementos de liga adicionados ao aço também afetam a estabilidade relativa das fases. Para classificar o efeito destes elementos, estes foram divididos em formadores de ferrita (por exemplo, Cr, Mo, Si, Nb e Al) e de austenita (por exemplo, Ni, C, N e Mn). O seu efeito relativo na formação de uma fase ou outra é, em geral, expresso em termos de equivalente de cromo e equivalente de níquel e sua influência combinada pode ser apresentada em diagramas constitucionais empíricos. Destes, o mais conhecido e muito utilizado até hoje, é o levantado por Schaeffler na década de 40.

2.5.2 Número de Ferrita

Para se ter uma idéia da importância da medida da ferrita, uma variação de apenas 0,67% no C_{req} e de 0,80% no N_{ieq} pode mudar em 2% a quantidade de ferrita (Bussinger, 1996).

Segundo Kotecki (2001), se for utilizado um processo com proteção por fluxo para se soldar um aço 304L ou 316L, deve-se escolher um metal de adição abaixo de 5 FN, que produza uma escória altamente básica. O arame tubular auto protegido AWS A5.22 E316LT-3 (atualmente classificado como E316LT0-3) de escória altamente básica produz um FN máximo de 2.

No passe de raiz da soldagem do aço inoxidável 320 com o 316 L, com material de adição do tipo AWS A5.4 16-8-2 com FN(número de ferrita) menor que 2, não ocorre trincas a quente (vale a pena lembrar que a falta de ferrita faz com que o metal soldado seja sensível à trincas a quente), assim como o AWS E317LM com $FN > 4$ (Região FA – próxima a linha divisória AF/FA). Com isso, para a utilização do AWS E317 LM, é necessário um $FN > 5$ para fazer o metal de adição não ficar vulnerável as trincas a quente. No entanto, o duplex 2209 é a melhor escolha como metal de adição, pois possui melhor resistência à corrosão, sendo sua resistência à tração, maior que a do 316L do material base. Portanto o 2209 é a melhor escolha para efetuar a união entre o 320 e o 316L, a não ser em condições em que a ferrita é (detrimental), como por exemplo, na fabricação da uréia ou temperaturas criogênicas (Kotecki, 2003).

Aportes muito alto de calor causarão o aparecimento de ferrita de grão grosso na ZTA, o que não acontecerá se o aporte for normal. Nesse caso, 0,9 kJ/mm na soldagem de topo de tubos de AISI 304 com 2mm de espessura (Lundqvist, 1977).

Baseado no diagrama de Schaeffler, S  ferian (1959) propôs a fórmula abaixo para a previsão da quantidade de ferrita δ na zona fundida de uma solda cuja composi  o caísse na região de coexistência da ferrita e austenita:

$$\% \delta = 3.(Cr_{eq} - 0,93Ni_{eq} - 6,7) \quad (2.1)$$

2.5.3 Diagrama de Schaeffler

   o principal instrumento utilizado para prever a microestrutura do metal de solda quando a composi  o química do mesmo    conhecida. Sua importância para os aços inoxidáveis compara-se    do diagrama Fe-C para aços carbono (Viana, 2003).

As diversas microestruturas dos aços são funções da quantidade dos elementos de liga presentes. Existem basicamente dois grupos de elementos de liga: os que estabilizam a ferrita (Cr, Si, Mo, Ti e Nb); e os que estabilizam a austenita (Ni, C, N e Mn). Para facilitar, os elementos de liga com características semelhantes foram agrupados no cromo e no níquel equivalente. A partir deste agrupamento foi construído o diagrama de Schaeffler, que relaciona a microestrutura de um aço trabalhado com a sua composi  o química. Este diagrama    apresentado na Figura 4.9.

O diagrama de Schaeffler permite prever a microestrutura da ZF com base na sua composi  o química, não sendo restrito aos aços inoxidáveis austeníticos, podendo ser usado também para aços ferríticos e martensíticos. Para utiliz  -lo, os equivalentes de Cr e Ni devem ser calculados pela composi  o química da solda e a microestrutura    determinada pela leitura direta no diagrama do campo onde o ponto (Cr_{eq} , Ni_{eq}) se localiza. Quando as composi  es dos metais base e de adi  o são diferentes, o ponto que representa a solda no diagrama estará sobre o segmento de reta entre o metal base e o metal de adi  o. A posi  o desse ponto no seguimento dependerá da dilui  o da solda, ficando mais próximo do metal de adi  o para soldas de pequena dilui  o.

O diagrama de Schaeffler não considera o efeito do nitrogênio, elemento fortemente formador da austenita, na microestrutura (Lippold & Kotecki, 2005).

Geralmente, os diagramas constitucionais não levam em considera  o a velocidade de resfriamento e apenas fornecem uma estimativa aproximada da microestrutura da solda e da quantidade de ferrita, em particular.

Deve-se ter em mente que não basta utilizar o diagrama e tirar todas as conclusões, pois ele só é válido para a zona fundida de uma junta soldada. Na ZTA o metal de base está sujeito a todas as transformações possíveis no que deve ser levada em consideração, ao se especificar um procedimento de soldagem (Bussinger, 1996).

Analisando-se o diagrama de Schaeffler (Figura 4.8), percebe-se a presença de três regiões distintas e que possuem somente uma fase: região completamente austenítica, outra ferrítica e outra martensítica. O diagrama mostra também regiões de duas e até três fases presentes (Schaeffler, 1947).

Schaeffler (1949) observou em sua pesquisa, que as equações de Níquel e Cromo equivalente de Newell & Fleischman (1938) e Field et al. (1943), poderiam ser aplicadas mais diretamente à soldagem. Suas pesquisas tiveram como foco, com base nas informações propostas anteriormente, constituir um diagrama para solda de metais que permitiria prever a microestrutura do metal soldado, com base na composição química. Em seu diagrama a fórmula do Cromo e Níquel equivalente nos eixos, com pontos para as fases específica da microestrutura plotados no diagrama. Os elementos que promovem a formação de ferrita são inclusos no cromo equivalente, enquanto os elementos formadores da austenita estão inclusos no níquel equivalente.

Schaeffler baseou seus fatores multiplicadores para computação de fórmulas equivalentes em pesquisas anteriores e em sua própria experiência. Assumindo valores de 2,5 %Si, 1,8%Mo e 2%Nb, com base em sua própria pesquisa, e declarou que isso estava de acordo com os valores por Thielemann (1940) e por Campbell & Thomas (1946).

A equação original de Schaeffler para Cromo e Níquel equivalente é dada pelas equações (2.2) e (2.3):

$$Ni_{eq} = Ni + 0,5Mn + 30C \quad (2.2)$$

$$Cr_{eq} = Cr + Mo + 1,5Si + 0,5Nb \quad (2.3)$$

2.6 O PROCESSO DE SOLDAGEM COM ARAMES TUBULARES

2.6.1 Características Principais

O processo com arame tubular (FCAW – *Flux Cored Arc Welding*) é um processo de soldagem por fusão, cujo arco é estabelecido entre a peça e o eletrodo alimentado continuamente, sendo protegido pela ação de um gás externo (ou não) e pela decomposição do fluxo alojado no interior do arame, Figura 2.14. Este fluxo é composto por materiais inorgânicos e metálicos que possuem várias funções, dentre as quais se destacam a melhoria das características do arco elétrico e da transferência do metal de solda, a proteção do banho de fusão e, em alguns casos, a adição de elementos de liga, além de atuar como formador de escória (Scotti & Silva, 1986; Mota et al., 1998; Bracarense, 2000; Joaquim, 2001; Oliveira, 2002; Fortes 2004; Starling & Modenesi, 2005).

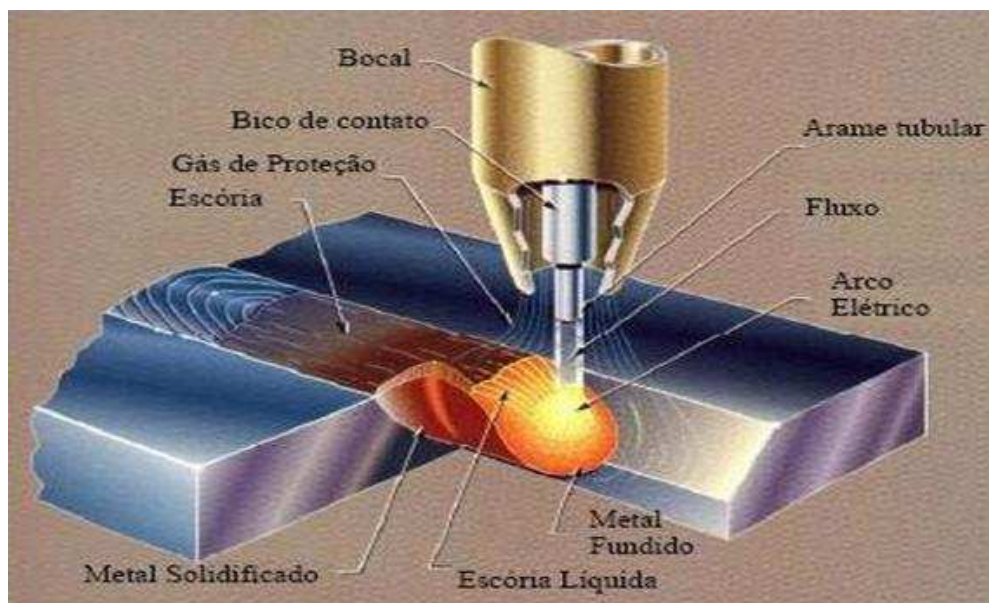


Figura 2.14 – Soldagem com o arame tubular através de proteção gasosa (Ordóñez, 2004).

Apesar da similaridade entre o processo com arame tubular com proteção gasosa e o processo com arame sólido - MIG/MAG - aquele apresenta vantagens e limitações em relação a este. Assim sendo, o processo com arame tubular se destaca por gerar um metal depositado

de alta qualidade e solda com boa aparência visual, além de soldar vários tipos de aços e em grandes faixas de espessuras, gerando uma alta taxa de deposição devido a maior densidade de corrente e, em consequência, maior produtividade. Possui ainda uma maior tolerância com relação à presença de contaminantes que podem originar trincas (Araújo, 2004).

Devido à interação fluxo/metálico, o processo de soldagem por arame tubular é um processo mais complicado do que o processo GMAW com arame sólido (Wang et al., 1995). Considerando que a área da seção transversal do eletrodo tubular é menor que a do arame sólido para um mesmo diâmetro, o arame tubular apresenta maiores densidades de correntes (Siewert et al., 2002). Sendo assim a sua resistividade elétrica é maior e, conseqüentemente, maior calor é gerado por efeito Joule podendo-se obter taxas de fusão 30 a 35% superiores utilizando arames tubulares (Silva, 2008 e Medeiros et al., 1989). Desta forma os parâmetros de soldagem são extremamente importantes no sentido de melhor adequar o processo principalmente no que se refere aos modos de transferências (Wang et al., 1995) e seus reflexos na qualidade da solda.

2.6.2 Proteção Gasosa

O gás de proteção tem uma influência muito significativa em todo o desempenho da soldagem com arame tubular, afetando a eficiência, a qualidade, as propriedades da solda e determina a geometria como também a penetração do cordão de solda. O gás de proteção interage com o arame eletrodo na soldagem produzindo melhorias nas propriedades mecânicas do metal depositado, controlando a transferência eficiente dos componentes químicos do arame e alterando a microestrutura da solda. O gás de proteção pode também afetar o conteúdo residual de hidrogênio, oxigênio e nitrogênio dissolvido no metal de solda (Lyttle & Stapon, 1990).

O dióxido de carbono (CO_2) é muito usado para proteção durante a soldagem com arames tubulares. Duas vantagens deste gás são: o baixo custo e alta penetração. A elevada condutividade térmica do CO_2 faz com que o núcleo de condução do arco tenha pequeno diâmetro, tornando o arco mais constricto, o que provoca uma maior pressão do arco sobre a poça de fusão, promovendo uma influência marcante na geometria do cordão, aumentando não somente a penetração, mas também o reforço e diminuindo a largura do cordão (Sales et al., 2001). Por outro lado à ocorrência de um núcleo de condução do arco de pequeno

diâmetro aumenta a perturbação da superfície da poça metálica fundida prejudicando a estabilidade do arco e gerando a formação excessiva de respingos (Dillenbeck, 1987; Baixo & Dutra, 1990).

Outrossim, quando há CO_2 no gás de proteção, as reações exotérmicas da dissociação da molécula fazem com que mude de maneira significativa as condições para a transformação austenítica (Dalpiaz & Machado, 1999), razão esta do conteúdo diferenciado de fases quando o CO_2 está presente.

Diferentemente do processo de soldagem com arames sólidos, o processo com arame tubular permite que se alcance a transferência metálica do tipo spray mesmo utilizando 100% de CO_2 como gás de proteção (Barhorst, 2000; Nascimento et al., 2003).

O dióxido de carbono é relativamente inativo na temperatura ambiente. Quando ele é aquecido a altas temperaturas pelo arco elétrico, dissocia formando o monóxido de carbono (CO) e oxigênio. O oxigênio proveniente desta dissociação irá reagir com os elementos do metal fundido oxidando-os. Assim, materiais desoxidantes são adicionados ao fluxo do eletrodo para compensar os efeitos oxidantes do CO_2 (Bracarense, 2000).

O uso da mistura de gases na soldagem com arames tubulares pode combinar as vantagens separadas de dois ou mais gases. O aumento de gás inerte aumenta a eficiência de transferência dos desoxidantes que estão no fluxo do arame. Por outro lado, a penetração será reduzida. O Argônio é capaz de proteger a poça de fusão em todas as temperaturas de soldagem. Sua presença em quantidade suficiente resulta na diminuição da oxidação comparativamente a proteção com CO_2 (Bracarense, 2000).

Viana (2003), ao analisar o processo FCAW aplicado aos aços inoxidáveis, concluiu que quanto maior a porcentagem de CO_2 , menor a convexidade do cordão, menor a tensão superficial e maior a molhabilidade. Percebeu ainda que ocorre também uma diminuição da porcentagem de Cr e o aumento do teor de Ni no metal depositado. O mesmo autor acrescentou ainda que a mistura C25 (75% Ar +25% CO_2) produz um metal de solda com resistência a tração e limite de escoamento superiores ao CO_2 puro.

Atualmente, diversos tipos de mistura de gases estão disponíveis no mercado, sendo a mistura 75% de Argônio e 25% de CO_2 a mais utilizada. O metal de solda depositado com esta mistura tem alto limite de escoamento e resistência à tração, comparado com o metal depositado com 100% de proteção com CO_2 (Bracarense 2000). De uma forma geral o gás de proteção promove a influencia na estabilidade do arco, no modo e na uniformidade da transferência metálica em conjunto com vários outros parâmetros.

Viana (2003) demonstrou a possibilidade de soldagem do aço AISI 304L utilizando o processo semi-automático MAG, com 100% CO₂, sem nenhum comprometimento da solda. Constatou-se a não ocorrência de sensitização na zona fundida e zona afetada termicamente e permitiu obter valores elevados de resistência mecânica da solda conjugado com um bom aspecto visual dos cordões. Os resultados obtidos apontam para equiparação dos processos MIG/MAG e arame tubular, levando-se em conta a qualidade obtida. Outra conclusão relevante foi de que as reduzidas vazões de gás (de 5 l/min) não acarretaram nenhuma alteração perceptível nas soldas realizadas, propiciando grande economia nos gastos com gás de proteção. O autor afirma em função dos resultados que soldas realizadas em aço inoxidável AISI 304L com arame AWS 308LSi, utilizando gás CO₂ puro, são de ótima qualidade no que concerne aos típicos problemas de aços inoxidáveis austeníticos, ou seja, resistência à corrosão intercrystalina, inexistência de fase sigma e não formação de trincas a quente. Adicionalmente, os testes mecânicos de dobramento e tração comprovaram a excelente resistência mecânica das juntas. A não ser pelo maior número de respingos no processo MIG/MAG, a seleção de metal de adição com acréscimo de silício equiparou-se ao arame tubular, garantindo cordões de boa aparência e fluidez, além de fácil soldabilidade (Viana, 2003).

Considerando ainda o mesmo trabalho, Viana (2003) complementa afirmando que a reduzida quantidade de ferrita delta no metal de solda depositado pelo processo arame sólido garantiu vantagem adicional, em relação ao arame tubular, por ter atingido uma estrutura quase puramente austenítica, sem, no entanto, deixar o material vulnerável a trincas de solidificação. O autor concluiu que a vazão de gás de proteção pode ser drasticamente reduzida, proporcionando significativa economia desse consumível, sem comprometimento da qualidade da solda, independente do arame ser sólido ou

O gás de proteção desempenha uma função primordial na soldagem do aço inoxidável. Ao analisar a influência dos mesmos, Filho et al. (2007) soldaram o aço inoxidável ferrítico bi-estabilizado, através do arame eletrodo ER430, usando seis tipos de gás de proteção (Ar; Ar+2%O₂; Ar+4%O₂; Ar+2%CO₂; Ar+4%CO₂ e Ar+8%CO₂). Os autores perceberam uma diminuição no valor da corrente média de soldagem com o aumento da distância bico de contato peça (DBCP), independente do tipo de gás de proteção utilizado. Notaram também que houve um aumento na corrente média de soldagem com o aumento tanto de oxigênio como de dióxido de carbono na mistura com argônio, independente do valor da DBCP; e para

os mesmos percentuais de oxigênio e dióxido de carbono na mistura com argônio ocorreu um aumento maior da corrente média de soldagem quando se utilizou o oxigênio.

2.6.3 Modos de Transferência Metálica

Os principais modos de transferências metálicas compreendem os modos curto-circuito, globular, spray e pulsado (Figura 2.15) além de algumas variações específicas (globular repulsiva, spray projetado, spray em fluxo, spray rotacional, explosiva e guiada por parede de fluxo), cujas formas de ocorrência são ilustradas, de forma esquemática, na Figura 2.16. No entanto para os arames tubulares o modo de transferência condiz com o tipo de fluxo utilizado, quer seja ele rutilico, básico, *metal-cored* ou auto-protegido (Figura 2.17).

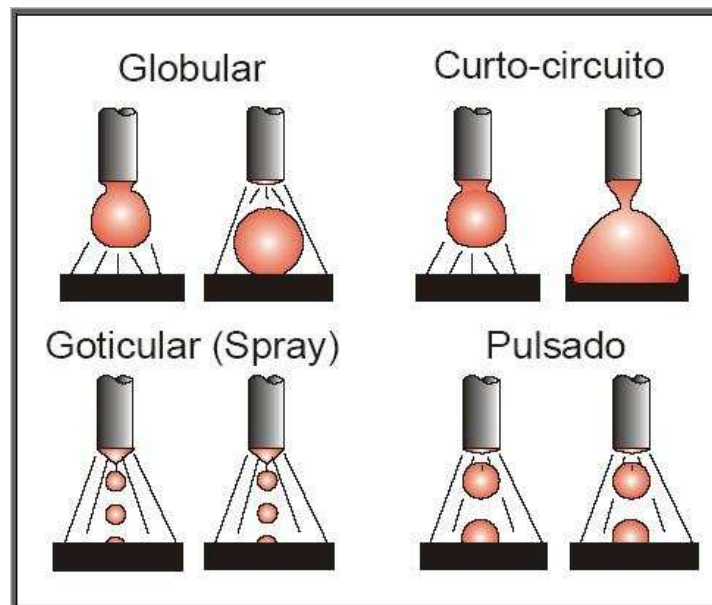


Figura 2.15 — Modos de transferências metálicas (Barra, 2003).

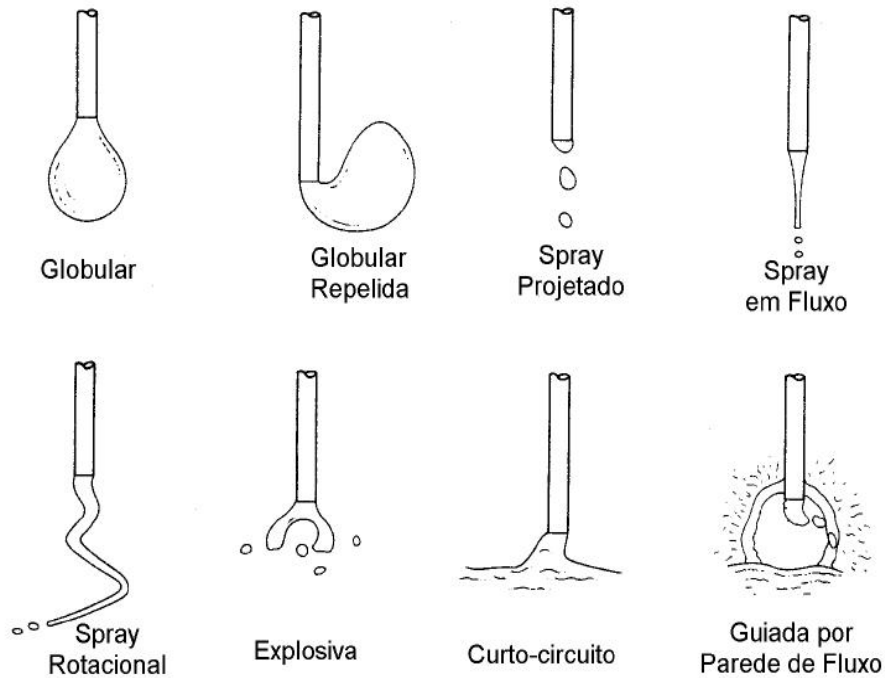


Figura 2.16 — Modos de transferências metálicas de acordo com a classificação do IAWG (Modenesi, 2001).

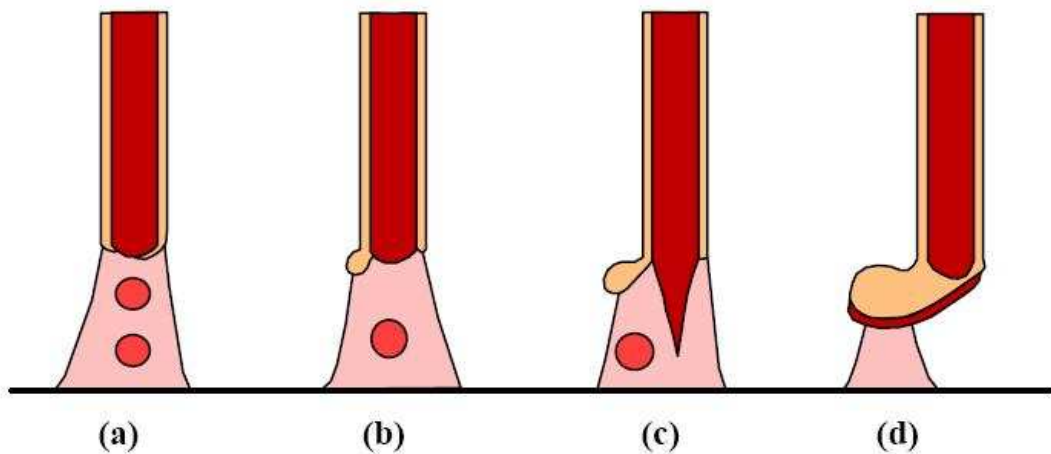


Figura 2.17 — Formas típicas de transferência na soldagem com arames tubulares. Arames: (a) "metal cored", (b) rutilico, (c) básico e (d) auto-protegido. (Norrish & Richardson, 1998)

Segundo Modenesi (2001), arames rutilicos, como o AWS316LT1, operam normalmente a altas correntes com uma transferência spray projetada não axial.

Dentre os modos de transferências metálicas, o modo pulsado chama muito a atenção principalmente para algumas aplicações específicas como, por exemplo, no caso de soldagem de aços inoxidáveis. Em função da possibilidade de controle da corrente média pela variação na frequência de pulsação, a imposição de calor ao material base pode ser mais bem distribuída, permitindo um melhor controle dimensional do material soldado, principalmente quando aplicado à soldagem de chapas finas de aços inoxidáveis. Neste sentido, pesquisas realizadas pelos autores Amin (1983), Alcan (1992), Saito (2001), Oliveira (2005) e Silva (2007) têm sido publicadas na literatura com o intuito de estabelecer condições de pulso em soldagem dos arames tubulares com arco pulsado aplicado aos aços carbono, muitas das quais se concentram no estabelecimento da influência dos parâmetros de pulsação na geometria e qualidade do cordão de solda. Entretanto, observa-se uma carência de trabalhos científicos dedicados ao estudo da aplicação do modo pulsado com arame tubular na soldagem de aços inoxidáveis.

Este modo de transferência foi desenvolvido primordialmente para não haver contato físico entre o eletrodo e a peça e para suprir as deficiências do modo de transferência tipo spray (Nascimento et al., 2003). Porém na prática é muito difícil de evitar totalmente o contato físico (curto-circuito). Este fato deve-se basicamente a forma de onda de corrente imposta de tal forma a não haver variações durante a soldagem, como ocorre no modo convencional usando o controle da tensão (Júnior, 2002).

Segundo Subramaniam et al. (1998) e Barra (2003), durante o pulso ou tempo de pico (t_p), a corrente de pico (I_p) é suficientemente alta para provocar destacamento da gota devido ao efeito eletromagnético, tal como na transferência por “spray”, esta gota se destaca com um diâmetro preferencialmente próximo ao diâmetro do arame eletrodo, caracterizando, geralmente um arco suave e estável. Isto pode ser demonstrado na Figura 2.18.

I_p e t_p possuem significativa influência na transferência metálica (Nixon & Norrish, 1988). Durante o tempo de base (t_b), a corrente de base (I_b) é suficiente para manter o arco e conservar o efeito de aquecimento sob controle além da velocidade de alimentação do arame (Norrish, 1995; Pereira, 1995), ambos têm pequeno efeito sobre o destacamento da gota, mas influenciam em seu tamanho (Nixon & Norrish, 1988).

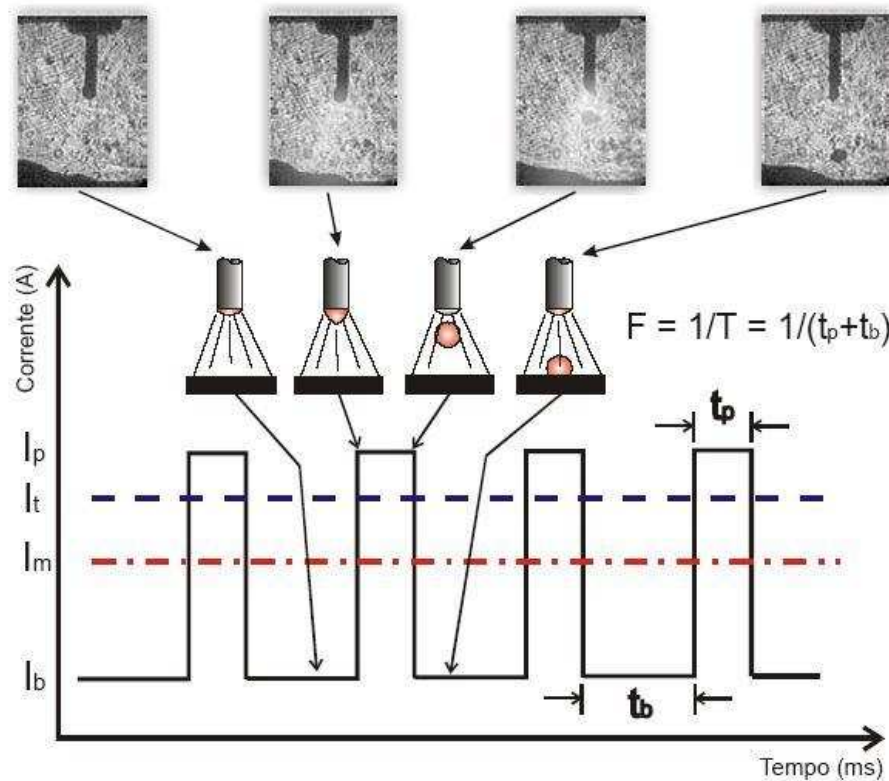


Figura 2.18 – Representação do processo de transferência no modo pulsado (Barra, 2003).

A regulagem desses parâmetros de pulso tem efeitos marcantes na estabilidade do arco, na qualidade da solda, na aparência e geometria do cordão, sendo necessário que os mesmos sejam bem regulados de forma a se obter as melhores características na soldagem (Palani & Murugan, 2006). Sob este aspecto, estes autores afirmam que apesar dos benefícios trazidos pela utilização do modo pulsado, a complexa natureza desse processo e o alto grau de habilidade exigida por parte dos soldadores na correta seleção dos parâmetros operacionais, têm limitado, de maneira significativa sua aceitação pelas indústrias de soldagem.

Cordões produzidos por arco pulsado são mais planos e apresentam transições suaves até o metal-base, bem como penetração mais ampla do que os processos com transferência a frio de metal e por arco curto - um efeito que pode ser explicado pelo maior aporte térmico (Tessmar & Koppe, 2008).

Para o caso do efeito de pulsação sobre a agitação da poça de fusão, é previsto que uma variação do nível de corrente (oscilação entre o pulso e a base) irá influenciar a força eletromagnética (campo velocidade no interior da poça), a pressão do arco sobre a superfície da poça e a frequência de colisão das gotas com a poça. Estas 3 características provocam um

aumento do grau de agitação da poça e, como possíveis conseqüências, uma redução dos níveis de penetração, porosidade e magrosegregação (Barra, 2008).

A técnica de pulsação de corrente aplicada no processo de soldagem com arame tubular é reportada como uma excelente controladora do refinamento de grão na ZF e na transição do modo de crescimento colunar para equiaxial na soldagem do aço inoxidável (Barra, 2003; Kou, 2003; Villafuerte, 1990).

Segundo Norrish & Richardson (1998), é possível - neste tipo de transferência - controlar o tamanho da gota destacada durante cada pulso e a frequência de destacamento, desde que o tempo de pulso, amplitude e frequência sejam independentemente variados. A grande vantagem na utilização do modo pulsado está na pequena energia fornecida ao processo, sendo possível executar soldas de pequenas espessuras e fora de posição plana, devido ao baixo aporte térmico, minimizando problemas de deformação e distorções, principalmente em metal base de pequena espessura. Tornando-se uma opção interessante para a soldagem de aços inoxidáveis austeníticos, razão esta da escolha deste modo de transferência nesta dissertação de mestrado.

2.6.4 Parâmetros de Soldagem

Independentemente do tipo de operação da fonte (em tensão constante ou em corrente constante), os períodos de instabilidade e estabilidade do processo influenciam fortemente o aspecto superficial do cordão e algumas características geométricas do mesmo como a sua largura e a sua área de penetração (Costa et al., 2007).

Mendonça et al. (2006) verificaram, soldando o AISI 316L através do eletrodo tubular AWS E316LT1-6, que os valores máximos para a ferrita δ e dureza, foram alcançados quando se soldou com uma corrente média (I_m) de 200A e os valores mínimos foram com $I_m=150A$. Neste trabalho, o teor de ferrita delta se relaciona de maneira inversamente proporcional com os valores de dureza.

Segundo Bracarense (2000), os fabricantes de arames tubulares recomendam uma DBCP de 19 a 38mm para arames com proteção gasosa e 19 a 95mm com arames auto-protegidos, dependendo da aplicação.

Braga & Trevisan (2004) soldaram o AISI 316L com o AWS E316LT-1 utilizando 15 l/min de CO₂ e uma corrente de pico de 350 A. Verificaram que houve menor quantidade de trincas de solidificação no metal de base na utilização do modo de transferência pulsado. Aumentando a porcentagem de nitrogênio na zona fundida diminui-se a porcentagem de ferrita δ no material base sem influência no comprimento total das trincas.

Pessoa et al. (2007) concluíram que a utilização de corrente alternada em relação corrente pulsada, mostrou-se mais eficiente quando se procura obter pequenos valores de penetração e altos valores de reforço no cordão de solda.

Oliveira (2005) e Medeiros et al. (1989) observaram a influência da velocidade de soldagem sobre a penetração no modo pulsado com arame tubular. Segundo os autores, ocorre uma diminuição da penetração para velocidades crescentes de soldagem entre 1 e 2 mm/s. Assim, a penetração apresenta um valor mínimo para velocidades de soldagem próximas de 2mm/s, independentemente da intensidade média de corrente, e após este mínimo, apresenta uma tendência de crescimento para com a velocidade de soldagem, mantendo-se praticamente constante com o aumento da velocidade de deslocamento.

2.6.5 Arames Tubulares para Aços Inoxidáveis

Com relação aos aços inoxidáveis, o processo de soldagem por arame tubular tem emprego na fabricação de modo geral, nos revestimentos, na união de metais dissimilares e no reparo de fundidos (Viana, 2003).

Segundo Ferree (1992) a maioria dos arames tubulares de aços inoxidáveis de pequeno diâmetro varia de 0,8 a 1,6 mm. Abaixo, listam-se os tipos e características básicas de cada um deles:

- Metal-cored: a maioria dos metais está em forma de pó no núcleo, soldagem com mesmas características que o arame sólido;
- Auto-protegido: Gera sua própria proteção gasosa, usados na posição plana e horizontal;
- Auto-protegido na Posição Plana (FLAT POSITION GAS SHIELDED): para posição plana e horizontal;
- Auto-protegido em todas as posições.

O processo de fabricação dos arames tubulares de aço inoxidável é muito mais complicado que o dos aços de médio ou baixo teor de carbono (Ferree, 1992).

A configuração da seção transversal (Figura 2.19) do arame não tem grande influência na aparência da solda, nas propriedades mecânicas ou químicas do arame final de aço inoxidável. No entanto, necessita-se da velocidade de alimentação para obter um dado nível de corrente (Ferree, 1992).

A partir de 1995 os arames tubulares a norma AWS A5.22 incluiu a indicação da posição de soldagem na classificação. Então o E316LT-3 pode ser classificado também como E316LT0-3, onde 0 indica o uso na posição sobre-cabeça e horizontal. (Kotecki, 2001).

Os arames tubulares são geralmente usados na soldagem dos aços inoxidáveis fora da posição, assim como para a posição vertical descendente. Alguns arames tubulares contêm um fluxo de resfriamento rápido o qual forma um suporte de escória para a soldagem fora da posição.

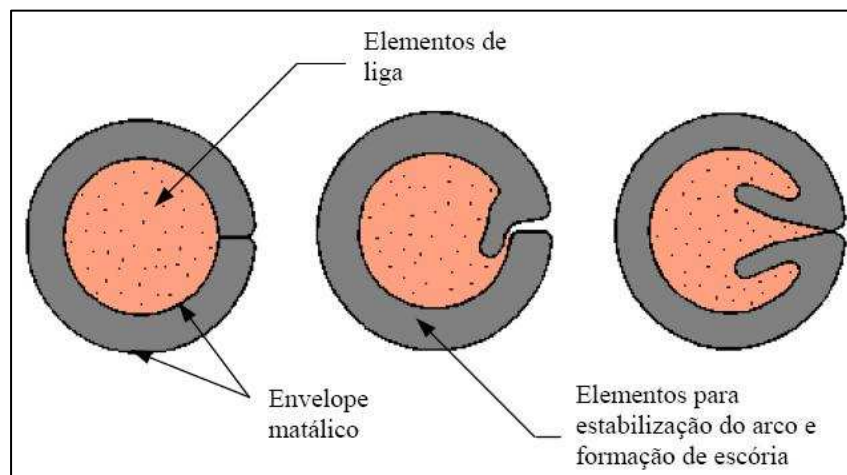


Figura 2.19 — Algumas formas de seção transversal dos arames tubulares (Machado, 1996).

Dadas composições de liga permitem soldar apenas nas posições plana e horizontal (AWS EXXXT0-Z) ou para todas as posições de soldagem (EXXXT1-Z). Os arames AWS EXXXTY-1 são designados para o uso com o CO_2 como gás de proteção. O AWS EXXXTY-4 para a mistura $75\%\text{Ar}+25\%\text{CO}_2$, ou o auto-protegido EXXXT0-3. O CO_2 não é recomendado na soldagem com o processo GMAW, mas é geralmente usado com o processo FCAW porque a escória protege o metal através do ganho de carbono.

O uso do EXXXT0-3 com gás de proteção resultará num aumento na porcentagem de ferrita. O uso do EXXXTY-1 ou EXXXTY-4 sem gás de proteção resulta em baixa porcentagem ou nenhuma ferrita e possibilidade de porosidade.

Recentemente, gases de proteção e eletrodos de aços inoxidáveis têm se tornado muito compassível. Uma única soldagem de deposição no modo convencional (sem pulsação da corrente elétrica) permite um soldador soldar nas posições vertical (progressões ascendente /descendente), horizontal e sobre cabeça, sem movimento de tecimento, a uma taxa de deposição de 2,86 kg/h.

Através do uso de arames tubulares de aço inoxidável, podem-se diminuir os ângulos de bisel e a abertura da raiz, devido à possibilidade de obter uma maior penetração (principalmente com o uso do CO₂) com diâmetros pequenos, isso diminui notavelmente a quantidade de material depositado (Centeno, 2001).

Pode-se obter, por arame tubular, produtos com composição de elementos e faixa de ferrita não facilmente alcançáveis, por exemplo, como em produtos de aços inoxidáveis forjado.

Variando-se em 3 volts no arco elétrico pode resultar numa alteração de mais de 10 FN (número de ferrita) – no depósito. Com arames auto-protegidos, os parâmetros de soldagem devem ser rigorosamente controlados para se obter o FN desejado, dado importantíssimo na prevenção de trincas.

2.6.5.1 Arames Tubulares de Aço Inoxidável para Soldagem na Posição Plana

Existem algumas inerentes desvantagens dos arames tubulares “metal-cored” e os “auto-protegidos” que levaram ao desenvolvimento dos arames de aço inoxidável com pequeno diâmetro. Os arames “metal-cored” requerem, principalmente o Argônio-Oxigênio, para uma condição ótima; algumas vezes eles produzem uma inaceitável oxidação da superfície do cordão. O nível de nitrogênio, quantidade de ferrita e penetração total no metal soldado dos arames auto-protegidos dependem muito dos parâmetros de soldagem e habilidade do soldador (Kotecki, 1978; Davey et al., 1987).

2.6.5.2 Arames Tubulares Recomendados para a Soldagem do Aço Inoxidável AISI 304

Os arames recomendados para a soldagem do aço inoxidável AISI 304 são:

- ER 308 (21% Cr e 10% Ni): Metal de adição mais comumente utilizado para a soldagem de juntas de composição similar, em particular, do aço AISI 304. Apresenta variações de H, de maior teor de carbono, que é usado para garantir uma maior resistência mecânica a temperatura elevada; L, de baixo teor de carbono e que é usado para garantir uma melhor resistência à corrosão intergranular; Si, de maior teor de silício e que possibilita uma maior fluidez à poça de fusão e facilita a soldagem particularmente com o processo GMAW; Mo, com teor de Molibdênio mais elevado, e, ainda, LSi e LMo.

- ER 309 (24% Cr e 13% Ni): Metal de adição utilizado comumente para a soldagem de metais de base de composição similar na condição como trabalhada ou como fundida. Pode ser usado para soldar o AISI 304 em condições em que a agressividade do meio torna necessário um material com maior teor de liga para a solda. É também utilizado na soldagem de metais dissimilares, como no caso da união e aço carbono e aço AISI 304. Apresenta as variações L, Si, Mo, LSi e LMo.

- ER 316 (19% Cr, 12,5% Ni e 2,5% Mo): Usado para soldar o aço AISI 316 e similares. A presença de Mo garante uma maior resistência à fluência a alta temperatura e a corrosão localizada em pontos (“pitting”) em atmosfera contendo elementos halogênicos. Apresenta as variações H, L, Si e LSi.

Bálsamo et al. (2002) soldaram chapa de aço AISI 304 de 3,5 mm de espessura, usando uma corrente média na faixa de 80-170[A], o arame AWS ER 308LSi, Ø1,2 mm, DBCP = 20mm, Gás: Ar +2% O₂. Obtiveram gotas de diâmetros médios menores e mais próximos que um Sinérgico comercial.

2.6.5.3 Arame Tubright AWS E316LT1

O OK Tubright 316L é um arame tubular do tipo “flux-cored” para a soldagem em todas as posições. Ele utiliza como gás de proteção tanto o CO₂ como misturas de Ar + 20-25%CO₂. Este arame contém Molibdênio, o qual aumenta a resistência à corrosão localizada induzida pelos ácidos sulfúrico e sulfuroso, cloretos e soluções de celulose. Utilizado principalmente nas indústrias de papel e de tintas, o OK Tubright 316L foi desenvolvido para a soldagem de aços inoxidáveis 18%Cr-12%Ni-2%Mo de baixo teor de carbono ou para a soldagem de juntas de aços inoxidáveis dissimilares.

Forma uma escória fina e de fácil remoção, como mostra a Figura 2.20, numa soldagem de deposição no aço AISI 1020 de 1/2 polegada de espessura.



Figura 2.20 – Escória do arame tubular AWS E316LT1-4.

De acordo com o tipo de gás utilizado (aramé AWS E316LT1-1 para 100%CO₂ e E316LT1-4 para Ar+25%CO₂), a Tabela 2.4, apresenta a composição química, o limite de resistência, o limite de escoamento e o alongamento (A).

Tabela 2.4 – Composição química e propriedades mecânicas de acordo com o tipo de gás de proteção.

	C	Si	Mn	Cr	Ni	Mo	L.R.[MPa]	L.E.[MPa]	A
100%CO ₂	0,03	0,8	1,48	18,2	12,4	2,42	590	470	38%
Ar+25% CO ₂	0,03	1	1,58	18,5	12,4	2,46	600	470	40%

No modo convencional a corrente média, a tensão recomendada, o rendimento e a deposição para o arame de 1,2 mm de diâmetro estão na Tabela 2.5.

Tabela 2.5 – Tensões e correntes recomendadas de acordo com o rendimento e deposição.

Diâmetro [mm]	Tensão[V]	Corrente[A]	Rendimento[%]	Deposição [kg/h]
1,2	26	170	83	2,2
	30	270	84	4,35

Mendonça et al. (2006) soldaram o AISI 316L com o AWS E316LT-1 no modo convencional de soldagem, com uma vazão de CO₂ de 15 l/min. Concluíram que aumentando a porcentagem de ferrita δ , diminui-se a dureza do material e que quanto menor o nível de corrente, maior é o nível de dureza encontrado.

Kotecki (2001) verificou que se for utilizado um processo com proteção por fluxo para se soldar um aço 304L ou 316L, deve-se escolher um metal de adição abaixo de 5 FN, que produza uma escória altamente básica. O mesmo recomendou, na soldagem do AISI 304L, o AWS E316LT1-4 devido a maior resistência a trincas a quente do que o E308LT quando o FN é baixo, como é o caso deste trabalho.

2.7 CONSIDERAÇÕES FINAIS

A revisão bibliográfica aqui apresentada abordou vários aspectos da soldagem com arame tubular e da soldagem dos aços inoxidáveis austeníticos. Sendo assim todas as informações aqui reunidas tiveram como meta fornecer informações sobre o assunto. Nota-se que apesar da soldagem com o arame tubular ter ganhado popularidade entre os fabricantes nos últimos anos, as fontes de pesquisas sobre o assunto ainda são poucas. Sendo assim ao elaborar esta revisão bibliográfica procurou reunir o máximo de informações possível como forma de contribuir para o objetivo principal deste, que é ampliar o conhecimento sobre a soldagem com arame tubular AWS E316LT1-4 no modo pulsado e, ainda estabelecer uma base de conhecimento na aplicabilidade deste consumível na soldagem do AISI 304. Cabe também ressaltar os aspectos metalúrgicos desta condição.

Capítulo 3

METODOLOGIA EXPERIMENTAL

Neste capítulo será descrito a metodologia experimental para a realização do presente trabalho. Para a concretização dos objetivos, este trabalho foi basicamente dividido em três etapas. Na primeira etapa, foi analisada a influência dos parâmetros de pulsação do processo FCAW com arame tubular AWS 316LT1-4 sobre a soldagem de chapas finas (3,1mm) de aço inoxidável AISI 304. Para tanto foram analisadas características geométricas e produtivas dos cordões, bem como a regularidade nas condições de pulsação dos parâmetros e determinado a condição otimizada de soldagem que resultava na melhor combinação de respostas. Foi utilizado como metodologia de análise técnicas estatísticas baseadas no projeto e análise de experimentos (DOE – *Design of Experiments*), através da aplicação de planejamento fatorial fracionário para o estudo de alguns parâmetros como a corrente de pico (I_p), o tempo de pico (t_p), a corrente de base (I_b) e a frequência (f), de modo que se pudesse obter uma condição ótima de soldagem. Ainda nesta etapa, algumas investigações das alterações microestruturais da ZF e ZTA e ensaios de microdureza Vickers, foram realizadas em algumas condições específicas, em três níveis de energia de soldagem (395; 545,3 e 805 J/mm), variando-se I_p , t_p , I_b e f .

Na segunda etapa, focada na condição ótima e nos resultados obtidos na etapa anterior, novos testes exploratórios foram realizados com o intuito de melhor se adequar o processo e definir novos níveis de energia, desta vez variando-se a energia de soldagem através da velocidade de soldagem (27,2; 30; 32,2 e 39,3 cm/min).

Finalmente, na terceira etapa, realizou-se a soldagem em juntas de topo chanfradas, análises microestruturais, ensaios de líquido penetrante, micro-dureza Vickers, ensaio de tração e EDS de alguns corpos de prova, variando-se a energia de soldagem em níveis

próximos a condição otimizada de 590 J/mm. A descrição dos métodos e materiais utilizados para a realização dos experimentos será detalhadamente apresentada nos itens seguintes.

3.1 BANCO DE ENSAIOS E PROCEDIMENTO EXPERIMENTAL

Para a concretização dos objetivos deste trabalho, utilizou-se o banco de ensaios do Laboratório de Soldas (LSO) da UNIFEI, contando, ainda, com o apoio do laboratório de Metrologia Dimensional, para a análise dos perfis geométricos dos cordões de solda. As análises de micrografias e os ensaios mecânicos foram realizados no Laboratório de Ensaios Destrutivos do IEM/UNIFEI. A análise pela microscopia eletrônica de varredura foi feita no Laboratório de Microscopia Eletrônica da Escola de Engenharia de Lorena – USP.

Para a realização dos testes de soldagem, utilizou-se o banco de ensaio apresentado na Figura 3.1, composto por uma fonte de soldagem multi-processos Inversal 300, com possibilidades de comando digital, operando na condição de pulsação de corrente por meio do modo de imposição de corrente, a qual possibilitou flexibilidade no ajuste dos parâmetros. Para a execução das soldas a tocha de soldagem foi acoplada a um sistema guia movido por um carro (tartaruga) permitindo controle da velocidade de soldagem (Figura 3.1) durante execução dos cordões. No banco de ensaios utilizou-se ainda um tacômetro para avaliar o comprimento do arame consumido na realização dos cordões de solda em cada corpo de prova. A medida do tempo do arco aberto foi feita por um cronômetro. A vazão do gás foi controlada por um sistema de medição de vazão de gás (MVG) digital.

Todos os testes das duas primeiras etapas foram realizados através de simples deposição sobre chapas de aço AISI 304, sendo a etapa inicial realizada em corpos de prova com dimensões de 80 x 30 x 3,1 mm.

Como metal de adição foi utilizado o arame tubular tipo *flux-cored* AWS E316LT1, com diâmetro de 1,2 mm, fabricado pela ESAB (AWS Tubright E316LT1). Este arame contém adições de molibdênio, o qual aumenta a resistência localizada induzida pelos ácidos sulfúrico e sulfuroso, cloretos e soluções de celulose. As composições químicas e propriedades mecânicas dos materiais e consumíveis utilizados, segundo fabricantes, estão dispostas nas Tabelas 3.1 (incluindo nesta o cálculo do Cromo e Níquel equivalente) e 3.2,

respectivamente. Como gás de proteção o fabricante recomenda utilizar para este arame o gás CO₂ ou a mistura Ar + 25%CO₂.

Tabela 3.1 - Composição química do metal-base e arame.

	C %	Si %	Mn %	Cr %	Ni %	Mo%	S %	P %	Ti %	Cr _{req}	Ni _{req}
E316LT1-4	0,03	1,00	1,58	18,50	12,4	2,46	-	-	1,00	22,46	14,09
AISI 304	0,08	1,00	0,045	18,0-20,0	8,0-10,5	-	0,03	0,045	-	20,50	11,67

Tabela 3.2 - Propriedades mecânicas do metal base e consumível.

	Limite de Resistência [MPa]	Limite de Escoamento [MPa]	Alongamento, %
E316LT1-4	600	470	40
AISI 304	515	205	40

A seqüência de testes nesta etapa compreendeu a realização de testes de simples deposição de acordo com um delineamento experimental estabelecido pela metodologia DOE. A seguir os corpos de prova foram preparados para análises geométricas do cordão e preparação para análises metalográficas. Paralelamente os dados foram coletados e analisados. Estas fases do trabalho serão descritas a seguir.

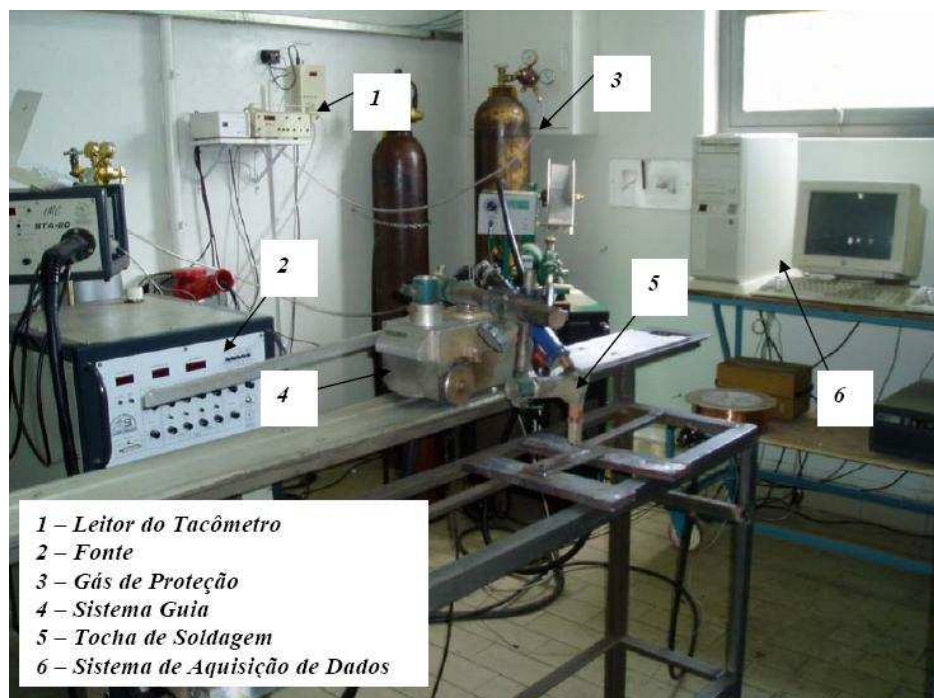


Figura 3.1 – Banco de ensaios do Laboratório de Soldagem da UNIFEI.

3.2 TESTES DE SIMPLES DEPOSIÇÃO

Nesta primeira parte do trabalho, conforme já comentado, realizaram-se testes de simples deposição do arame tubular AWS E316LT1-4 em chapas finas de aço inoxidável AISI 304, utilizando o modo de transferência pulsado. O intuito destes testes foi verificar a influência dos parâmetros de pulso do processo sobre as características geométricas e produtivas da solda, além da regularidade dos parâmetros durante execução de soldagem. Posteriormente, através da análise de todas as respostas, procurou-se obter uma combinação ótima dos parâmetros.

Para a fixação dos parâmetros de pulso do processo, utilizou-se como referência trabalhos anteriores desenvolvidos no Laboratório de Soldagem na UNIFEI (Oliveira, 2005; Silva, 2007). No entanto, realizaram-se novos experimentos (Tabela 3.3), pois o material soldado e arame utilizado naqueles, foram de tipos e composições químicas diferentes deste.

Como parâmetros de pulso os seguintes parâmetros foram considerados:

- ✓ corrente de pico (I_p);
- ✓ corrente de base (I_b);
- ✓ tempo de pico (t_p);
- ✓ frequência de pulsação (f).

O tempo de base foi ajustado em função da frequência de pulsação e do tempo de pico selecionado considerando para isto a equação (3.1).

$$t_b = 1/f - t_p \quad (3.1)$$

O gás escolhido para a realização dos testes obedeceu à recomendação do fabricante e também o menor teor de CO_2 presente. Desta forma a escolha recaiu sobre a mistura C25 (75%Ar + 25% CO_2), sendo a vazão do gás mantida em 14l/min. Utilizou-se a tocha no posicionamento perpendicular à solda e com uma distância do bico de contato à peça de 16 mm, o que equivaleu à distância da tocha em 11 mm e 5 mm de recuo do bico de contato. Através de uma série de testes preliminares, inclusive com 100% CO_2 como gás de proteção (Anexo 1), fixou-se os níveis máximos e mínimos dos parâmetros a serem analisados. A Tabela 3.3 apresenta os parâmetros fixos e variáveis, bem como os seus respectivos valores, utilizados na execução do testes.

As respostas avaliadas nesta fase inicial foram as seguintes:

- Características geométricas do cordão, representadas pela penetração, diluição, largura e reforço do cordão;

- Características produtivas representadas pela taxa de deposição e rendimento da solda;
- Regularidade na alimentação do arame.

No modo de soldagem com imposição de corrente, a tensão de soldagem foi fixada num valor constante de 25 V (Centeno, 2001) - de tal modo a garantir que o comprimento do arco se mantivesse constante em todos os testes - sendo que a velocidade de alimentação do arame se ajustava automaticamente para cada condição de soldagem, garantindo a corrente média exigida. Esta regularidade de ajuste foi considerada neste trabalho como um indício da estabilidade do processo de pulsação. Para isto utilizou-se um sistema de aquisição de dados Oscilos 4 que permitia o registro da característica dinâmica da velocidade do arame, corrente e tensão durante a realização dos testes. Foi utilizado um tempo de aquisição de 5s para cada teste. Posteriormente esta velocidade de alimentação caracterizada por um registro de 20.000 pontos foi processada estatisticamente para cada solda utilizando o software Excel e determinado a velocidade média e o desvio padrão para cada teste e calculado o desvio padrão relativo (coeficiente de variação).

Tabela 3.3 - Parâmetros fixos e variáveis nos testes de simples deposição.

Parâmetros Fixos			
Ângulo da tocha: 90°		DBCP: 16mm	
Tipo de Gás: C25 (75% Ar +25% CO ₂)		Recuo do bico : 5mm	
Vazão de Gás: 14 l/min		Tensão: 25 Volts	
Velocidade de Soldagem: 30 cm/min		Polaridade: CC+	
Posição = Plana			
Parâmetros de Análise (Variáveis)			
		Valor Mínimo (-)	Valor Máximo (+)
Corrente de pico (Ip)	A	250	350
Tempo de pico (tp)	ms	2	3
Corrente de base (Ib)	A	60	80
Frequência	Hz	50	100

Após a realização dos testes preliminares e fixação dos níveis dos parâmetros, foram realizados os testes definitivos. Para isto utilizou-se então um planejamento fatorial fracionado (2^{k-1}) - onde k é o número de fatores, com duas replicagens e dois pontos centrais,

perfazendo assim o total de 18 testes. A Tabela 3.4 apresenta o delineamento experimental obtido. A mesma tabela apresenta para cada teste preestabelecido os correspondentes valores de energia de soldagem (H), calculados conforme equações 3.2 e 3.3 respectivamente.

$$I_m = (I_p \cdot t_p + I_b \cdot t_b) / (t_p + t_b) \quad (3.2)$$

$$H = (V \cdot I_m) / v_s \quad (3.3)$$

Tabela 3.4 - Delineamento experimental.

Testes	Fatores				H
	I _p	I _b	t _p	f	
-	A	A	ms	Hz	kJ/mm
1	250	60	2,0	50	395,0
2	350	60	2,0	100	590,0
3	250	80	2,0	100	570,0
4	350	80	2,0	50	535,0
5	250	60	3,0	100	585,0
6	350	60	3,0	50	517,5
7	250	80	3,0	50	527,5
8	350	80	3,0	100	805,0
9	250	60	2,0	50	395,0
10	350	60	2,0	100	590,0
11	250	80	2,0	100	570,0
12	350	80	2,0	50	535,0
13	250	60	3,0	100	585,0
14	350	60	3,0	50	517,5
15	250	80	3,0	50	527,5
16	350	80	3,0	100	805,0
17	300	70	2,5	75	545,3
18	300	70	2,5	75	545,3

3.2.1 Preparação dos Corpos-de-Prova

Os corpos de prova foram pesados antes e após a soldagem, seccionados em duas partes, polidos e atacados quimicamente. O reagente utilizado na análise de perfil foi o Vilela (45 ml

de Glicerol/Glicerina + 15 ml de HNO₃ (1.40) + 30 ml de HCl), com tempo de ataque de segundos a minutos (Petzow, 1978), nesta etapa utilizou-se 5 minutos. A aplicação deste reagente é recomendada para os aços inoxidáveis com alto teor de Cr e aços Cr-Ni. Preparadas as amostras, com o auxílio de um projetor de perfis e de um planímetro, registraram-se as áreas de penetração (S_p), de reforço (S_r) e total (S_p+S_r), e a correspondente diluição, bem como a penetração do cordão (p), sua largura (b) e reforço (r), conforme esquema mostrado na Figura 3.2. Esses valores encontram-se na Tabela 3.4.

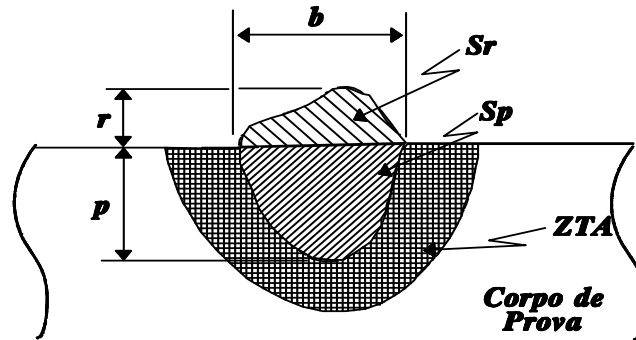


Figura 3.2 – Representação da área da seção transversal do cordão de solda.

Para a avaliação das características produtivas as seguintes equações foram utilizadas:

- Taxa de deposição (T_d) em kg/h:

$$T_d = \frac{3,6 * (m_{cf} - m_{ci})}{t} \quad (3.4)$$

- Taxa de fusão (T_f) em kg/h:

$$T_f = \frac{3,6 * dens. * L}{t} \quad (3.5)$$

- Rendimento (η):

$$\eta = \frac{T_d}{T_f} * 100 \quad (3.6)$$

onde:

- m_{cf} = massa final do corpo de prova (g);
- m_{ci} = massa inicial do corpo de prova (g);
- t = tempo de soldagem (s).
- d = densidade linear arame (6,47g/m);
- L = comprimento do arame (m).

Além das análises geométricas, alguns corpos de prova foram selecionados para uma avaliação mais específica da ZTA e ZF. Para esta preparação, o reagente utilizado na macrografia e microscopia eletrônica de varredura foi o glicerégia (3 partes de glicerol + 2-5 partes de HCl + 1 parte de HNO₃) (Petzow, 1978). Os cdp's soldados com 395 J/mm (menor “heat input”), 545,3 J/mm (“center point”) e 805 J/mm (maior “heat input”) foram submetidos a ensaios de microdureza Vickers (Figura 3.3) com carga de 100 gF e análise metalográfica.

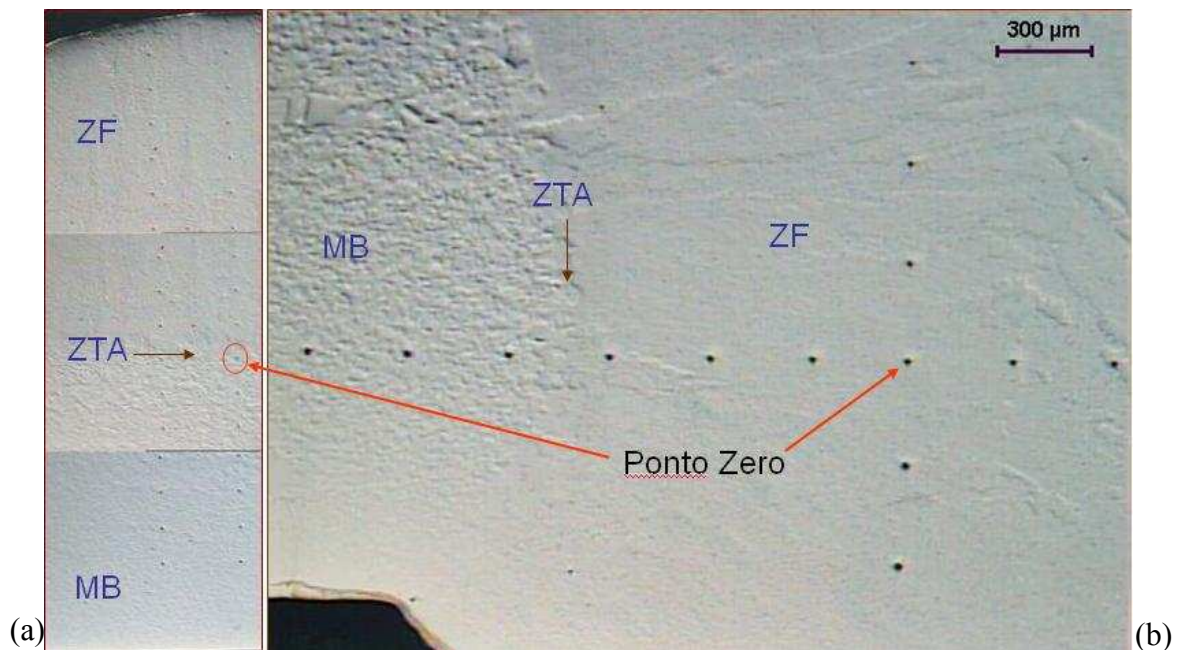


Figura 3.3 – Ensaio de microdureza Vickers: (a) H = 395 J/mm; (b) H = 545,3 J/mm.

3.3 SOLDAGEM DE SIMPLES DEPOSIÇÃO VARIANDO-SE A ENERGIA DE SOLDAGEM

Nesta segunda parte do trabalho, realizou-se soldagem de simples deposição, variando-se a energia de soldagem através da variação da velocidade de soldagem, mantendo-se constantes os parâmetros otimizados na Parte 1 (I_p , t_p , I_b e f), conforme Tabela 3.5. O objetivo foi avaliar a relação entre o empenamento e o comprimento exato do cordão de solda (em toda a extensão, no sentido longitudinal do corpo de prova), assim como analisar a propriedade mecânica de dureza e as propriedades metalúrgicas através de análises metalográficas.

Tabela 3.5 - Condições de soldagem com variação da H através da vs.

Cond	Ip [A]	Ib [A]	tp [ms]	f [Hz]	tb [ms]	vs [cm/min]	V [volts]	ma [g]	H [J/mm]
1	350	60	2	100	8	39,3	25	48	450,4
2	350	60	2	100	8	35,4	25	46,1	500,0
3	350	60	2	100	8	32,2	25	48,1	549,7
4	350	60	2	100	8	29,5	25	47,4	600,0
5	350	60	2	100	8	27,2	25	47,1	650,7
6	350	60	2	100	8	30	25	46,8	590,0

Após a realização das soldas de deposição com variação de energia realizaram-se 3 testes para analisar a penetração na junta de topo. Dois testes foram feitos com o bordo reto (sem chanfro) em cdp's com 75 mm de comprimento. Tanto com a maior energia ($H=650,7$ J/mm) como com a menor ($H=450,4$ J/mm), ocorreu falta de penetração (Figura 3.4). O terceiro teste foi feito com um chanfro de 60° , abertura de raiz de 1,2mm e nariz de 1,5mm, ocorrendo boa penetração em quase toda extensão do cdp. Com esses resultados concluiu-se que a energia necessária para uma soldagem com boa penetração estaria acima de 450 J/mm, sendo recomendável a preparação de chanfro em V, com ângulo de bisel de 30° . Com o uso de um ângulo de bisel de $37^\circ \pm 0,5^\circ$, pode ocorrer o defeito de penetração excessiva, devido a espessura de 3,1 mm dos cdp's.

Figura 3.4 – Testes para análise da penetração com $H = 450,4$ J/mm e $H = 650,7$ J/mm.

Nesta parte do trabalho os cdp`s soldados com $H = 450,4 \text{ J/mm}$ e $H = 650,7 \text{ J/mm}$ foram cortados, polidos e atacados quimicamente com glicerégia. Realizou-se nos mesmos testes de micro-dureza Vickers (com carga de 200 gF) e análise metalográfica. Optou-se pelo ensaio de microdureza devido ao tamanho reduzido da região soldada (ZF e ZTA), sendo que os mesmos foram soldados com um único passe.

3.4 SOLDAGEM DE UNIÃO COM VARIAÇÃO DE ENERGIA

Na terceira parte do trabalho, as soldagens das juntas de topo (Figura 3.5), com chanfro em V ($\hat{\text{A}}$ bisel= 30°), abertura da raiz de 1,2 mm, foram realizadas com energias de soldagem (H) de 450,4; 549,7; 590 e 650,7 J/mm (alguns valores de H não são inteiros devido à dificuldade de ajustar valores com uma casa decimal de velocidade de soldagem no carro tartaruga). A abertura da raiz foi definida na fase de testes preliminares por ser a que apresentou os melhores resultados em termos de penetração. As soldagens foram realizadas com proteção através do gás Argônio como proteção gasosa de raiz ou purga (“backing gases”), no intuito de evitar a contaminação da solda e minimizar as discontinuidades e defeitos nesta área. O dispositivo foi composto por uma caixa e tubo de cobre e uma chapa de alumínio (Figura 3.6), sendo escolhidos esses materiais devido à alta difusividade térmica, não os fundindo na região próxima ao arco elétrico, o que foi comprovado com alguns testes. Os corpos-de-prova foram ponteados através do processo TIG com varetas ER316L e foram presos através de 4 dispositivos de fixação (“sargentos”).

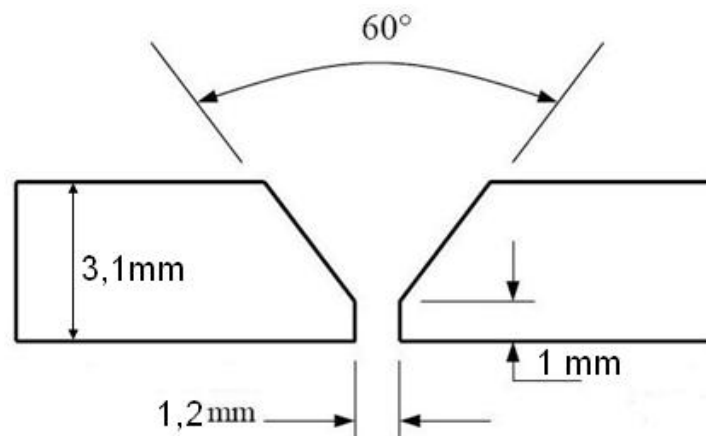


Figura 3.5 – Dimensões da junta dos corpos-de-prova.

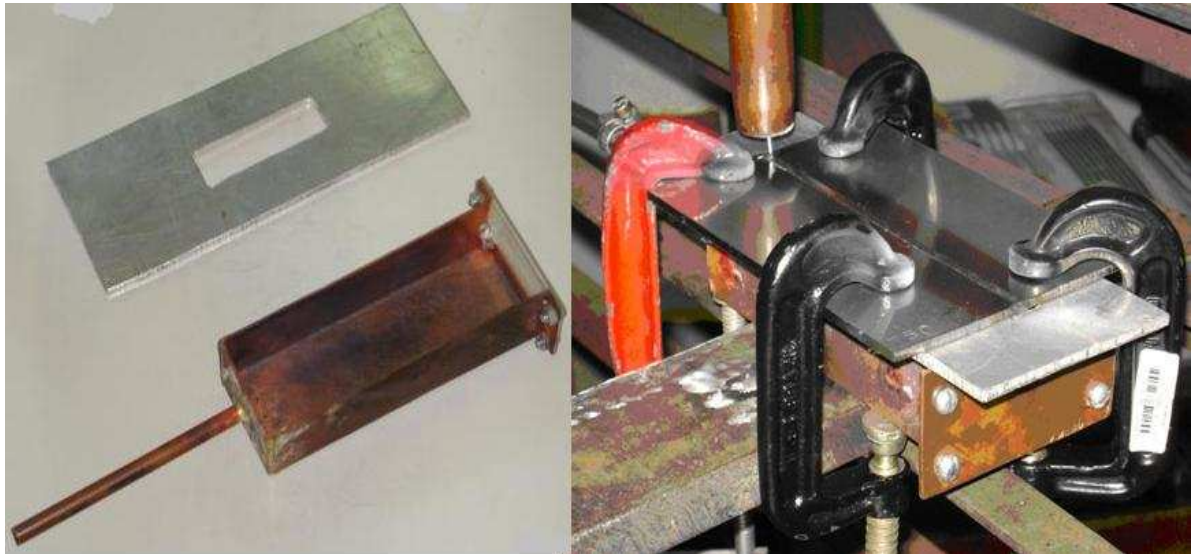


Figura 3.6 – Dispositivo de proteção gasosa da raiz ou purga (“backing gases”).

3.4.1 Ensaio por Líquido Penetrante

Nesta etapa, o ensaio por líquido penetrante foi realizado na face dos cordões, com o intuito de analisar as descontinuidades possíveis como trincas de solidificação e poros superficiais, conforme etapas descritas abaixo:

1. Preparação da Superfície – Limpeza inicial;
2. Aplicação do penetrante VAG-53 (sensibilidade Elevada Nível II segundo N-2370 C da BR) da MAGNAFLUX, visível e lavável a água (Figura 3.7);
3. Remoção do excesso de penetrante;
4. Revelação – Através do revelador SKD-S2 da MAGNAFLUX;
5. Avaliação e Inspeção.

O critério de aceitação foi o da Norma ASME SEC.VIII Divisão 1, Apêndice 8:

- a) Trincas de solidificação.

Qualquer trinca é inaceitável, independente do tamanho e localização. A verificação foi feita em 100% das soldas.

- b) Porosidade superficial.

A verificação foi feita em 100% das soldas. O critério de aceitação é uma tradução do Código ASME Seção VIII, Divisão 1, Apêndice 8, que é aplicável a soldas e componentes inspecionados por LP referenciado na norma ASME Seção V – Edição 2007:

- Somente indicações com dimensões maiores que 1,6mm devem ser consideradas como relevantes;
- Uma indicação arredondada é aquela na forma circular ou elíptica com comprimento igual ou menor que três vezes a largura;
- Com relação às indicações arredondadas, todas as superfícies devem estar livres de indicações relevantes maiores que 3/16 pol.(4,8mm);
- 4 ou mais indicações relevantes arredondadas em linha separadas por 1/16 pol. (1,6mm) ou menos (de borda a borda).

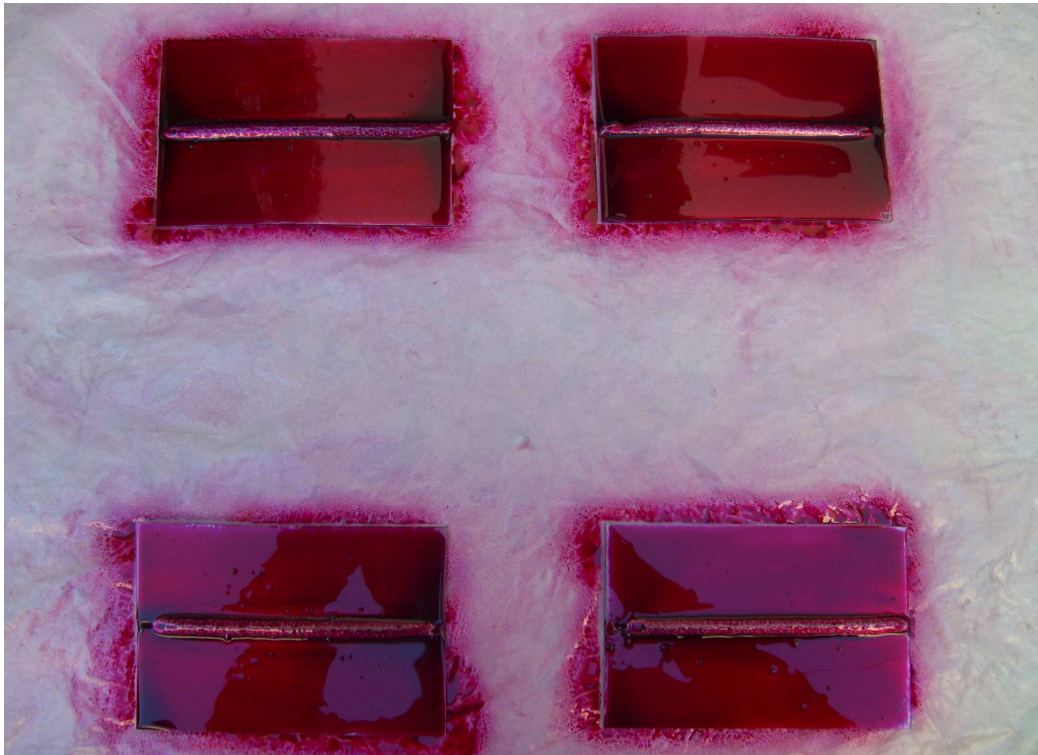


Figura 3.7 – Ensaio de líquido penetrante, segundo código ASME Seção VIII, Div. 1, AP.8.

3.4.2 Ensaios de Tração

Após ensaio por líquido penetrante, os cdp's foram cortados numa serra, fresados (Figura 3.8) e submetidos a ensaio de tração seguindo-se a norma ASTM E8/E 8M-08

(Standart Test Methods for Tension Testing of Metallic Materials). Utilizou-se uma Máquina Emic DL 3000, no Laboratório de Ensaios Destrutivos e Não-Destrutivos do Departamento de Engenharia Mecânica da UNIFEI. Descartou-se o início e final do cordão. A análise metalográfica foi feita na parte M indicada na Figura 3.8.

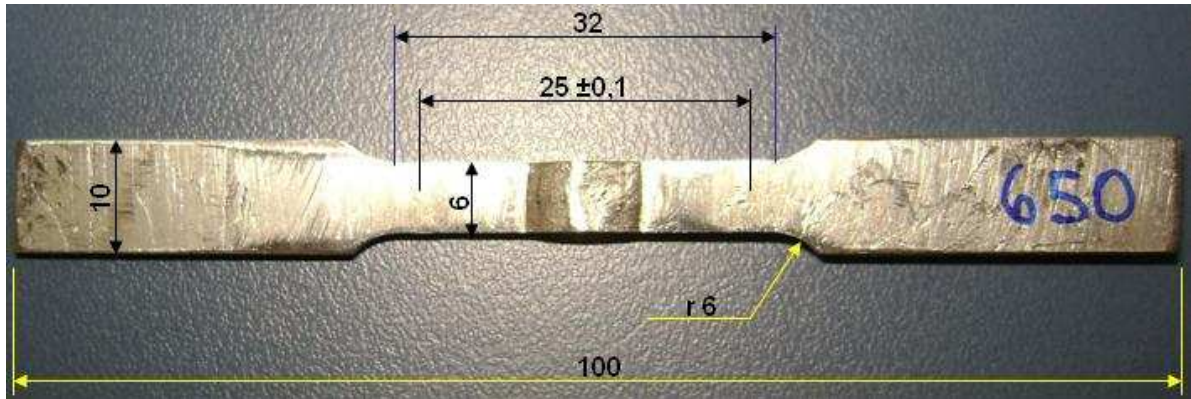


Figura 3.8 – Corpo-de-prova para ensaio de tração conforme norma ASTM E8/E 8M-08.



Figura 3.9 – Regiões definidas para os ensaios metalográfico e de tração.

3.4.3 Ensaios de Microdureza Vickers

Foi determinado o perfil de microdureza Vickers para as energias de soldagem de 450,4 e 650,7 J/mm, aplicando-se uma carga de 200gF ao longo da largura e reforço da região soldada (Zona fundida, Zona de Ligação, ZTA e Metal Base), segundo norma ASTM E 384-3. Nos ensaios de microdureza utilizou-se o Micromet 2004 da BUEHLER, do DEMAR da EEL-USP.

Capítulo 4

RESULTADOS E DISCUSSÕES

Neste capítulo serão exibidas e discutidas as respostas obtidas a partir dos ensaios realizados. A análise dos resultados será abordada em três agrupamentos de resultados, sendo este capítulo dividido em três partes. Na primeira parte, serão apresentados e discutidos os resultados referentes à análise da influência dos parâmetros de pulso na soldagem de simples deposição com arame tubular AWS E316T1-4 em chapas de aço inoxidável AISI 304, através de um planejamento fatorial fracionário, com a finalidade de obter uma condição otimizada de soldagem que represente a melhor combinação de parâmetros de pulso. Na segunda parte, após a otimização dos parâmetros de pulso, serão apresentados os resultados de um novo experimento realizado em diferentes níveis de energia de soldagem, variando-se apenas a velocidade de soldagem. A terceira parte refere-se à soldagem de juntas de topo com chanfro em v e análises dos resultados de microdureza Vickers da ZF e ZTA, inspeção por líquido penetrante e análises metalográficas em amostras produzidas tanto na soldagem de deposição como na de união, observando as diferentes microestruturas produzidas sob as mesmas condições, mas com níveis de energia diferentes. Nesta etapa analisar-se-ão também os resultados de ensaios de tração, objetivando verificar a resistência mecânica da soldagem nas juntas de topo sob diferentes condições de energia.

4.1 RESULTADOS E ANÁLISES DOS EFEITOS DOS PARÂMETROS DE PULSO EM SOLDAGENS DE SIMPLES DEPOSIÇÃO

A Tabela 4.1 apresenta as condições de soldagem e os resultados obtidos com os testes de simples deposição para as respostas correspondentes ao coeficiente de variação do arame (cva), penetração (p), índice de convexidade do cordão (IC), diluição (D), rendimento de soldagem (Rend) e deformação relativa da chapa (Def). Além destas respostas, a mesma tabela apresenta os valores de energia de soldagem (H) relativos aos parâmetros de pulsação para cada condição de soldagem. No anexo A.1 encontram-se, na Tabela A.3, os resultados complementares obtidos e demais características. A Figura 4.1 mostra os cordões das soldas obtidos com os experimentos da Parte 1 do trabalho (soldagem de simples deposição); cada número do cdp corresponde a primeira coluna da Tabela 4.1. Os corpos-de-prova tem 80 mm de comprimento, 30 mm de largura e 3,1 mm de espessura.



Figura 4.1 – Cordões das soldas obtidos nos testes finais.

Tabela 4.1 - Seqüência e resultados dos experimentos.

Testes	Fatores				Respostas						
	Ip	Ip	tp	f	H	Def	Rend	cva	p	IC	D
-	A	A	ms	Hz	kJ/mm	%	%	%	mm	%	%
1	250	60	2,0	50	395,0	8,06	89,06	3,65	0,23	27,69	18,18
2	350	60	2,0	100	590,0	9,40	90,23	2,03	1,70	23,04	32,35
3	250	80	2,0	100	570,0	10,20	91,91	2,31	1,33	23,46	33,85
4	350	80	2,0	50	535,0	8,70	91,62	1,85	1,92	23,53	32,64
5	250	60	3,0	100	585,0	8,30	91,01	3,20	1,78	23,16	31,69
6	350	60	3,0	50	517,5	9,10	87,84	1,24	1,56	24,69	29,95
7	250	80	3,0	50	527,5	7,40	91,71	2,22	1,32	23,03	31,29
8	350	80	3,0	100	805,0	6,70	91,00	5,88	1,48	23,02	32,09
9	250	60	2,0	50	395,0	7,97	89,85	1,91	0,40	30,65	13,84
10	350	60	2,0	100	590,0	8,80	90,54	2,46	1,48	23,16	25,53
11	250	80	2,0	100	570,0	7,95	92,47	2,46	1,35	22,99	30,55
12	350	80	2,0	50	535,0	6,80	91,79	1,90	1,58	22,89	35,58
13	250	60	3,0	100	585,0	7,92	89,74	3,14	1,45	23,40	28,21
14	350	60	3,0	50	517,5	8,11	72,98	3,13	1,60	22,89	32,48
15	250	80	3,0	50	527,5	9,65	91,86	3,27	0,85	23,67	23,58
16	350	80	3,0	100	805,0	10,46	77,37	4,40	3,60	24,80	40,19
17	300	70	2,5	75	545,3	8,58	89,63	4,40	1,98	21,86	32,44
18	300	70	2,5	75	545,3	8,75	89,75	5,01	1,85	23,91	30,06

4.1.1 Análise de Variância

Para avaliar de maneira mais consistente os efeitos dos fatores empregados sobre as respostas observadas, utilizou-se a análise de variância - ANOVA. Neste trabalho, considerou-se, como critério de análise, que um determinado fator de controle afeta estatisticamente uma resposta, quando o nível de significância (α) obtido for inferior a 5%, ou

seja, uma confiabilidade estatística de 95%. Entretanto como muitos resultados se situaram em um nível de significância um pouco maior, para efeitos de análises ampliou-se o nível α para 6%. Esta metodologia foi usada para garantir a confiabilidade dos efeitos das variáveis de influência nos resultados (Montgomery, 2003).

A Tabela 4.2 mostra os valores do nível α para as respostas referentes aos parâmetros estudados e interações entre parâmetros para o modo de transferência pulsado. Os números em destaque, nesta tabela, indicam que os valores médios das respostas foram afetados estatisticamente pelos fatores de controle com 94% de confiabilidade.

Tabela 4.2 - Resultados da análise de variância.

Fatores	Respostas					
	Def	Rend	Cva	P	IC	D
-						
Ip	0,906	0,106	0,816	0,017	0,043	0,007
Ib	0,970	0,358	0,277	0,161	0,027	0,009
tp	0,964	0,109	0,029	0,119	0,071	0,094
f	0,461	0,701	0,055	0,053	0,020	0,031
Ip*Ib	0,294	0,923	0,053	0,569	0,019	0,632
Ip*tp	0,764	0,092	0,142	0,808	0,008	0,517
Ip*f	0,796	0,908	0,059	0,494	0,020	0,027
Ct_pt	0,841	0,697	0,007	0,213	0,080	0,268
R ²	18,7	55,31	80,0	70,0	85,8	81,9
R ² _{adj}	0,0	15,58	62,3	43,0	73,2	69,8

Analisando a Tabela 4.2 verifica-se que os parâmetros de pulso não influenciaram significativamente na deformação da chapa após soldagem e tampouco no rendimento de deposição. Nota-se também que em ambas as respostas o fator de correlação ajustado (R^2_{adj}) ficou com valores muito baixos, o que indica que estatisticamente as análises para estas duas respostas são insignificantes. Desta forma as mesmas foram descartadas para efeitos de análise. As outras respostas serão analisadas separadamente a seguir.

4.1.2 Regularidade de Alimentação do Arame

Considerando o fato de que o equipamento utilizado na soldagem foi uma fonte de tensão constante e que o modo de soldagem escolhido foi utilizando uma imposição de corrente, porém com uma tensão constante de 25V, isto fez com que para cada condição de soldagem a alimentação do arame se auto-ajustou para garantir a tensão especificada. Desta forma a sua regularidade, ao longo do tempo, foi utilizada neste trabalho como uma condição de estabilidade. Portanto quanto menor o coeficiente de variação da alimentação do arame, maior a estabilidade do arco elétrico durante a soldagem.

Da análise de variância (ANOVA), na Tabela 4.2, verifica-se que o t_p é a variável mais influente mais significativo na regularidade da alimentação do arame, seguido pela frequência e pela interação $I_p \times I_b$. Considerando os efeitos principais dos parâmetros, a Figura 4.2(a) mostra que uma maior regularidade do arco é obtida quando se trabalha com o menor tempo de pico (2 ms) e na menor frequência de pulsação (50 Hz). Por outro lado, considerando a interação significativa da corrente de pico e corrente de base - Figura 4.2(b) - observa-se que para uma corrente de pico de 350A, a menor variação da alimentação do arame ocorre com $I_b = 60$ A.

Desta forma, a condição que conduz a uma menor variação na alimentação do arame é conseguida através do ajuste de $I_p = 350$ A, $I_b = 60$ A, $t_p = 2$ ms e $f = 50$ Hz, o que equivale a uma corrente média (I_m) de 89A.

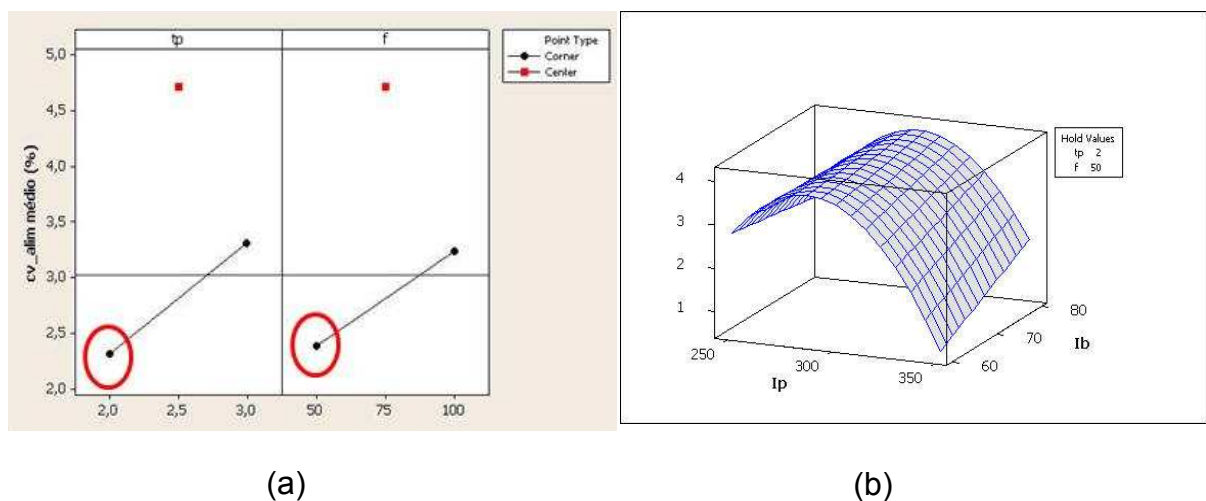


Figura 4.2 – Regularidade na alimentação do arame. (a) Efeitos principais; (b) Superfície de contorno da interação $I_p \times I_b$.

4.1.3 Análise da Penetração

Na soldagem de simples deposição ou revestimento, a penetração está relacionada à imposição de calor. A condição ideal é sempre representada por uma penetração máxima, porém com a mínima deformação na peça. Esta condição é bastante crítica na soldagem dos aços inoxidáveis austeníticos, visto que a baixa condutibilidade térmica do mesmo faz com que a dissipação de calor seja pequena, gerando uma intensa deformação. Considerando a análise de variância dos experimentos realizados, verifica-se que o parâmetro mais influente na penetração foi a corrente de pico, seguido pela frequência. A corrente de base e o tempo de pico não influenciaram significativamente a penetração da solda. Considerando a análise dos efeitos principais dos parâmetros (Figura 4.3), observa-se que uma penetração máxima da solda pode ser obtida ajustando a corrente de pico e a frequência em seus valores máximos. A corrente de base e o tempo de pico, muito embora não significativos nesta resposta, seus efeitos sugerem que a utilização de seus valores nos limites superiores também maximiza a penetração. De fato utilizando todos os parâmetros em seus limites superiores, com certeza haverá uma maior geração de calor provocando o aumento da penetração. Assim a utilização de uma condição de soldagem com $I_p = 350A$, $I_b = 80A$, $t_p = 3ms$ e $f = 100Hz$, o que implica em uma corrente média de $161A$, permite a maximização da penetração. A penetração de $3,6mm$ parece ser estranha, no entanto ocorreu no corpo-de-prova 16, de maior energia de soldagem ($H=805 J/mm$), no qual teve penetração excessiva.

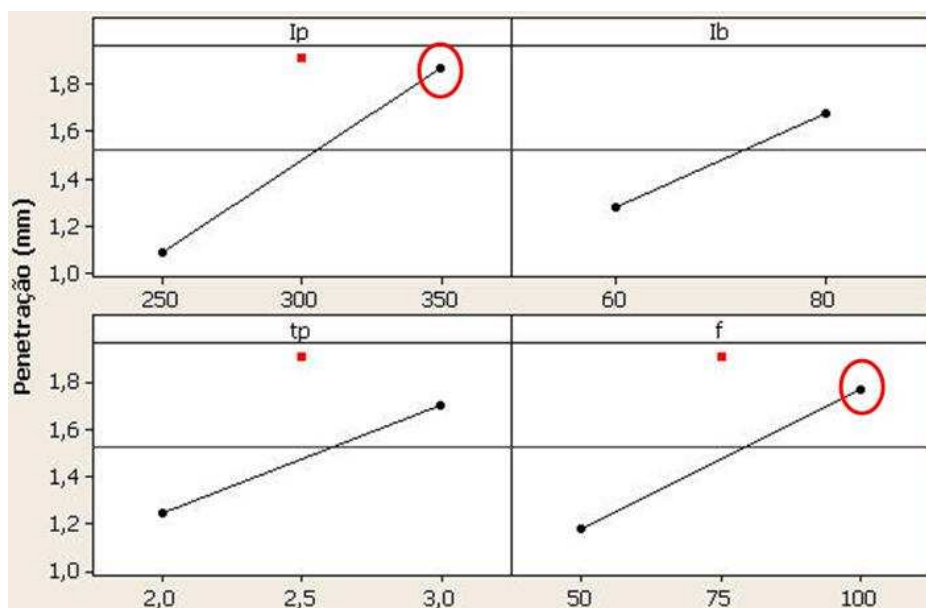


Figura 4.3 – Influência dos parâmetros de soldagem I_p , I_b , t_p e f na penetração.

4.1.4 Análise da Convexidade do Cordão

O índice de convexidade do cordão está relacionado com a alimentação do arame e o comprimento do arco. Esta resposta tem uma grande influência nas propriedades mecânicas e possíveis falhas no aspecto visual do cordão, como reforço excessivo. Como parâmetro de aceitação, Silva et al. (2000) sugerem que a convexidade do cordão deva se situar entre 20 e 30%.

Da análise de variância (Tabela 4.2) verifica-se que a interação $I_p \cdot t_p$ é a variável mais influente, seguidos, em ordem crescente de significância, pelas interações $I_p \cdot I_b$, $I_p \cdot f$, e pelos efeitos principais da f , I_b e I_p . É interessante observar que a frequência isoladamente e sua interação com I_p tem a mesma significância de 0,020.

As Figuras 4.4 e 4.5 mostram as interações significativas. Nota-se que todas as condições de soldagem implicam em um índice de convexidade entre 20 e 30%, o que representa uma condição boa para as soldas realizadas. Observando os resultados, nota-se que para uma $I_p = 350$ A, existe uma maior molhabilidade de poça de fusão, devido à maior energia de soldagem imposta, sendo que os outros parâmetros basicamente não interferem nos resultados; sendo possível situar-se nos seus níveis inferiores, de tal forma a gerar uma corrente média de 89A garantindo uma convexidade de aproximadamente 22%. Como os cdp's têm apenas 3,1mm de espessura, é melhor se trabalhar com menor energia, ou seja, com uma $I_m = 89$ A (Figuras 4.4 e 4.5). Caso a I_p seja de 250A, para garantir uma convexidade aproximada de 22%, os outros parâmetros como I_b , t_p e f devem estar no maior nível para melhorar a molhabilidade e, conseqüentemente, evitar o defeito de inclusão de escória. Neste caso a corrente média ótima para essa condição é 131A.

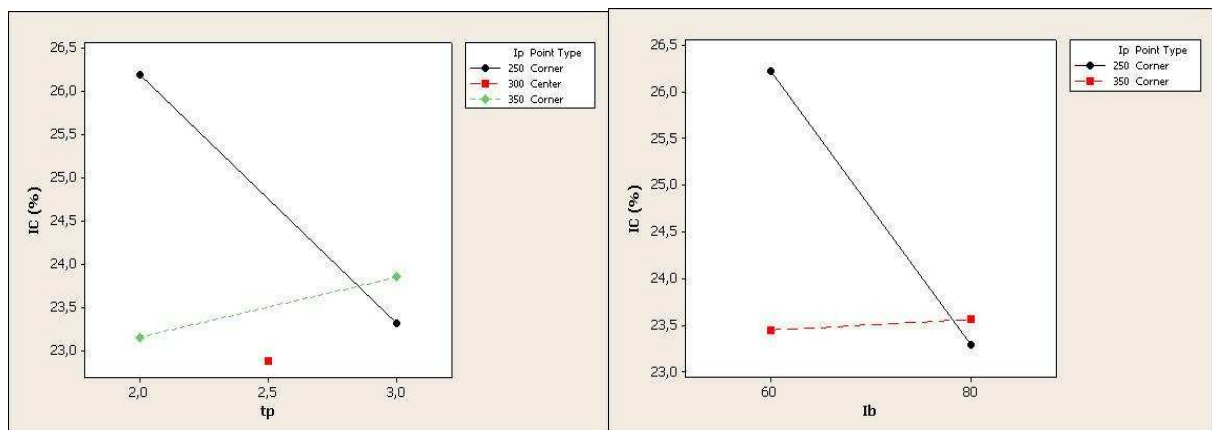


Figura 4.4 – Influência do t_p e I_b no índice de convexidade.

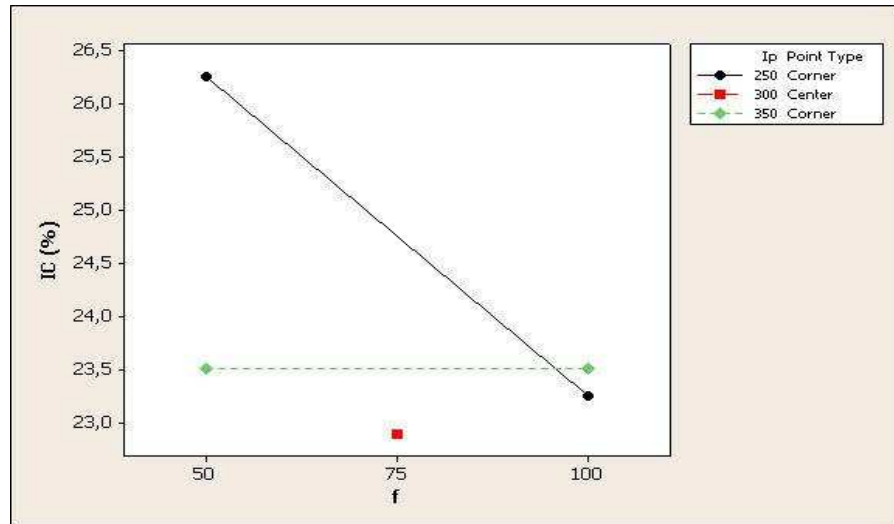


Figura 4.5 – Influência da frequência de soldagem no índice de convexidade.

4.1.5 Análise da Diluição

A diluição também está relacionada com a imposição de calor, sendo sua adequação importante aos aços inoxidáveis, principalmente na utilização do diagrama de Schaeffler. Esta resposta está relacionada às propriedades mecânicas. Considerando a análise de variância, o parâmetro mais influente na diluição (Tabela 4.2) foi a I_p , seguido pela I_b , pela interação da $I_p \cdot f$ e f . Considerando os efeitos principais, a obtenção da máxima diluição (aproximadamente 32%) exige uma condição de ajuste com $I_p = 350A$, $I_b = 80A$, $t_p = 3ms$ e $f = 100Hz$, ou seja, com $I_m = 161A$ (Figura 4.6).

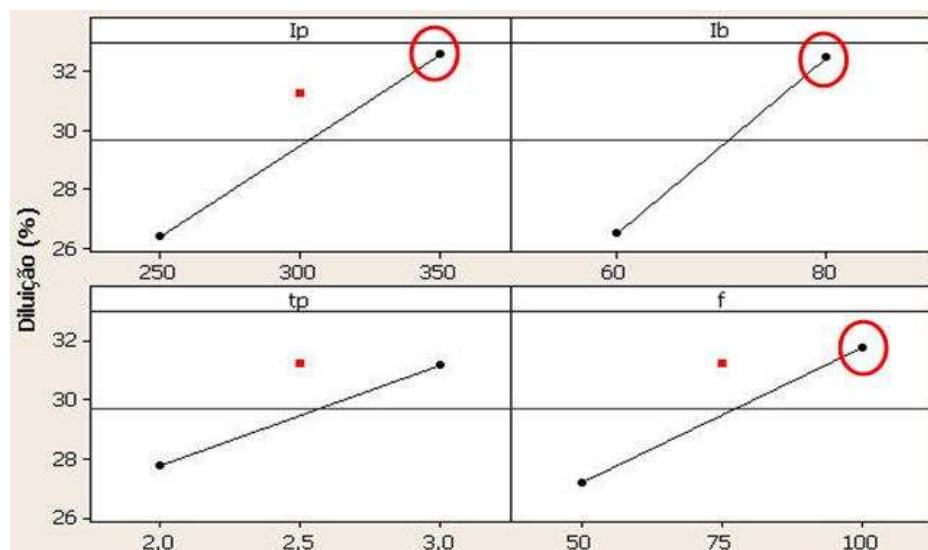


Figura 4.6 – Influência da I_p , I_b , t_p e f na diluição.

4.1.6 Otimização das Condições de Soldagem

Nas análises anteriores procurou-se encontrar uma condição adequada para cada resposta separadamente. Entretanto na prática muitas vezes é necessário encontrar um ajuste de parâmetros que resulte na otimização de múltiplas respostas. Para tentar encontrar uma condição otimizada para os parâmetros de pulsação utilizou-se a ferramenta “Response Optimizer” do software comercial MINITAB. A Figura 4.7 mostra os níveis de ajustes pretendidos dentro da ferramenta “Response Optimizer”. Foi considerada nesta otimização uma importância diferenciada entre as respostas. Considerou-se que a penetração é a resposta mais importante seguido pelo índice de convexidade. Admitiu-se que a diluição e coeficiente de variação da alimentação do arame têm uma importância menor para os objetivos da otimização. A intenção desta diferenciação seria no sentido de se conseguir uma melhor penetração da solda sem, entretanto provocar uma maior deformação da mesma e com uma geometria do cordão adequada.

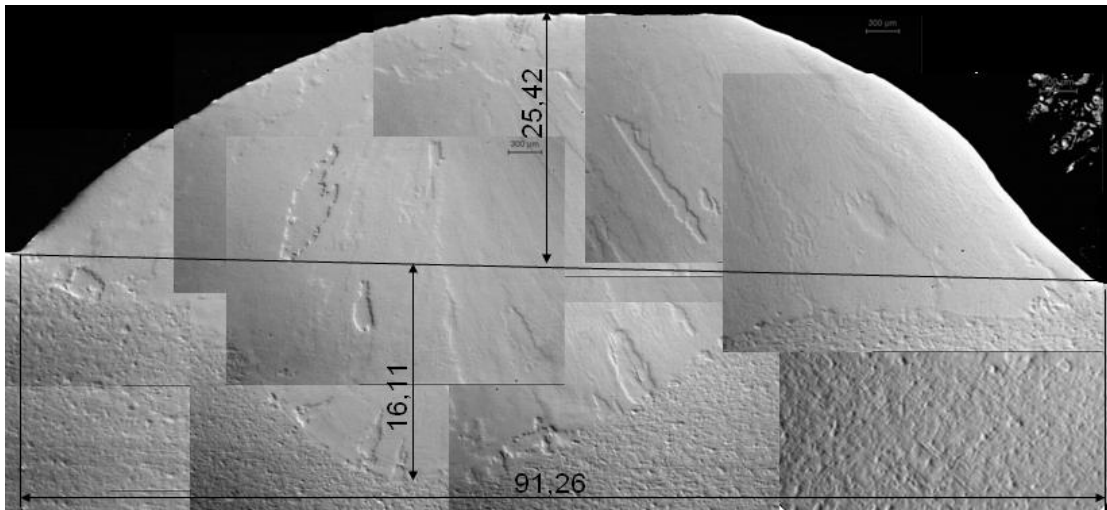
	Objetivo	Inferior	Alvo	Superior	Peso	Importância
cv_alim	Mínimo	2,0	2,0	3,0	1	1
IC(%)	Mínimo	25,0	25,0	30,0	1	2
p	Máximo	0,5	1,6	1,6	1	3
D(%)	Alvo	22,0	28,0	32,0	1	1

Figura 4.7 – Condições para a otimização.

A Tabela 4.3 mostra os resultados obtidos de acordo com os ajustes estabelecidos. Nesta, a desejabilidade mostra o grau de certeza. Observa-se, dos resultados, que a condição prevista praticamente é idêntica à condição real, sendo que apenas a regularidade de alimentação do arame e a penetração apresentaram um pequeno erro de 2,3% e 1,3%, respectivamente. Desta forma o ajuste do modelo gerado pelo planejamento fatorial reproduz com precisão as condições de soldagem. Com relação às condições obtidas, os níveis de ajustes pretendidos sugerem que a I_p e a frequência sejam mantidos em seus níveis superiores, ao passo I_b e t_p sejam regulados para o nível inferior, ou seja, $I_p = 350$ A, $t_p = 2$ ms, $I_b = 60$ A e $f = 100$ Hz. Esta condição corresponde a um nível de energia de soldagem de 590 kJ/mm e uma corrente média de 118A. Portanto esta será a condição a ser utilizada para as análises posteriores. O perfil macrográfico da condição ótima é mostrado na Figura 4.8

Tabela 4.3 - Respostas obtidas utilizando o “*Response Optimizer*”.

Condição ótima	Respostas Previstas	Desejabilidade	Real	Erro, %
Ip = 350 A tp = 2ms Ib = 60 A f = 100 Hz	cva = 2,20 %	0,76	cva = 2,25 %	2,3
	p = 1,59mm	0,99	p = 1,61mm	1,3
	IC = 23,10%	1,00	IC = 23,10%	0
	D = 28,94%	0,77	D = 28,94%	0
Desejabilidade Global: 0,92				

Figura 4.8 – Perfil do cordão de solda na condição ótima ($H = 590 \text{ J/mm}$). Ampliação 10x.

4.1.7 Comentários Finais

A utilização do DOE foi importante no sentido de determinar a influência dos parâmetros na geometria do cordão de solda. Apesar dos resultados não permitirem a adequação do modelo para a resposta associada à deformação da peça - o que possibilitaria o estabelecimento de condições que resultassem em uma adequada penetração da solda, com a mínima deformação - tais resultados abrem possibilidades de um ajuste para os perfis geométricos do cordão, os quais se pretendem obter. Uma outra observação é que alguns

testes preliminares usando-se $V = 27V$ foram realizados para uma corrente média maior, ocorrendo melhor estabilidade do arco que a $V = 25V$, no entanto a deformação e perfuração na peça, faz esse nível de V (para os referentes ajustes de pulsação) ser inviável a chapa de 3,1mm do AISI 304. A menor tensão recomendada pelo fabricante é de 26V, para $I_m = 170A$, no entanto, para a $v_s = 30cm/min$, a energia de soldagem será de 884 J/mm; causando, da mesma forma, perfuração ou penetração excessiva.

4.2 ANÁLISES DOS EFEITOS DA ENERGIA DE SOLDAGEM NAS PROPRIEDADES METALÚRGICAS

A energia de soldagem tem influência direta na velocidade de resfriamento da solda. É conhecido que o aumento da energia de soldagem provoca uma diminuição na velocidade de resfriamento da mesma. No caso dos aços inoxidáveis austeníticos, o aumento deste aporte de energia pode provocar uma maior tendência à formação de carbonetos de cromo pela diminuição da velocidade de resfriamento na faixa crítica entre 900 a 500°C. Além disto, a utilização de uma maior energia de soldagem pode provocar, em consequência, uma maior deformação do material (fato este verificado nos ensaios através do empenamento dos cdp's), além do risco de formação de trincas de solidificação (Região 1 da Figura 4.9). Para contrapor o risco de formação de trincas de solidificação, a presença de ferrita δ entre os teores de 5 a 10% previne esta formação (Lippold & Kotecki, 2005). No caso específico da solda em questão, ou seja, soldagem de chapas de aço inoxidável AISI 304 com arame tubular AWS E316LT1-4, considerando a diluição obtida na solda final otimizada, cujo valor foi de 28,9%, o diagrama de Schaeffler (Figura 4.9) permite prever que o número de ferrita δ para esta solda é de aproximadamente 7%. Portanto, em princípio poderia se auferir que tal solda está dentro dos limites onde não ocorrerão trincas de solidificação pela presença de ferrita δ . Acrescente-se a isto o fato de que, para a presente solda, a relação entre $Cr_{eq}/Ni_{eq}=1,76$ caracteriza, de acordo com Lippold & Kotecki (2005), um modo de solidificação FA – ferrítico-austenítico, onde as dendritas são inicialmente ferríticas, transformando-se em austenita através de uma reação peritética durante solidificação (Lancaster, 1999). Após a solidificação, o teor de ferrita δ varia de 4 a 18%, desta forma, este modo de solidificação é o mais resistente à formação de trincas. Isto foi confirmado no ensaio por líquido penetrante na 3ª parte desta dissertação (item 4.4.1).

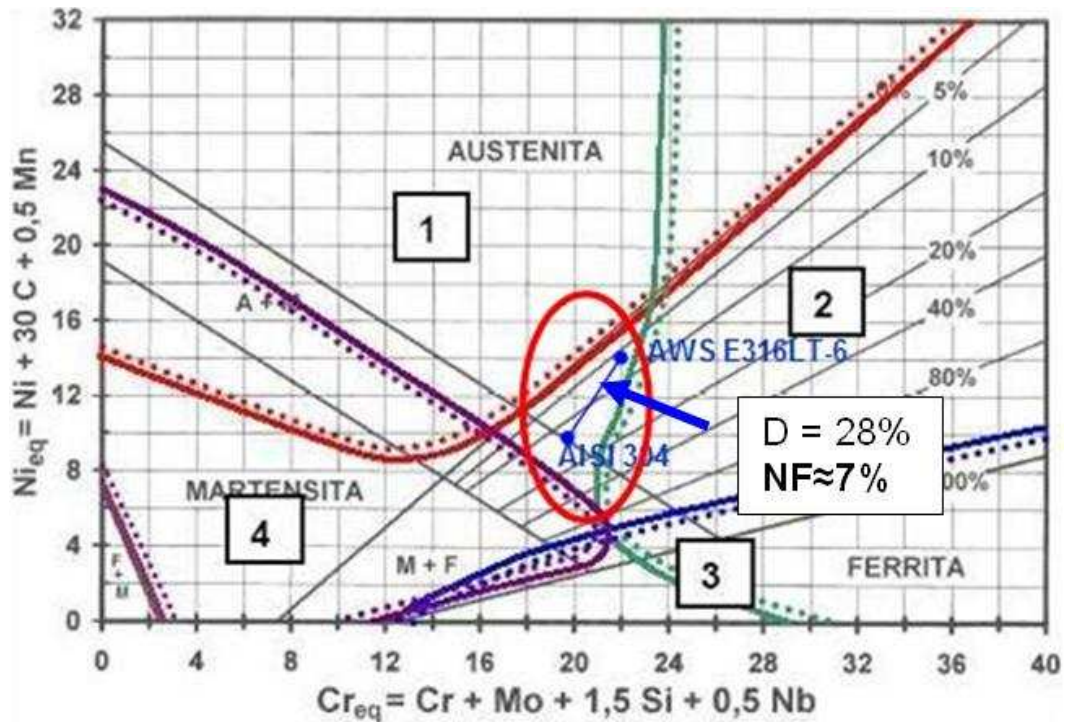


Figura 4.9 – Diagrama de Schaeffler com aplicação para a soldagem do AISI 304 através do arame tubular AWS E 316LT1-4.

A Figura 4.10 mostra a micro-estrutura da ZTA do AISI 304, soldado com o AWS E316LT1-4, com a formação de ferrita δ nos contornos de grão. As colônias eutéticas desaparecem e o esqueleto ferrítico, obtido da transformação incompleta das dendritas de ferrita primária, é retido durante a subsequente transformação ao estado sólido, segundo Ma et al. (2006).

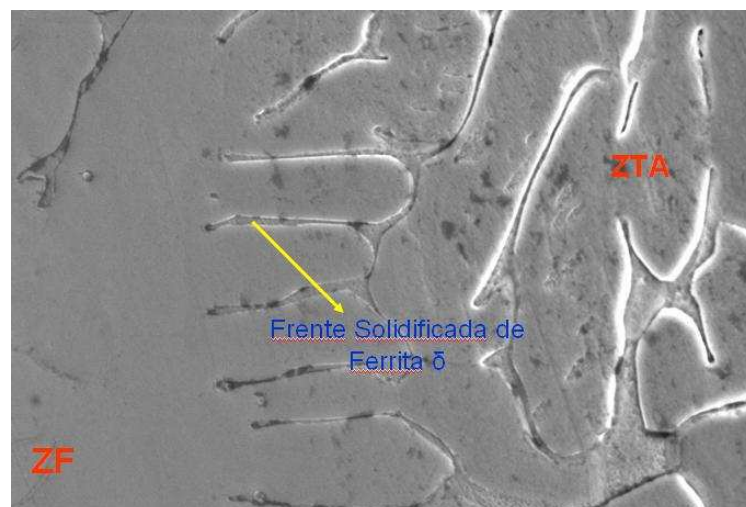


Figura 4.10 – Microestrutura da ferrita δ na ZTA do aço AISI 304 soldado com o arame tubular AWS E316LT-4 com $H = 805 \text{ J/mm}$. Aumento de 5000x.

Espera-se que as soldas realizadas com menor aporte apresentem maior resistência ao trincamento (Folkhard, 1988). Isso se justifica pelo fato da ZTA destas soldas experimentaram maiores velocidades de resfriamento, fazendo com que houvesse um menor tempo para que a transformação da ferrita em austenita se completasse. Isto proporciona uma microestrutura mais refinada, uma vez que os teores de ferrita δ , retidos nos contornos da austenita, inibiriam a formação e crescimento dos grãos austeníticos, tornando esta região menos susceptível a trincas e a precipitação dos carbonetos.

Ressalta-se também que o AISI 304 tem índice de susceptibilidade a trincas (UCS) de 13,93; ou seja, boa resistência a trincas. Quando um metal base possui $UCS > 30$, indica que o mesmo possui baixa resistência a trincas (Silva & Paranhos, 2003). Dentre todos os testes realizados apenas um corpo-de-prova apresentou um defeito deste tipo. Através de um ensaio visual, verificou-se uma aparente trinca de solidificação no sentido longitudinal (Figura 4.11), condição esta não esperada em função do exposto anteriormente. Durante a realização deste cordão com a máxima energia de soldagem ($H = 805 \text{ J/mm}$, cdp n^o8 – Tabela 4.1), verificou-se que o coeficiente de variação da alimentação do arame foi maior nesta condição ($cva = 5,88$), comparativamente a todos os outros testes.

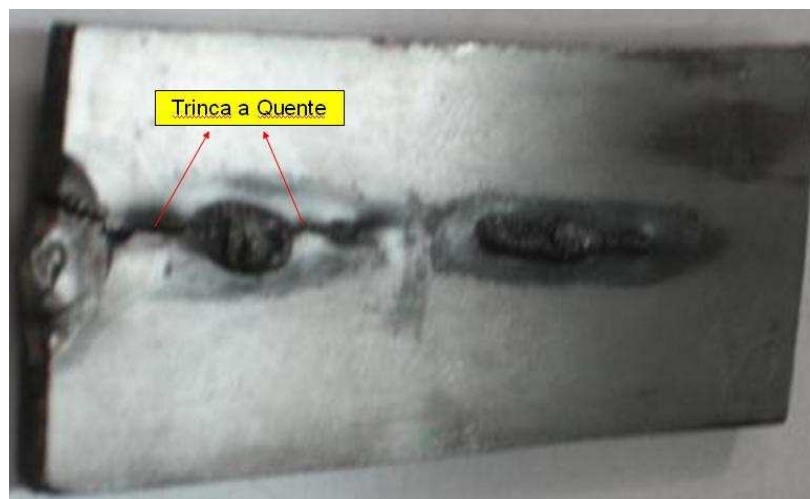


Figura 4.11 – Trinca de solidificação longitudinal do aço inoxidável AISI 304 soldado com o arame tubular AWS E316LT-4 com $H = 805 \text{ J/mm}$.

Em função na irregularidade da alimentação do arame, seu comprimento livre (stick-out) sofreu alterações e, conseqüentemente, o pré-aquecimento do fluxo, o qual se dá por efeito Joule, foi afetado. Desta forma dois efeitos podem ter acontecido. No primeiro pode ter ocorrido uma alteração no comprimento do arco e, em conseqüência, a vazão de gás pode não ter sido suficiente para proteger a poça de fusão, ocorrendo então a contaminação da mesma

pelo ar atmosférico, durante um curto espaço de tempo, aumentando assim a porcentagem de nitrogênio na composição química no cordão de solda. Em consequência pode ter ocorrido a diminuição da quantidade de ferrita δ (Salazar, 1978) nos contornos de grão, e desta forma, a estrutura se solidificou na forma austenítica (ou com baixa porcentagem de ferrita δ) (Lasseigne & Olson, 2007), assim como a presença de micro-rechupes, fato este comprovado por Macedo et al. (1998). Um outro efeito na irregularidade da alimentação do arame se refere à alteração no comprimento do arame e, em consequência, na intensidade de calor gerado por efeito Joule. Considerando a alta resistividade elétrica dos aços inoxidáveis austeníticos, comparados aos aços carbono, pode ter ocorrido em determinadas condições durante soldagem uma excessiva geração de calor por um aumento no comprimento do arame provocando a perfuração e penetração excessiva da chapa, conforme verificada na Figura 4.11.

A análise metalográfica do cdp n°8 revela uma estrutura característica com alta taxa de resfriamento na ZF, inclusive com formação da estrutura austenita Widmanstätten e possivelmente com austenita intergranular. Aparentemente pode ter ocorrido um início de corrosão, pois nesta etapa não se utilizou do gás de proteção (gás de purga), do lado oposto a face do cordão de solda, apesar de o nitrogênio, o qual apresenta alta solubilidade na austenita, não causar problemas de corrosão intergranular (Macedo et al., 1998).

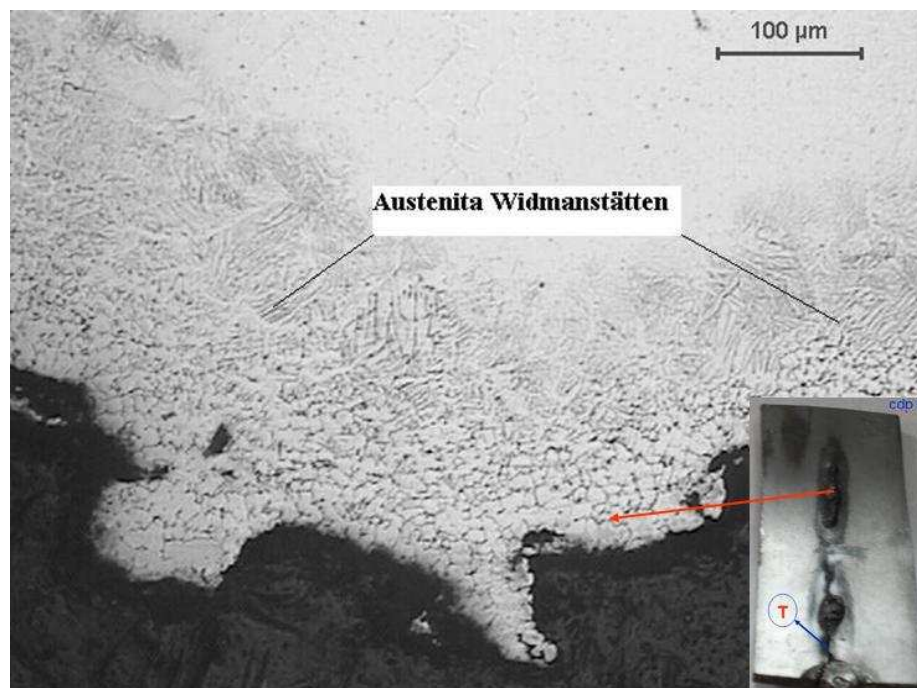


Figura 4.12 – Microscopia óptica da ZF (penetração excessiva) no corpo-de-prova soldado com $H = 805 \text{ J/mm}$.

A Figura 4.13 mostra, através da microscopia eletrônica de varredura, uma ZTA mais extensa, devido ao maior aporte térmico imposto. Percebe-se também a ferrita δ nos contornos de grão, possivelmente alguma porcentagem de carbonetos primários eutéticos como finas massas lamelares isoladas (sem estarem interligados), caracterizando uma possibilidade de fusão dos mesmos, resultado este de acordo com o obtido por Zeemann et al. (1992).

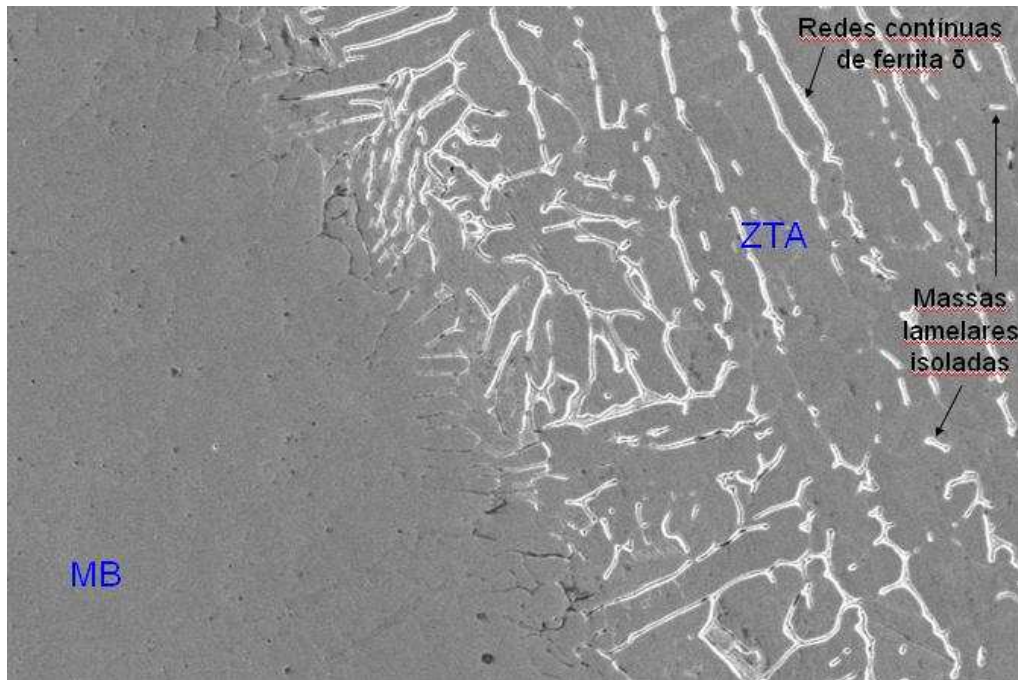


Figura 4.13 – MEV no cdp soldado com $H = 805 \text{ J/mm}$. Aumento de 1000X.

No mesmo cdp, identificou-se também a presença de uma inclusão de escória, conforme mostrado na Figura 4.13(b). Esta, possivelmente, pode ter sido provocada pela irregularidade na velocidade de alimentação do arame (Tabela 4.1), desestabilizando o arco elétrico, expondo a poça de fusão à atmosfera; ou pela umidade absorvida pelo arame antes de sua estufagem, ou seja, não ter sido conservado adequadamente.

A princípio, a Figura 4.14 (a) demonstra um poro superficial, no entanto uma análise por EDS (Figura 4.15) mostra a presença marcante (%atômica=54,31) de Titânio na composição química (TiO_2), e visualmente conclui-se que a parte interna do poro superficial é composta por elementos químicos típicos dos fluxos rútilicos, além de Al_2O_3 , Mn e zircônio (Zr).

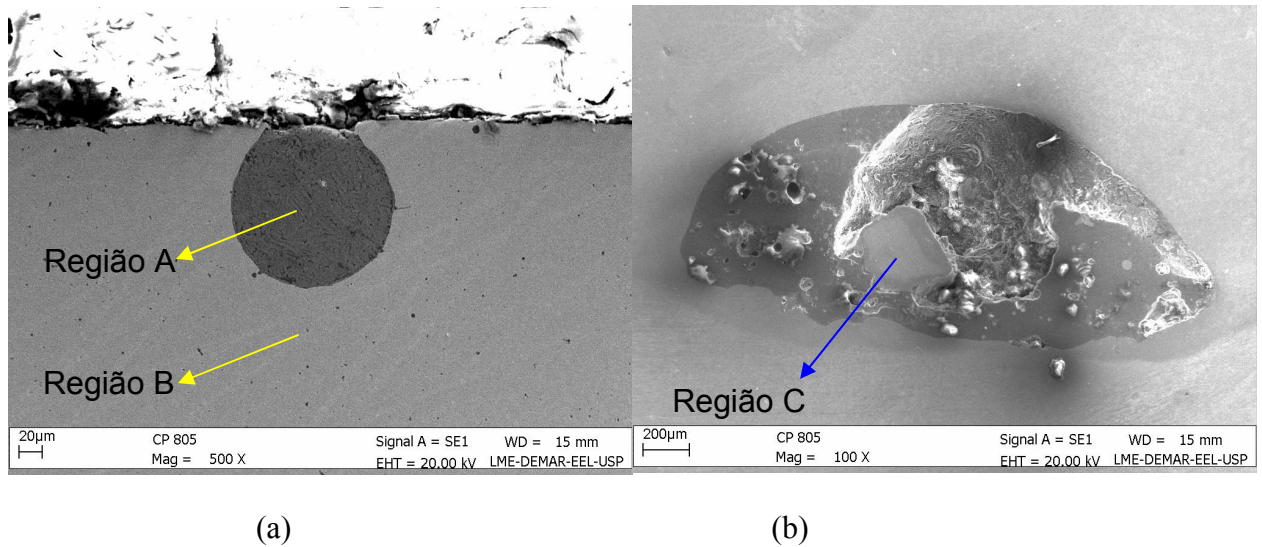


Figura 4.14 – MEV do cdp soldado com $H= 805 \text{ J/mm}$. (a) Poro superficial. Aumento de 500x, (b) Inclusão de escória. Aumento 100X.

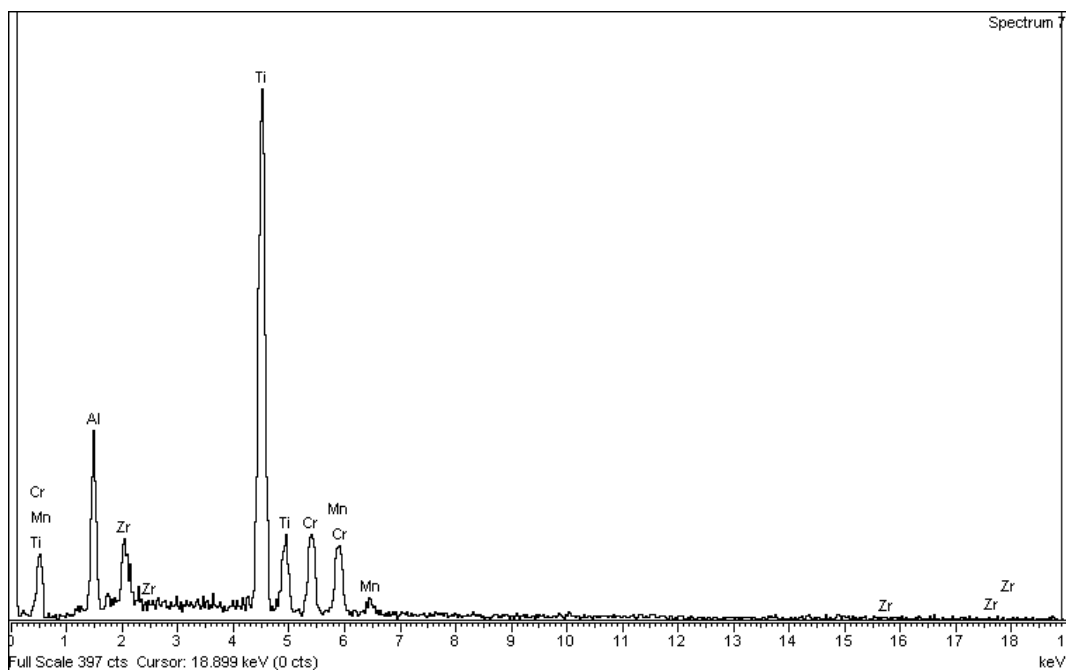


Figura 4.15 – EDS no poro superficial (Região A) do cdp soldado com $H=805 \text{ J/mm}$.

Uma análise com maior detalhamento do centro da inclusão, da Figura 4.14(b), é mostrada na Figura 4.16, confirmando uma parte rica em Cr (20,98% em peso atômico) e Ni (9,48% em peso atômico), possivelmente proveniente do arame tubular. O EDS (Figura 4.17) mostra também a presença de 1,48% em peso de Mn, elemento desulfurizante - contido na parte metálica do arame - importante na prevenção de poros.

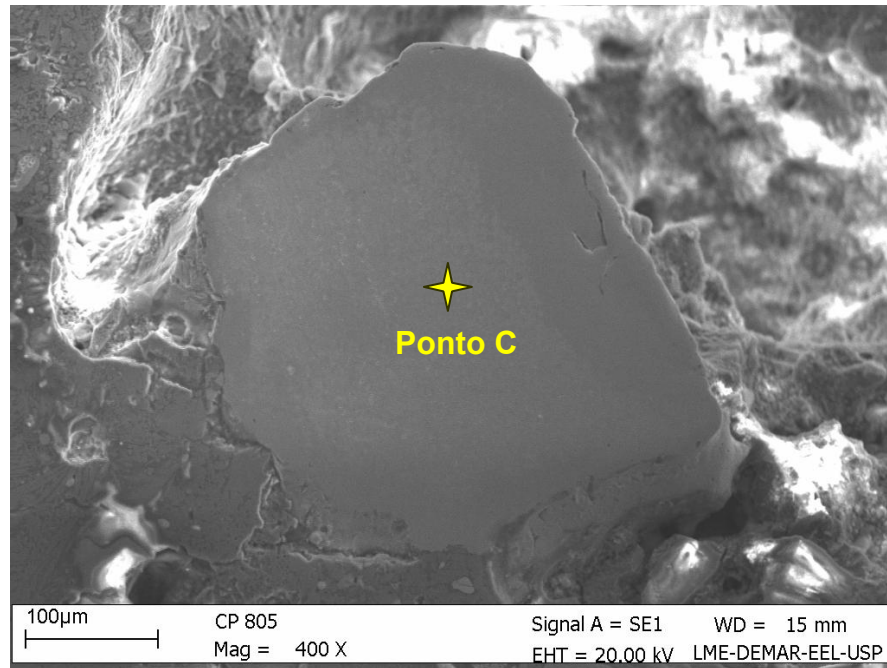


Figura 4.16 – MEV na parte central da inclusão de escória (Região C) do cdp soldado com H=805 J/mm. Aumento 400x.

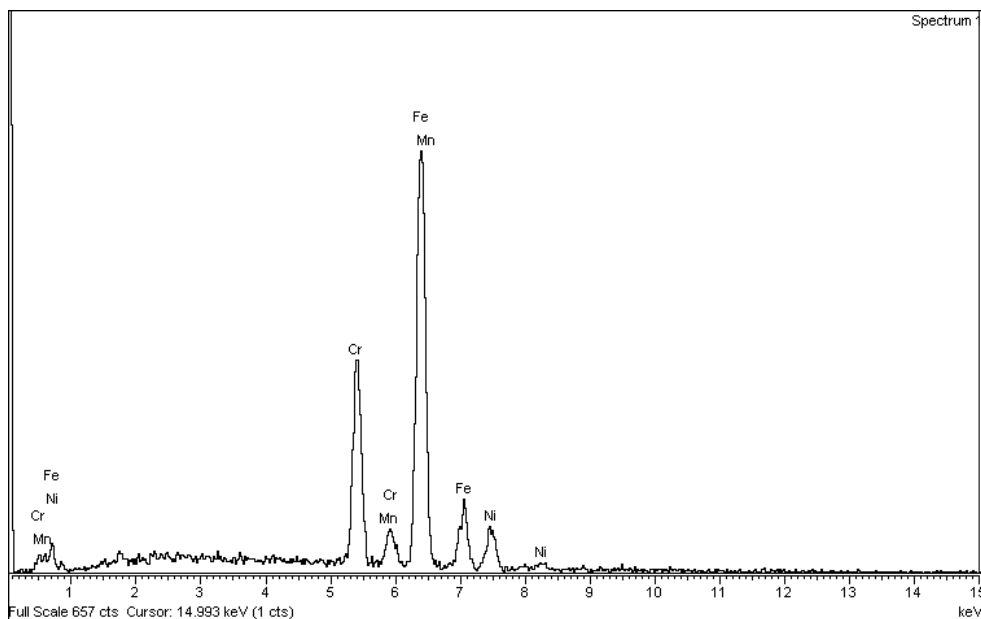


Figura 4.17 – EDS do ponto C da Figura 4.16 no cdp soldado com H = 805 J/mm.

Na mesma inclusão (Figura 4.18) observa-se um ponto claro (B) com presença de Si, também, sendo um elemento desoxidante, também importante na prevenção de poros. Do lado esquerdo (ponto A), a presença de Zr (79,57% em peso), o qual absorve muita radiação, e Si (20,43% em peso) é bem pronunciada (Figura 4.19), sendo este um estabilizador da ferrita δ .

No ponto C confirma-se a presença do rutilo (TiO_2), através da indicação do Ti no EDS (Figura 4.20).

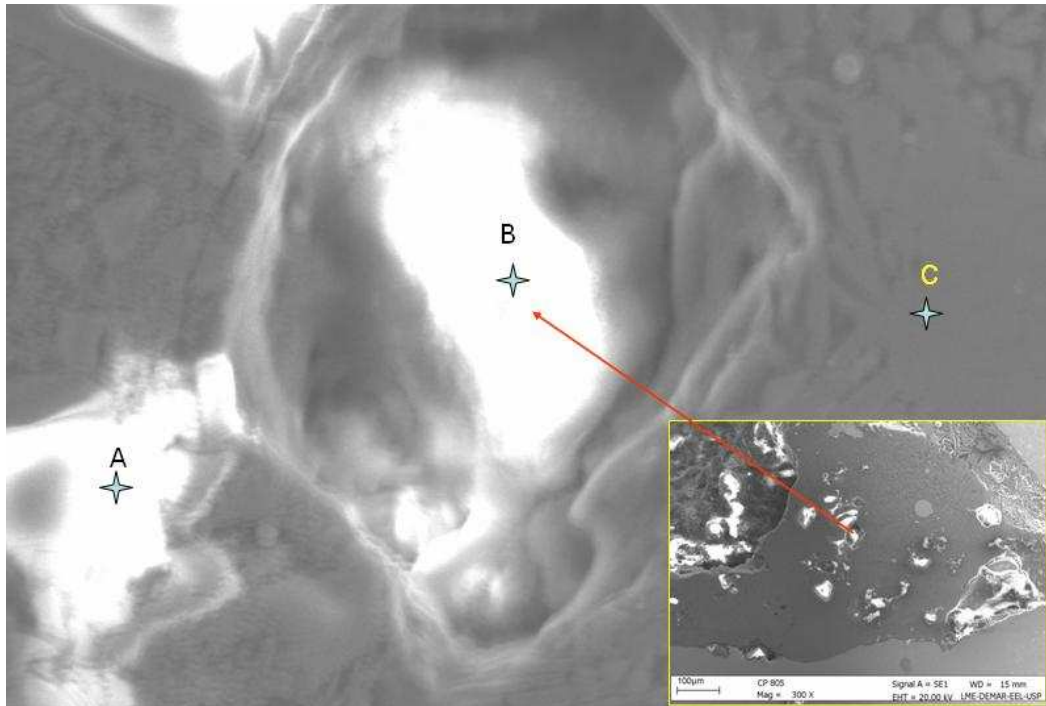


Figura 4.18 – MEV na IE do cdp soldado com $H = 805 \text{ J/mm}$. Aumento 3000x.

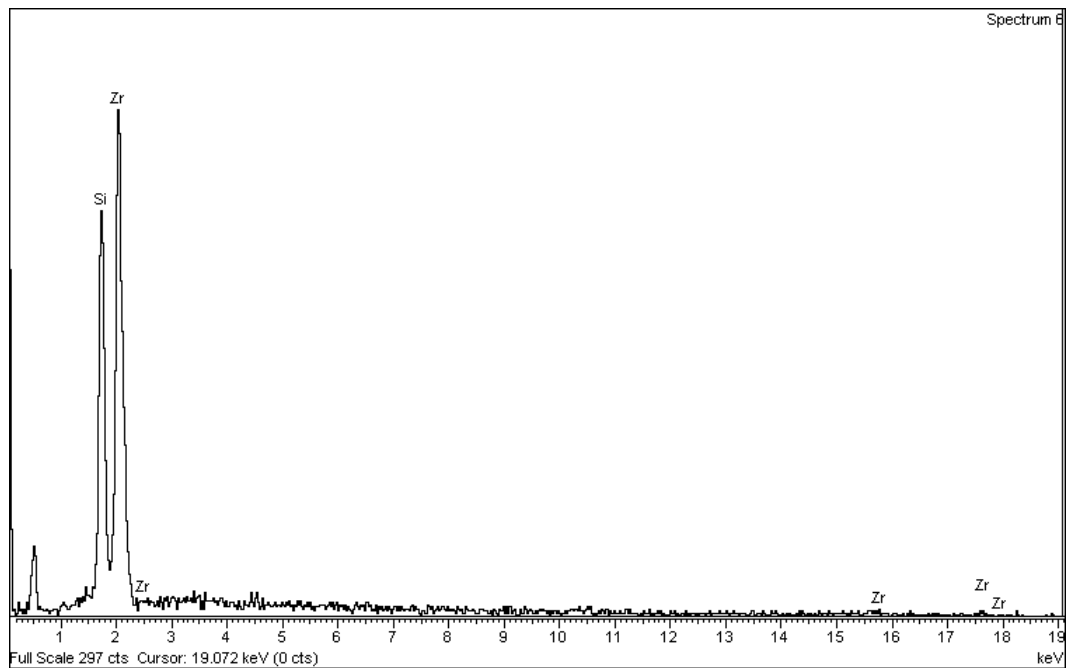


Figura 4.19 – EDS do ponto A da Figura 4.18 do cdp soldado com $H = 805 \text{ J/mm}$.

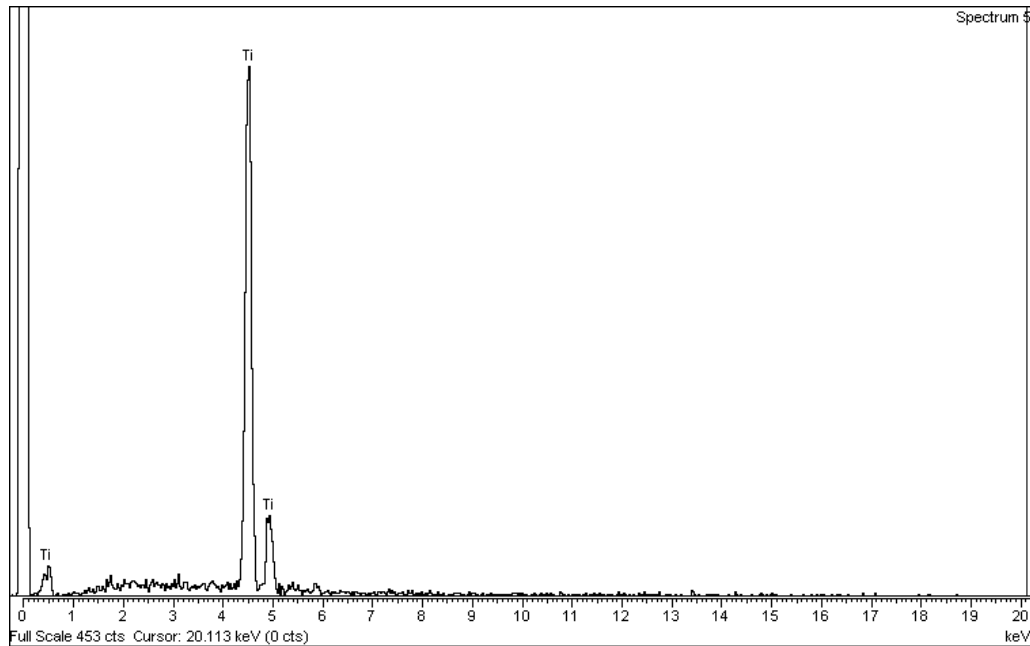


Figura 4.20 – EDS do ponto C da Figura 4.18 do cdp soldado com $H = 805 \text{ J/mm}$.

4.3 ANÁLISES DOS EFEITOS DA ENERGIA DE SOLDAGEM NAS PROPRIEDADES MECÂNICAS

4.3.1 Análise de Microdureza Vickers na Soldagem de Deposição da 1ª Etapa

Na avaliação das características da região soldada, a análise do perfil de microdureza Vickers é de fundamental importância, sendo esta influenciada diretamente pelas transformações micro-estruturais decorrentes dos diferentes níveis de energia impostos. No cdp soldado com $H = 395 \text{ J/mm}$ - na soldagem de simples deposição - o perfil de microdureza (Figura 4.21) foi traçado em duas linhas retas no sentido da espessura da peça soldada, conforme demonstrado na Figura 3.3(a), através do MB, ZTA e ZF. Cada medida foi feita mantendo-se uma distância de 0,25mm. A dureza média encontrada foi 191,6 HV - $HV1_{\text{média}} = 189,6 \text{ HV}$ ($HV_{\text{mínima}} = 162,8 \text{ HV}$ e $HV_{\text{máxima}} = 228,3 \text{ HV}$) e $HV2_{\text{média}} = 193,6 \text{ HV}$ ($HV_{\text{mínima}} = 168,7 \text{ HV}$ e $HV_{\text{máxima}} = 217,5 \text{ HV}$). Percebe-se claramente um menor nível de dureza na ZF e uma leve tendência ao aumento na ZTA ($y = 0$).

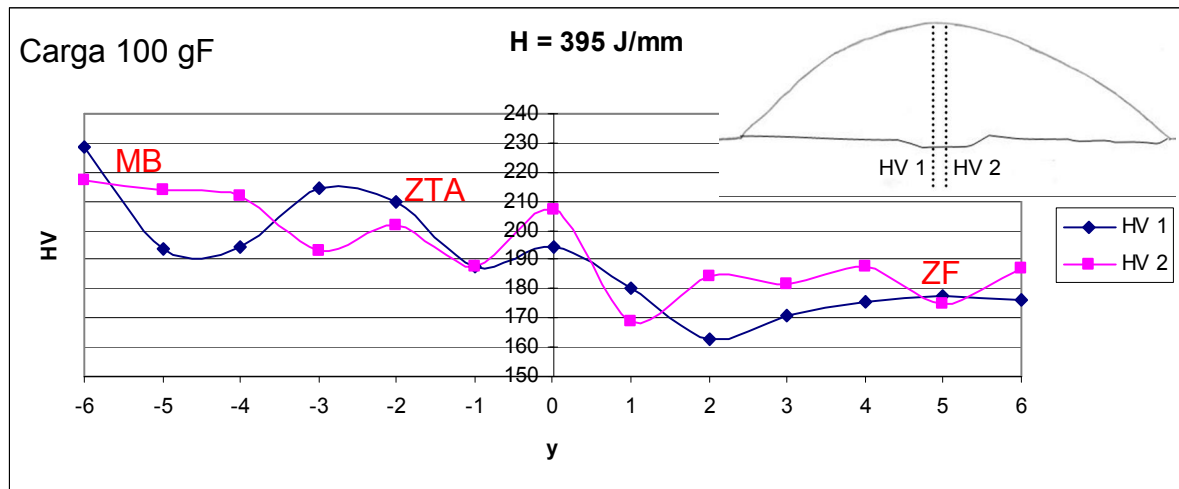


Figura 4.21 – Perfil de microdureza no cdp soldado com $H = 395 \text{ J/mm}$.

No cdp soldado com $H = 545,3 \text{ J/mm}$ o perfil de dureza foi caracterizado no sentido da largura do cordão (Figura 4.22) e do reforço (Figura 4.23) da peça soldada, sendo o ponto 0, o ponto de intersecção das duas retas, ou orientações das aferições. A dureza média encontrada no sentido da largura foi $HV_x = 196,3 \text{ HV}$ ($HV_{\text{mín}} = 165,7 \text{ HV}$ e $HV_{\text{máx}} = 229,1 \text{ HV}$). A dureza média encontrada no sentido do reforço foi $HV_y = 186,7 \text{ HV}$ ($HV_{\text{mín}} = 163,3 \text{ HV}$ e $HV_{\text{máx}} = 215,3 \text{ HV}$). A Figura 4.22 mostra o maior nível de dureza na ZTA (entre os pontos -10 e -5; e 5 e 10), região na qual a velocidade e resfriamento é maior.

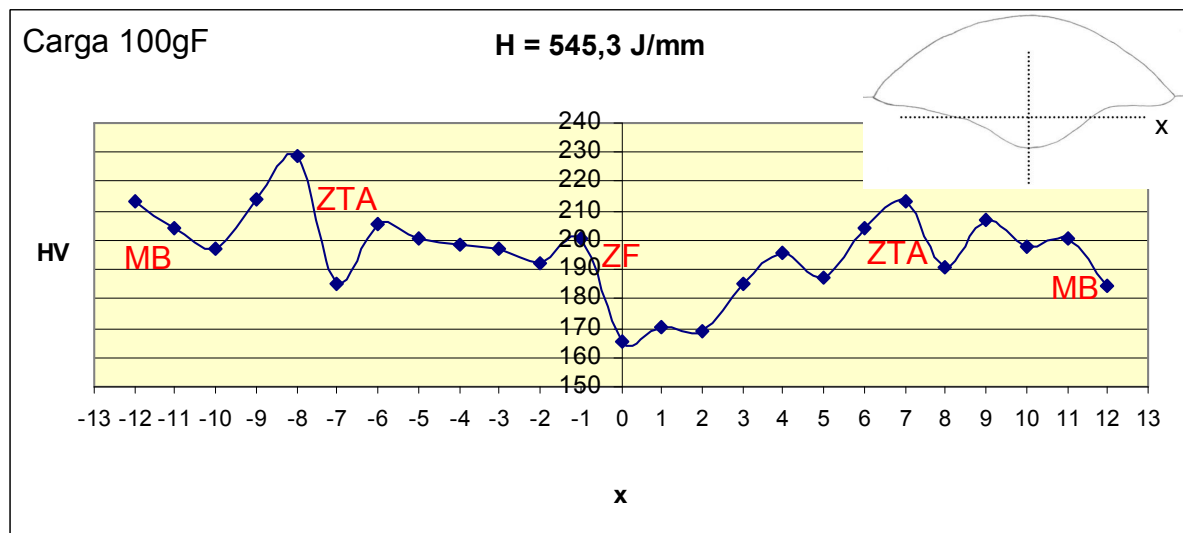


Figura 4.22 – Perfil de microdureza no cdp soldado com $H = 545,3 \text{ J/mm}$. Eixo x.

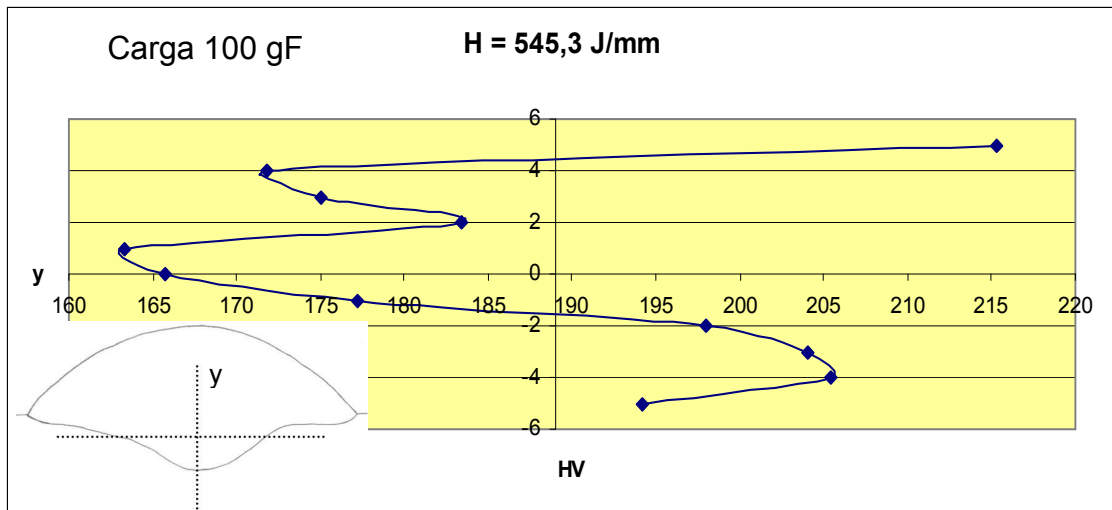


Figura 4.23 – Perfil de microdureza no cdp soldado com H = 545,3 J/mm. Eixo y.

No cdp soldado com H = 805 J/mm o perfil de microdureza também foi caracterizado no sentido da largura (Figura 4.24) e da espessura ou reforço (Figura 4.25) do cordão de solda. A dureza média encontrada no sentido do reforço do cordão foi $HV_y = 195,5$ HV ($HV_{\text{mín}} = 173,4$ HV e $HV_{\text{máx}} = 239,9$ HV). A dureza média encontrada no sentido da largura foi $HV_x = 198,6$ HV ($HV_{\text{mín}} = 175$ HV, $HV_{\text{máx}} = 228,3$ HV). Verificou-se também um leve aumento de dureza na ZTA (entre os pontos 4 e 7), assim como uma dureza alta (343,1 HV) com relação à média (ponto 7 da Figura 4.25). A análise por EDS (Figuras 4.26 e 4.27) demonstrou a presença maior de Si (elemento desoxidante e estabilizador da ferrita δ) e Mn (elemento desulfurizante) adicionados no fluxo do arame. No entanto conclui-se que a maior dureza decorre de um ponto de carboneto de cromo, localizado no contorno de grão, o que pode ser confirmado através do MEV no modo retroespalhado na Figura 4.28. Pelo EDS (Figura 4.26) descarta-se a possibilidade de ser um ponto de carboneto ou nitreto de Titânio; e confirma-se a presença de carboneto de cromo, o qual se precipitou no contorno de grão. Como a energia de soldagem foi alta – neste caso – possivelmente pode ter ocorrido algum princípio de sensitização, devido à baixa velocidade de resfriamento da ZTA. Por outro lado, percebe-se que o ponto (-6) está um pouco deslocado para cima, ou seja, dentro do grão, apresentando uma dureza de 175 HV.

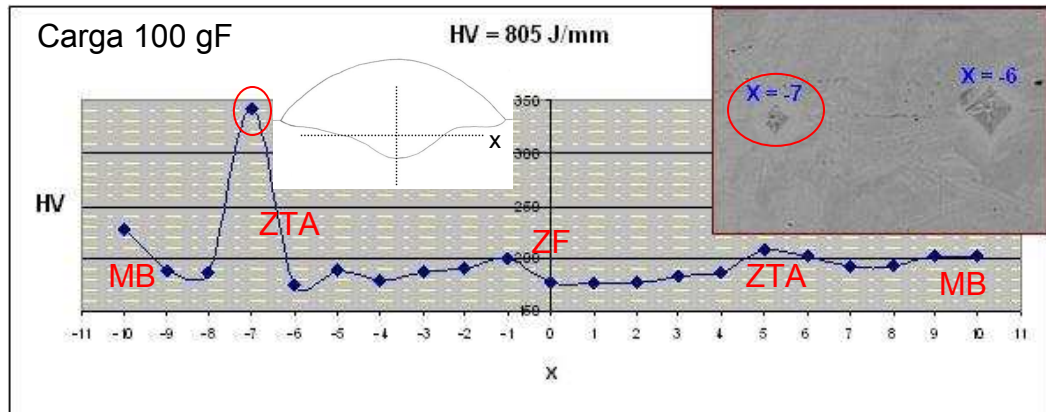


Figura 4.24 – Perfil de microdureza Vickers no cdp soldado com H = 805 J/mm.

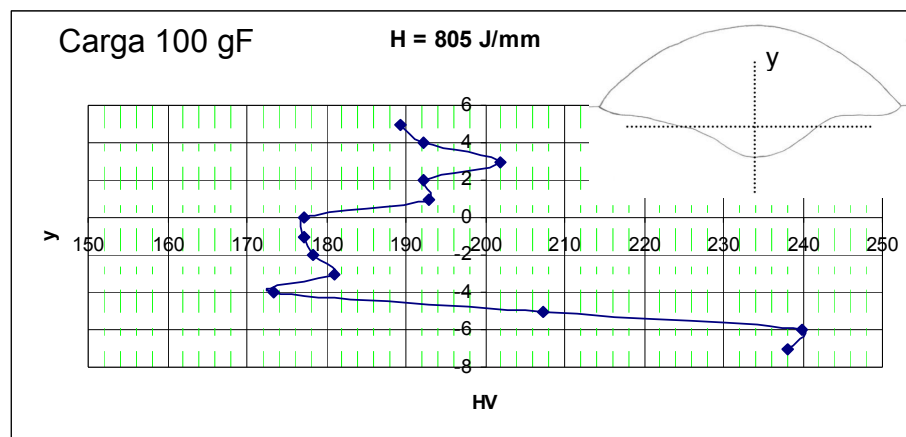


Figura 4.25 – Perfil de microdureza no cdp soldado com H = 805 J/mm. Eixo y.

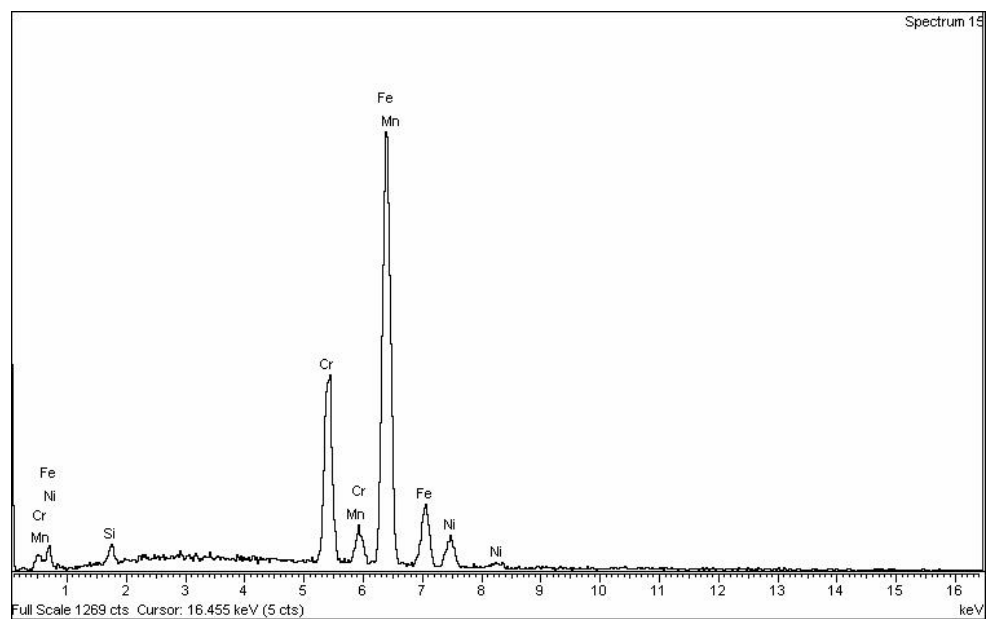


Figura 4.26 – EDS no ponto (-7) do cdp soldado com H = 805 J/mm.

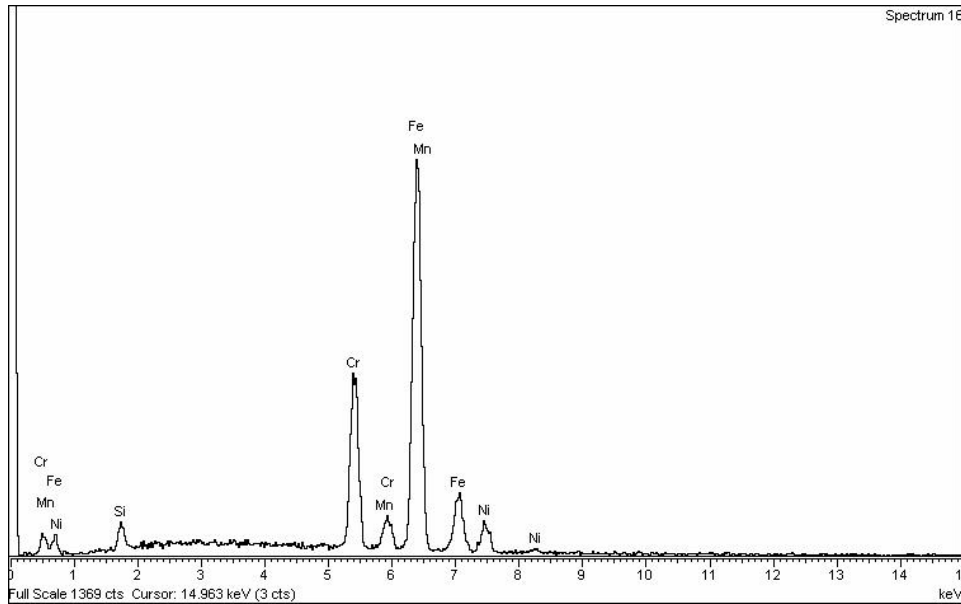


Figura 4.27 – EDS no ponto (-6) do cdp soldado com $H = 805 \text{ J/mm}$.

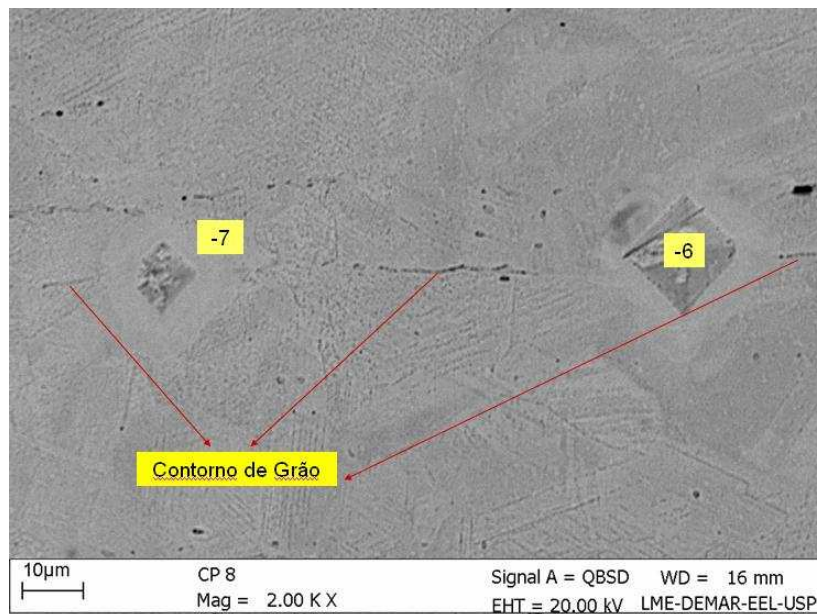


Figura 4.28 – MEV no ponto (-7) do ensaio de microdureza no cdp soldado com $H = 805 \text{ J/mm}$. Aumento de 2000x.

4.3.2 Análise de Penetração em Juntas de Topo

Após a realização das soldas de deposição com variação de energia realizaram-se 3 testes para analisar a penetração na junta de topo. Dois testes foram feitos com o chanfro reto em cdp com 80 mm de comprimento. Tanto com a maior energia ($H = 650,7 \text{ J/mm}$) como

com a menor ($H = 450,4 \text{ J/mm}$), ocorreu falta de penetração (Figura 4.29). O terceiro teste foi feito em um chanfro em V, com ângulo de 60° , abertura de raiz de $1,2\text{mm}$ e nariz de $1,5\text{mm}$ (Figura 4.30); ocorrendo boa penetração em quase toda extensão do cdp. Com esses resultados concluiu-se que a energia ideal de soldagem estaria no mínimo em 450 J/mm , com necessidade de um chanfro em V, com ângulo de bisel de 30° . Uma observação interessante é que ângulos de bisel maiores que este, poderia ocorrer penetração excessiva ou até perfuração.

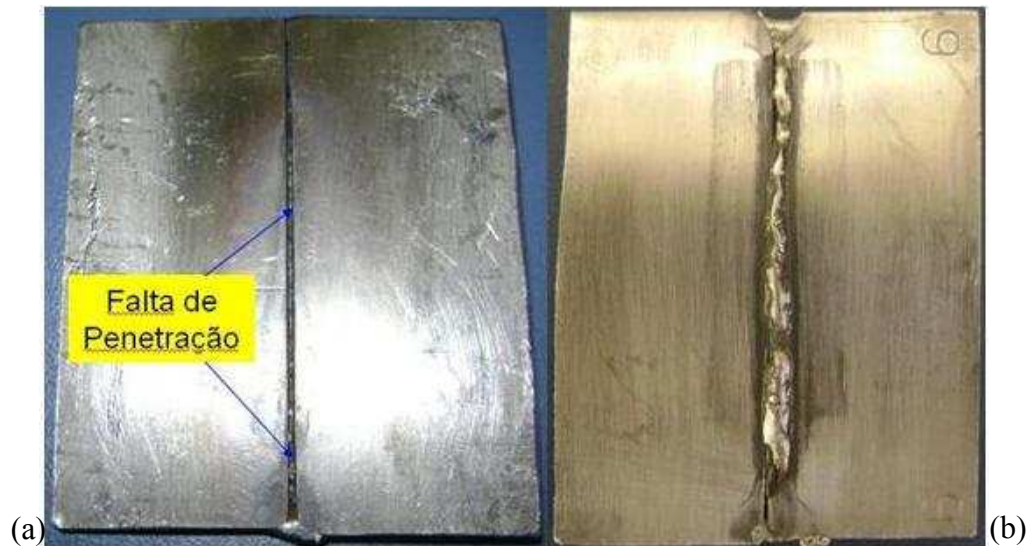


Figura 4.29 – Teste de união com $H = 650 \text{ J/mm}$. (a) Sem chanfro. (b) Com chanfro em V.



Figura 4.30 – Corpo-de-prova com um chanfro em V de 60° , abertura de raiz de $1,2\text{mm}$ e nariz de $1,5\text{mm}$.

4.3.3 Análise de Microdureza Vickers na Soldagem de Deposição Variando-se a Velocidade de Soldagem

Na soldagem de deposição foi determinado o perfil de micro-dureza para as energias de soldagem de 450,4 J/mm (Figura 4.31) e 650,7 J/mm (Figura 4.32), através das velocidades de soldagem de 39,3 e 27,2 cm/min, respectivamente. Verificaram-se o não surgimento de fases frágeis nestas temperaturas, comuns em aços austeníticos.

Na menor energia desta etapa, a dureza média encontrada foi $HV_x = 204,1$ HV ($HV_{\text{mín}} = 174,1$ HV e $HV_{\text{máx}} = 218,0$ HV). Além desses valores mediram-se 5 valores na ZF, com $HV_{\text{média}} = 196,9$ HV. Muito embora não haja grandes variações no nível de dureza, percebe-se uma leve tendência de um maior nível de dureza na ZTA comparativamente a ZF, situação esta típica em corpos de prova soldados, principalmente levando em conta as transformações metalográficas mais intensas na ZTA - faixa entre os pontos (-11) e (-5); e (3) e (5) da Figura 4.31.

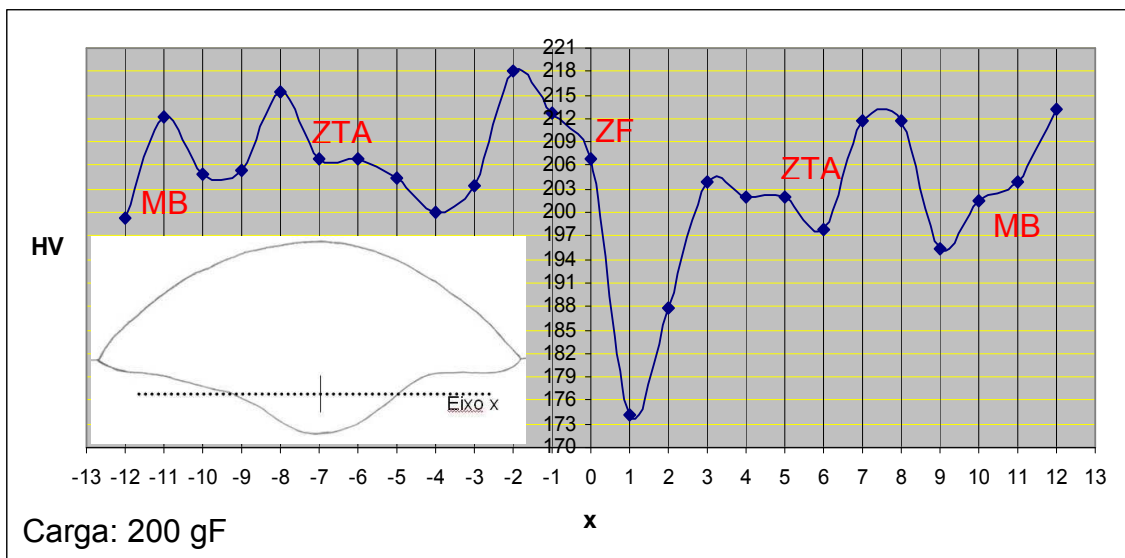


Figura 4.31 – Perfil de microdureza Vickers no cdp soldado com $H = 450,4$ J/mm.

Na maior energia desta etapa, a dureza média encontrada foi $HV_x = 207,2$ HV ($HV_{\text{mín}} = 192$ HV e $HV_{\text{máx}} = 237,7$ HV). Neste perfil de dureza percebe-se claramente a maior dureza na região fundida, próximo ao eixo y, assim como os menores valores de dureza na ZTA. Esta tendência é oposta ao caso anterior. Provavelmente a maior energia de soldagem provocou uma maior ativação no depósito na ZF, o qual em função dos elementos metálicos adicionados no fluxo deve ter sofrido transformações metalúrgicas mais intensas, ocasionando o aumento de dureza nesta região. Uma maior quantidade de Mo e menor quantidade de Ni na

ZF correspondente no arame, justificaria o aumento da dureza nessa região o que também pode ser verificado por Heisterkamp et al. (1993).

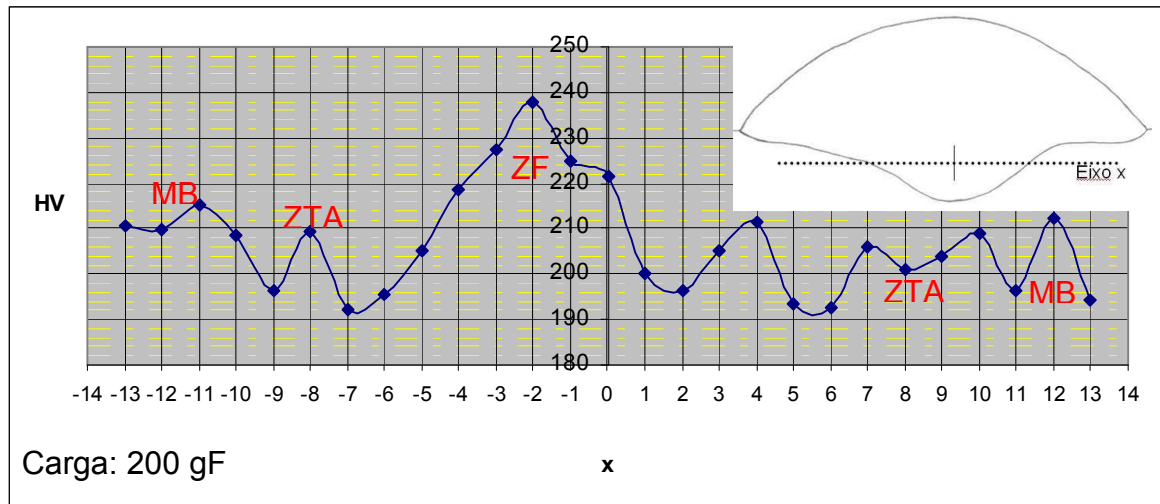


Figura 4.32 – Perfil de microdureza Vickers no cdp soldado com $H = 650,7 \text{ J/mm}$ na soldagem de simples deposição.

4.4 SOLDAGEM DE UNIÃO EM JUNTAS DE TOPO COM CHANFRO EM V

4.4.1 Ensaios por Líquido Penetrante

Os corpos-de-prova desta etapa foram submetidos ao ensaio não-destrutivo de líquido penetrante dentro da norma ASME IX, com o objetivo de detectar discontinuidades superficiais, principalmente trincas de solidificação, como a ocorrida na primeira etapa (em um dos cdp's soldado com $H = 805 \text{ J/mm}$). Verificou-se que não ocorreram trincas superficiais destes cdp's, apenas alguns defeitos não lineares (Figura 4.33) que estavam fora do critério de aceitação da referente norma, no entanto os mesmos ocorreram no início e final dos cordões, regiões estas descartadas nos ensaios microdureza Vickers e tração. Portanto, conclui-se que a utilização de chapas apêndices (no início e final do cordão) é fundamental na união de chapas de aço inoxidável AISI 304, com 3,1 mm de espessura, através do arame AWS E316LT1-4.



Figura 4.33 – Indicações das descontinuidades superficiais através do ensaio de LP.

- Porosidade: foram detectadas 8 indicações de descontinuidades não lineares, das quais 50% foram reprovadas dentro do critério de aceitação da norma ASME Seção VIII, Div. 1, AP.8, tendo como referência a norma ASME Seção V – Ed. 2007 (Figura 4.34).

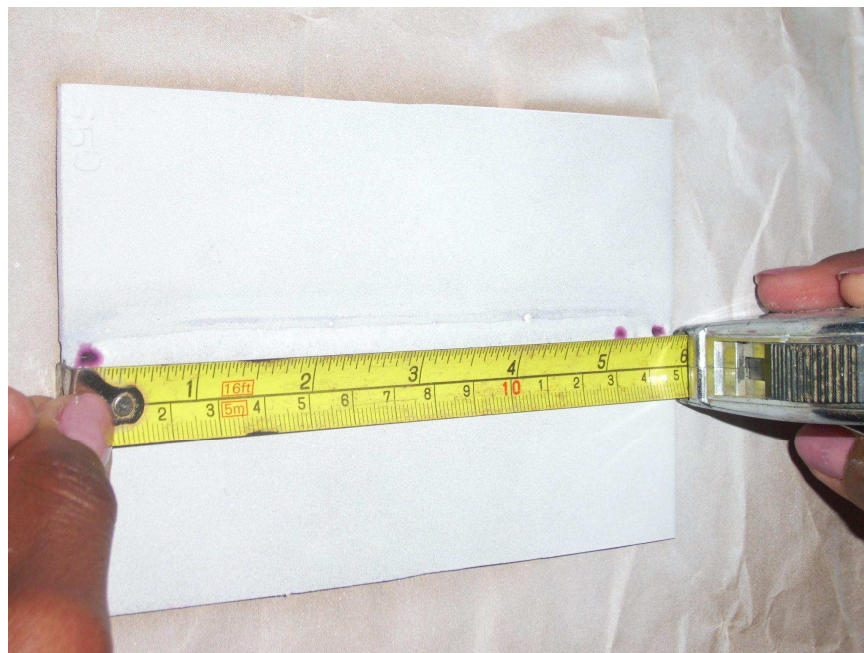


Figura 4.34 – Indicações arredondadas no corpo-de-prova soldado com $H = 590 \text{ J/mm}$.

4.4.2 Ensaio de Microdureza Vickers

Na soldagem de união, foi determinado o perfil de microdureza para as energias de soldagem de 450,4 J/mm e 650,7 J/mm (Figura 4.35), com o não surgimento de fases frágeis nestas temperaturas, comuns em aços austeníticos. Na menor energia desta etapa, a dureza média encontrada foi 201,5 HV (HV_{mín} = 188,1 HV e HV_{máx} = 214,5 HV). Na maior energia desta etapa, a dureza média encontrada foi 208,2 HV (HV_{mín} = 187,5 HV e HV_{máx} = 236,5 HV). Em ambos os níveis de energia, percebe-se que a ZTA apresentou um maior nível de dureza em relação à ZF, mesmo considerando a condição de mais alta energia. Muito embora se esperasse que um maior nível de energia gerasse uma redução no nível de dureza, pela redução na velocidade de resfriamento, percebeu-se que para os níveis de energia utilizados tais patamares se situam muito próximos não gerando provavelmente grandes alterações no gradiente térmico.

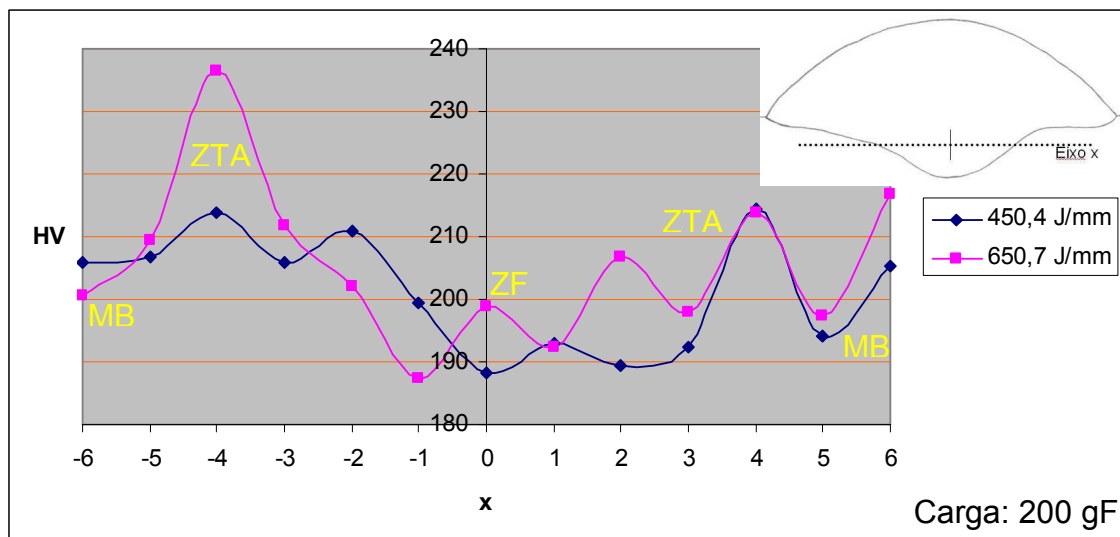


Figura 4.35 – Perfis de microdureza Vickers nos corpos-de-prova soldados com H = 450,4 J/mm e H = 650,7 J/mm, em junta de topo com chanfro em V.

4.4.3 Ensaio de Tração

Os dados do ensaio de tração dos cdp's soldados com H = 450,4 J/mm estão representados na Tabela A.4 (Anexo) e na Figura 4.36. Observou-se que o melhor resultado foi obtido para o CP1, com força máxima de ruptura de 1236,02 kgf e tensão máxima de 651,68 MPa. Os CP's 2 e 3 tiveram pouca deformação devido à falta de fusão no nariz do chanfro, sendo que os cdp's 4 e 5 tiveram pouca deformação devido à falta de penetração

(Figura 4.37), diminuindo o limite de resistência a tração. Esse comportamento foi resultante da expansão térmica sofrida pelo metal base, o que provocou um fechamento do chanfro, dificultando a penetração da solda, mesmo com o ponteamto nas extremidades da peça e o uso de dispositivos de fixação (Figura 3.6).

Por este motivo, foi omitido o referente ensaio destrutivo nos cdp's 4 e 5 (Figura 4.38), 5 da Figura 4.39 e 2, 3, 4 e 5 na Figura 4.40, pois nas respectivas condições de energia de Soldagem, ocorreu o mesmo problema.

Portanto é de fundamental importância que a fixação dos corpos-de-prova seja feita de forma a garantir um travamento mais completo do que o utilizado, para evitar o empenamento e o fenômeno de rotação, possível causa da falta de penetração nos cdp's soldados com $H = 549,7, 590$ e $650,7$ J/mm (Figuras A4, A5 e A6 no anexo).

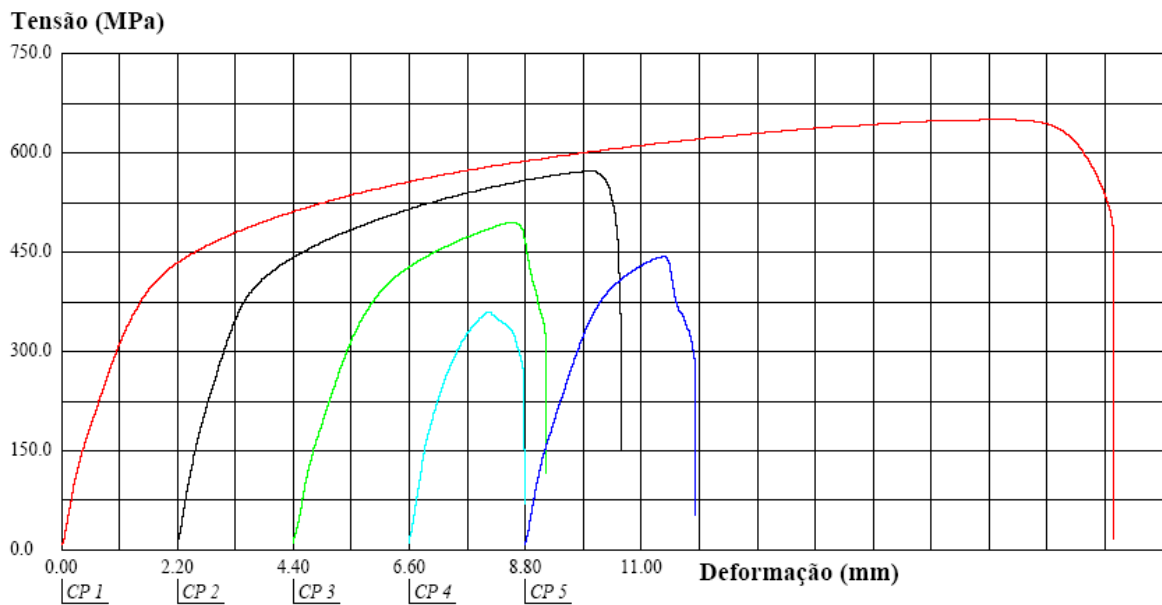


Figura 4.36 – Curvas do ensaio de tração no cdp soldado com $H = 450,4$ J/mm.

Os dados do ensaio de tração dos cdp's soldados com $H = 549,7$ J/mm estão representados na Tabela A.5 (Anexo) e suas respectivas curvas (tensão x deformação) na Figura 4.38. A melhor condição, em termos de resistência mecânica apresenta-se no CP3, com força máxima de 1261,75 kgf e tensão máxima de 665,24 MPa.

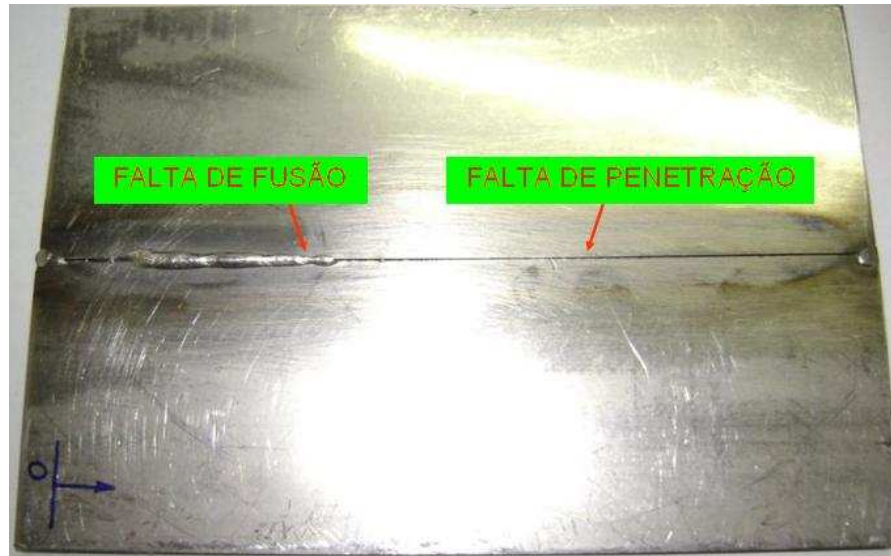


Figura 4.37 – Descontinuidades no cdp soldado com $H = 450,4 \text{ J/mm}$.

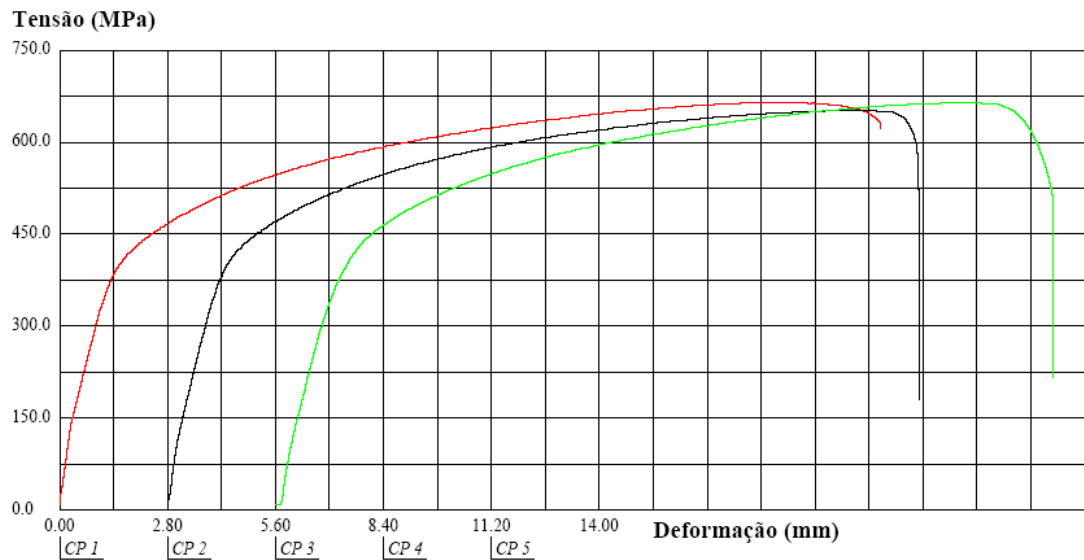


Figura 4.38 – Curvas do ensaio de tração no cdp soldado com $H = 549,7 \text{ J/mm}$.

Os dados do ensaio de tração dos cdp's soldados com $H = 590 \text{ J/mm}$ estão representados na Tabela A.6 (Anexo) e na Figura 4.40. A melhor condição, em termos de resistência mecânica apresenta-se no CP4, com força máxima de 1276,73 kgf e tensão máxima de 673,14 MPa.

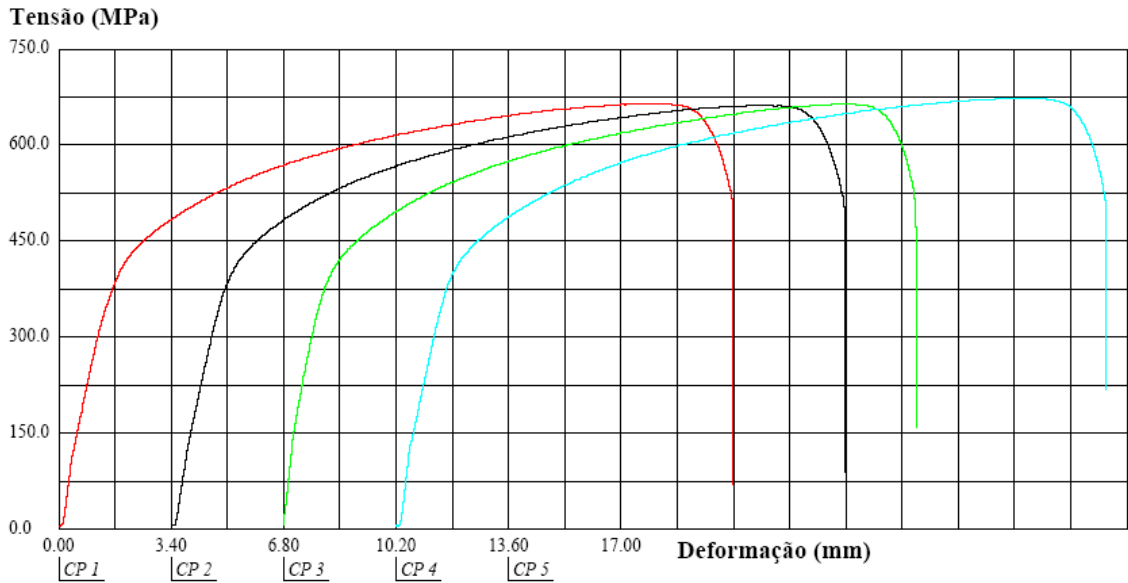


Figura 4.39 – Curvas do ensaio de tração no cdp soldado com $H = 590 \text{ J/mm}$.

Os dados do ensaio de tração do cdp soldado com $H = 650,7 \text{ J/mm}$ está representado na Tabela A.7 (Anexo) e na Figura 4.40. O mesmo apresentou uma força máxima de 1262,28 kgf e tensão máxima de 665,52 MPa.

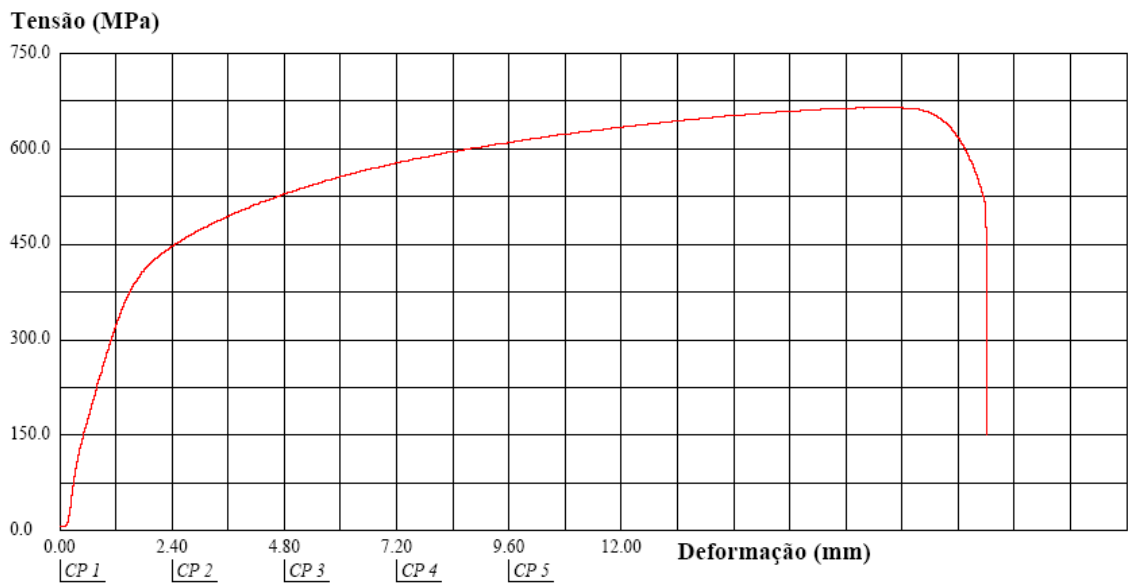


Figura 4.40 – Curva do ensaio de tração no cdp soldado com $H = 650,7 \text{ J/mm}$.

Quando o teor de elementos de liga aumenta, o limite de resistência à tração do metal de solda se torna mais sensível às variações do aporte térmico (Vercesi & Surian, 1996), o que pode ser comprovado pelo aumento da resistência a tração variando-se a energia de soldagem de $549,7 \text{ J/mm}$ a 590 J/mm . Desta forma, muito cuidado deve ser tomado no controle da

velocidade de resfriamento durante a soldagem, e seus parâmetros devem ser determinados de forma precisa com estreita tolerância.

Independente da energia utilizada na soldagem de união, a estricção e a posterior ruptura ocorreram fora da zona fundida, na ZTA ou no MB, a não ser nos cdp's 2, 3, 4 e 5 da Figura 4.36, nos quais a falta de fusão e penetração resultou em fraturas dúcteis e frágeis nos ensaios de tração conforme ilustrado na Figura 4.41.

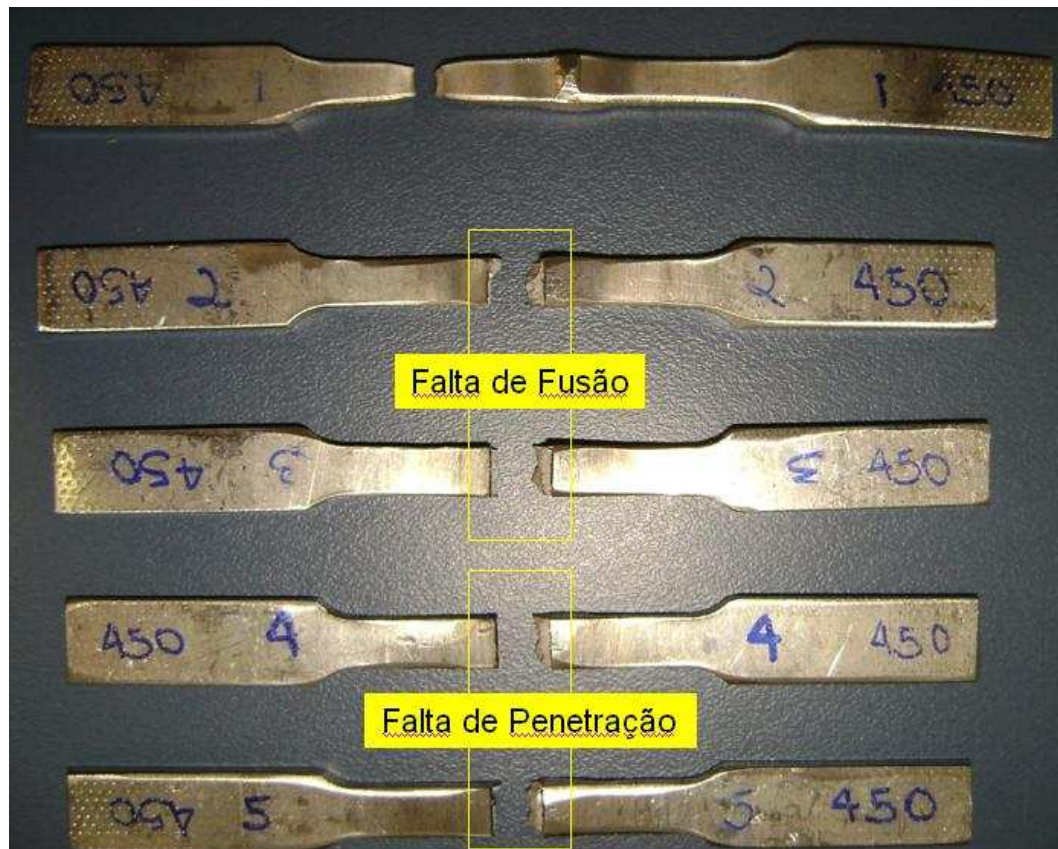


Figura 4.41 – Fraturas nos cdp's 2, 3, 4 e 5, soldados com $H = 450,4 \text{ J/mm}$.

Apesar da excelente qualidade na união, com ausência de falta de fusão (Figura 4.42), a possibilidade de contaminação através do ar ou pela umidade do fluxo do arame levou a formação de poros (Figura 4.43) no cdp soldado com $H = 650 \text{ J/mm}$. A presença de oxigênio, provocando poros, pode ser comprovada através de sua combinação com o titânio (Rutilo- TiO_2), alumínio (Al_2O_3) e manganês (Mn) no EDS (Figura 4.44). Vale citar que uma vez que o nitrogênio faz parte da composição do aço inoxidável austenítico, é importante que a solidificação da poça de fusão ocorra sem a formação de poros. Em soldagem desses tipos de aços (de alto teor de N_2) é essencial evitar defeitos de soldagem, perda de nitrogênio,

precipitação de nitretos, etc, que pode reduzir a resistência à corrosão e as propriedades mecânicas (Ogawa et al., 1984; Ramirez et al., 1994; Schobbert et al., 2003).

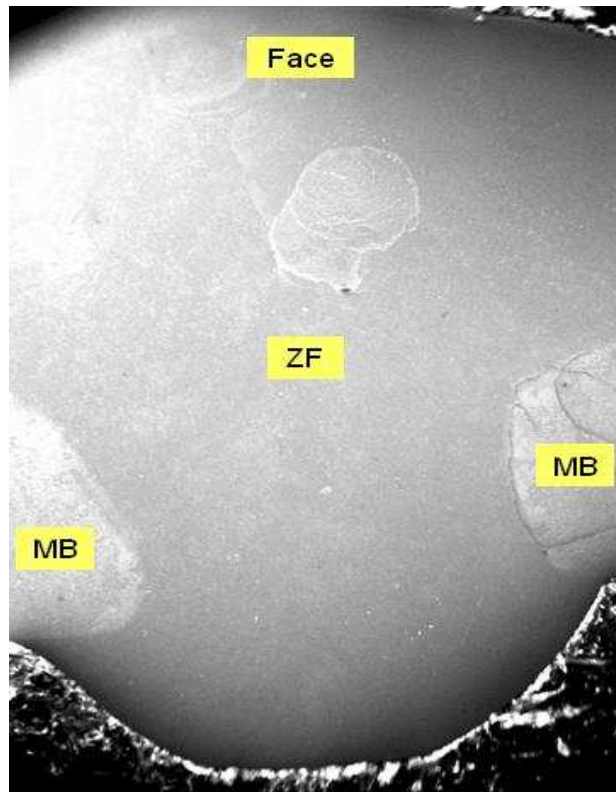


Figura 4.42 – MEV mostrando a seção transversal no cdp soldado com $H = 650,7 \text{ J/mm}$.
Aumento de 44x.

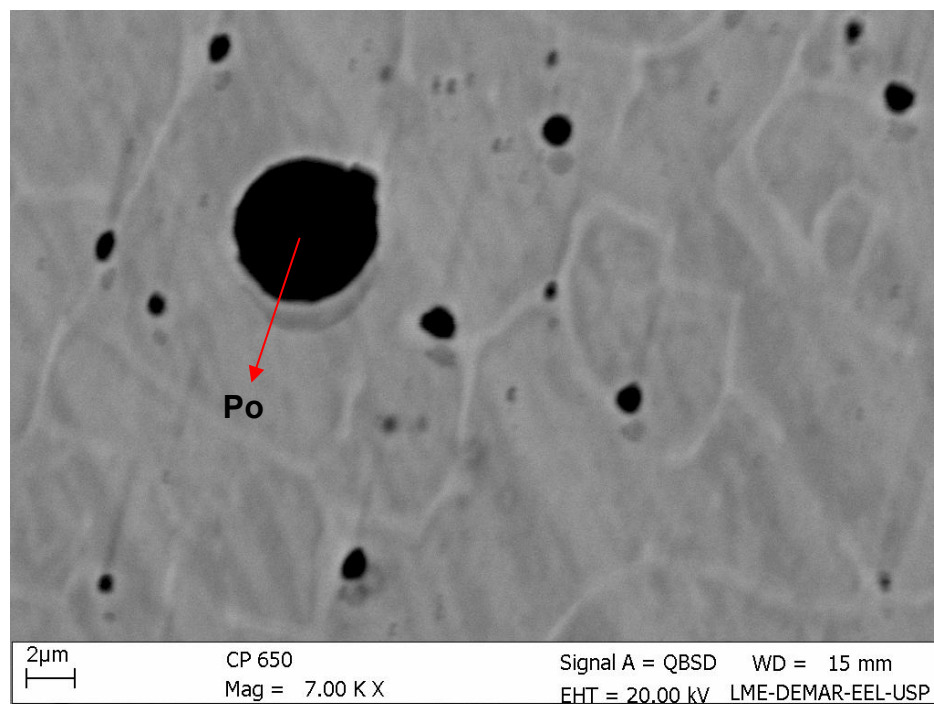


Figura 4.43 – MEV (modo retro-espaldado) mostrando a porosidade na soldagem de união com $H = 650,7 \text{ J/mm}$.

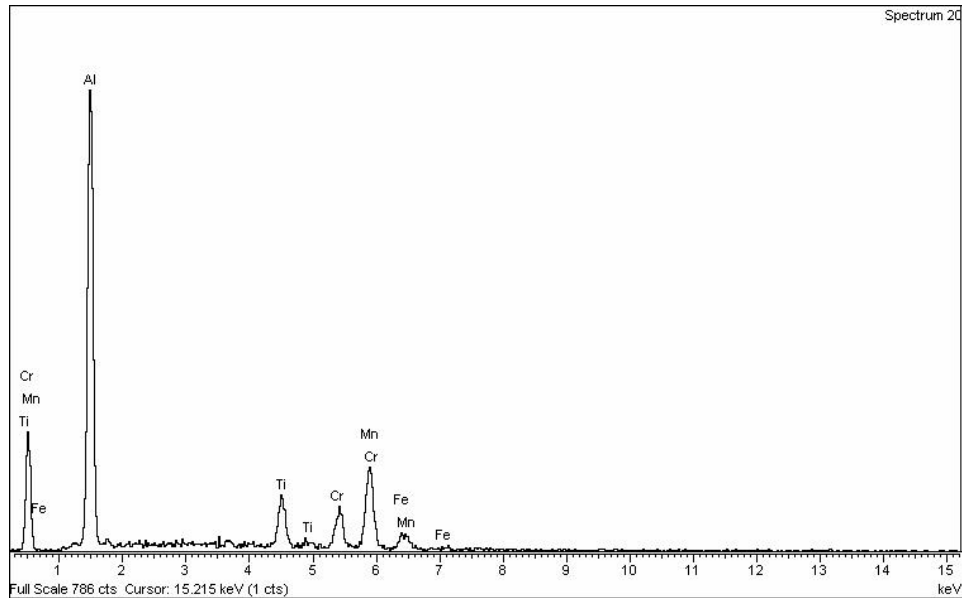


Figura 4.44 – EDS no maior poro (Po) da Figura 4.43 do cdp soldado com $H = 650,7$ J/mm.

4.5 – CONSIDERAÇÕES FINAIS

Vale lembrar que quanto maior energia é de se espera-se uma maior ZTA, porém com menor velocidade de resfriamento, o que implica em menor nível de dureza na ZTA e ao longo da largura da seção transversal do cordão. Os resultados dos ensaios refletem isto. O nível de dureza está diretamente relacionado ao tamanho de grão. Quanto menor o tamanho de grão, maior dureza. Apesar de não terem sido realizadas medição neste trabalho, sabe-se que quanto menor o tamanho de grão, maior resistência mecânica, no entanto, os testes mecânicos mostram que a melhor resistência na união está na condição otimizada dos parâmetros de pulso, ou seja, em $H = 590$ J/mm (Tabela 4.4). É importante ressaltar que a corrente pulsada tende a promover um refinamento na granulação, o que foi também comprovado por Street (1990) e Barra (2008).

Tabela 4.4 - Resultados dos ensaios de tração

<i>H</i> (J/mm)	450,4	549,7	590	650,7
<i>F</i> _{máx} (kgf)	1236,0	1261,8	1276,7	1262,3
σ _{máx} (MPa)	651,7	665,2	673,1	665,5

Pode-se verificar que ocorre grande variação da microdureza para uma mesma taxa de resfriamento, ou para a mesma energia de soldagem, além de existirem durezas idênticas mesmo para taxas de resfriamento maiores. Esse fato é de grande importância, por demonstrar

a heterogeneidade da microestrutura produzida na ZTA dos cordões de solda feitos com arame tubular AWS E316LT1-4 em chapas de 3,1 mm de aço inoxidável AISI 304.

Capítulo 5

CONCLUSÕES E RECOMENDAÇÕES

5.1 CONCLUSÕES

Em função dos resultados e das análises realizadas, com o processo de soldagem com arame tubular sob proteção gasosa com a transferência pulsada na posição plana, na soldagem do AISI 304 com o arame AWS E316LT1-4, este trabalho permitiu concluir que:

- Na soldagem de simples deposição, a condição que conduz a uma geometria de cordão mais adequada sugere uma corrente de pico em 350A, tempo de pico em 2ms, corrente de base em 60A e frequência de pulsação de 100 Hz. Esta condição de soldagem permitiu a maximização da penetração em 1,6mm, o que corresponde a uma penetração relativa à espessura da peça de aproximadamente 52%, associada a uma convexidade do cordão de 23% e diluição de 29%.
- Os parâmetros de pulso não influenciaram, de forma significativa na deformação da chapa, nem tão pouco no rendimento de deposição.

- A regularidade na alimentação do arame se mostrou um parâmetro importante na melhoria da qualidade da solda. Sua irregularidade pode provocar a ocorrência de poros, inclusões de escória e formação de trincas a quente. A condição de soldagem com uma corrente média de 89A, que corresponde a um ajuste de $I_p = 350A$; $I_b = 60A$, $t_p = 2ms$, $f = 50Hz$, se mostrou como sendo a mais estável, e isso contribuiu na redução destes possíveis defeitos de soldagem.
- A união em juntas de topo (para chapas de 3,1mm) soldadas em um único passe com um chanfro de 60° , abertura de raiz de 1,2mm e nariz de 1,5mm permitiu a obtenção de uma boa penetração em torno de 30% da extensão dos corpos-de-prova. No entanto, peças com comprimento maior que 70 mm devem ser travadas por dispositivos de fixação, os quais impeçam a rotação das mesmas, prejudicando a penetração do cordão. Chapas apêndices são recomendadas, devido à possibilidade da presença de descontinuidades arredondadas no início e final do cordão.
- Na condição de como soldado, os resultados obtidos mostraram que o número de ferrita δ foi de aproximadamente 7%, o que conduziu a um modo de solidificação FA (Ferrítico-Austenítico), sem presença de trincas de solidificação.
- Anomalias verificadas em algumas condições de soldagem provavelmente foram geradas em função na irregularidade da alimentação do arame, que poder ter sua causa associado à contaminação da poça de fusão pelo ar atmosférico, o que além de reduzir o número de ferrita pela presença de nitrogênio, provocou também a formação de pequenos poros.
- Análises dos perfis de microdureza não mostraram, de forma geral, grandes variações quando submetidos aos diferentes níveis de energia de soldagens utilizados neste trabalho. Entretanto, algumas variações observadas se devem provavelmente a heterogeneidade da microestrutura em função de diferentes condições de resfriamento.
- Análises de resistência à tração sugere que os melhores resultados da solda ocorreram com níveis de energia em torno de 590 kJ/mm, condição esta coincidente com a condição geométrica otimizada através das análises estatísticas.

5.2 SUGESTÕES PARA TRABALHOS FUTUROS

- Realizar um projeto e análise de experimento (DOE) similar a este trabalho, porém utilizando um arame sólido ou tubular da classe ER308L com um metal base AISI 304L ou AISI 316L.
- Estudar a influência dos parâmetros do modo pulsado na soldagem fora da posição plana, com os mesmos consumíveis e metal base.
- Comparar o modo de transferência pulsado convencional com o curto-circuito e/ou com o modo de pulsação térmica, ou seja, na modulação conjunta da velocidade de alimentação do arame, algumas vezes fixa, e da frequência de pulsação da corrente.
- Avaliar a resistência ao impacto e análises mecânicas e metalúrgicas em chapas de maiores espessuras do AISI 304.
- Realizar um estudo similar, porém utilizando o CO₂ como gás de proteção.
- Associar a metalografia as propriedades mecânicas.
- Estudar a corrosão sob tensão nas referentes uniões soldadas, variando-se a energia de soldagem.
- Comparar o processo de soldagem com arame tubular com o processo TIG, em termos metalúrgicos e mecânicos.

REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS

ACESITA (2005), Soldagem dos Aços Inoxidáveis. www.acesita.com.br

ACESITA (2006), Aço Inox - Especificação Técnica, 1 ed..

ALCAN ALUMÍNIO DO BRASIL S/A (1992), *MIG Pulsado. Manual de Soldagem*, São Paulo, Alcan Alumínio do Brasil S/A, pp 11-14.

AMIN, M. (1983), “Pulse Current Parameters for Arc Stability Controlled Metal Transfer In Arc Welding”, *Metal Construction*, v 5, n 6, pp 272-8.

ANDRADE, S. R., PERALTA, J. L., SANTOS, R. G. (2002), “Comparação de resultados teóricos e experimentais do processo de solidificação do aço inoxidável AISI 304”, Congresso Brasileiro de Engenharia e Ciências dos Materiais, XVI CBECIMAT, NATAL.

ARAÚJO, W. R. (2004), *Comparação entre Soldagem Robotizada com Arame Sólido e “Metal Cored” - A Ocorrência do “Finger”*, Dissertação de Mestrado em Engenharia Mecânica, Universidade Federal de Minas Gerais, UFMG, 79p.

ASTM E8/E 8M-08 (2008), Standart Test Methods for Tension Testing of Metallic Materials.

AWS (1998), *Welding Handbook*, v 4, 8 ed., Miame, pp 233-332.

BACKMAN, A. (1977), Desenvolvimento de Materiais Inoxidáveis para Solda, *Suplemento da Construção Pesada, Soldas e Eletrodos*, abril, pp 20-26.

- BAIXO, C. E. I., DUTRA, J. C. (1990)**, “O Estudo da Transferência Metálica no Processo de Soldagem MIG/MAG Através de Projetor e de Transferência Oscilográficos de Tensão e Corrente”, *ANAIS do XV Encontro Nacional de Tecnologia da Soldagem*, São Paulo, Novembro, v 1, pp 193-209.
- BÁLSAMO, P. S. S., VILARINHO, L. O., SCOTTI, A. (2002)**, “Comparação de uma Concepção de Sistema Sinérgico com um Sistema Sinérgico Comercial na Soldagem MIG Pulsado de Aço Inoxidável”, *Soldagem & Inspeção*, ano 7, n 1, pp 1-6.
- BARHORST, S. (2000)**, “Metal Cored Electrode Basics”, *The American Welder*, Nov/Dec, pp 13-15.
- BARRA; S. R. (2003)**, Influência do Processo MIG/MAG térmico sobre a microestrutura e a geometria da zona fundida; tese de doutorado; Programa de Pós Graduação em Engenharia Mecânica - Universidade Federal de Santa Catarina, 209p.
- BARRA, S. R. (2008)**, “Os efeitos da pulsação Térmica na Soldagem MIG/MAG”, *Corte e Conformação de Metais*, ano 4, n 42, Outubro, pp 98-125.
- BELEJCHAK, P. (1997)**, Machining Stainless Steel, *Advanced Materials & Process*, v 12.
- BHADESHIA, H. K. D. H., WOLLIN, P. (2002)**, *Microstructural Change in High Temperature Heat-Affected Zones of Welded*, University of Cambridge & TWI, February.
- BRACARENSE, A. Q. (2000)**, *Processo de Soldagem por Arame Tubular –FCAW*, Apostila do programa de Pós Graduação em Engenharia Mecânica da Universidade Federal de Minas Gerais, UFMG, Belo Horizonte-MG.
- BRAGA, E. M., TREVISAN, R. E. (2004)**, “Influência do Teor de Nitrogênio nas Trincas de Solidificação em Aço Inoxidável AISI 316L”, *Soldagem & Inspeção*, ano 9, n 2, Junho, pp 147-155.
- BROOKS, J. A., THOMPSON, A. W., WILLIAMS, J. C. (1984)**, “A fundamental study of the beneficial effects of delta ferrite in reducing weld cracking”, *Welding Journal*, 63(3), pp 71-83.

- BROOKS, J. A., THOMPSON, A. W. (1991)**, “Microestrutural development and solidification cracking susceptibility of austenitic stainless steel welds”, *International Materials Reviews*, 36(1), pp 16-44.
- BUSSINGER, E. R. (1996)**, *Soldagem dos Aços Inoxidáveis*, Petrobrás, Rio de Janeiro, 103p.
- CALLISTER JUNIOR, W. D. (2002)**, *Introdução à Engenharia e Ciências dos Materiais*, 5 ed., Editora New York: John Wiley & Sons, pp 819.
- CAMPBELL, R. D. (2007)**, “Avoiding Defects of Stainless steels Welds”, *Welding Journal*, 86(5), pp 53-63.
- CAMPBELL, H. C., THOMAS JR, R. D. (1946)**, “The effects of alloying elements on the tensile properties of 25-20 weld metal”, *Welding Journal*, 25(11), pp. 760s-768s.
- CARDOSO, F. I. B, MACIEL, T. M., NETO, F. A (2006)**, “Soldabilidade do Aço Inox 317L para Linings de Torre de Destilação de Petróleo”, *Anais do IV COBEM*, Congresso Nacional de Engenharia Mecânica, Recife.
- CASTRO, R., CABENET, J. J. (1975)**, *Welding Metallurgy of Stainless and Heat-Resisting Steels*, 1 ed., Cambridge University Press, Cambridge, England, 189p.
- CENTENO, H. (2001)**, “Alambres Tubulares de Inoxidable, uma alternativa más productiva”, *Soldar CONARCO*, n 115.
- CHIAVERINI, F. (1977)**, *Aços e Ferros Fundidos*, 4 ed., Editora ABM, São Paulo, pp 309-344.
- COSTA, M. C. M. S., STARLING, C. M. D., MODENESI, P. J. (2007)**, “Influência da Instabilidade do Arco na Soldagem GMAW com Gases de Baixo Potencial de Oxidação no Formato do Cordão”, *Anais do XXXIII CONSOLDA*, Congresso Nacional de Soldagem, Caxias do Sul.

- DALPIAZ, G., MACHADO, I. G. (1999)**, “Efeito do Hélio em Gases de Proteção com Ar-CO₂ e Ar-O₂ na Soldagem MAG com Corrente Pulsada”, *Soldagem & Inspeção*, ano 5, n 8, pp 1-16.
- DAVEY, T. G., GOOCH, T. G., ROBINSON, J. L. (1987)**, “An assessment of flux cored wire welding Type 316L austenitic stainless steel – parts 1 and 2”, *Metal Construction*, August, pp 431-435 and September, pp 545-553.
- DILLENBECK, V. R., CASTAGNO, L. (1987)**, “The Effects of Various Shielding Gases and Associated Mixtures in GMA Welding”, *Welding Journal*, v 66, n 9, September, pp 45-49.
- EVANS, G. M. (1991)**, “The Effect of Níquel on the Microestrutura and Properties of C-Mn All-Weld Metal Deposits”, *Welding Research Abroad*, v 27, n 2 and 3, February/March.
- FEDELE, R. A. (2000)**, “Noções de Corrosão Inter-granular em Juntas Soldadas”, *Soldagem & Inspeção*, ano 6, n 4, pp 21-26.
- FERREE, S. E. (1992)**, “Status Report in Small-Diameter Cored Stainless Steel Wires”, *Welding Journal*, January, pp 104-112.
- FIELD, A. L., BLOOM, F. A., LINERT, G. E. (1943)**, “Development of Armor Welding Electrodes: Relation to the Composition of Austenitic (20%Cr-10%Ni) Electrodes to the Physical and Ballistic Properties of Armor Weldments”, *OSRD Report 1636*, July.
- FILHO, D. F., FERRARESI, V. A., VILARINHO, L. O. (2007)**, “Influência de Proteção nas Constantes α e β da Fórmula de Consumo na Soldagem MIG/MAG do Aço Inoxidável Ferrítico”, Anais do XXXIII-CONSOLDA, Congresso Nacional de Soldagem, Caxias do Sul, ref CT-06.
- FOLKHARD, E. (1988)**, *Welding metallurgy of stainless steels*, Editora Springer Verlag,
- FORTES, C. (2004)**, “Apostila Arames Tubulares”, ESAB BR, Maio.

- FOSZCZ, J. L. (2005)**, “Find the right method for stainless steel welding”, *Plant Engineering*, March, pp 74-76.
- GOMES, E. S. P., VIÑAS, J. B., VATAVUK, J. (1999)**, “Aços Inoxidáveis Duplex – Propriedades e Aplicações na Indústria Química”. Anais do ABIQUIM, Congresso de Automação e Equipamento da Indústria Química, São Paulo.
- GUIMARÃES, W. A. (2002)**, Influência da microestrutura sobre as propriedades mecânicas e resistência à corrosão de um aço inoxidável ISO 5832-9 – utilizando na fabricação de implantes ortopédicos, tese de doutorado, Faculdade de Engenharia Mecânica, Universidade Estadual de Campinas, 2002.
- GHOSH, P. K. et al. (1998)**, “Stainless steel Cladding of structural steel plate using pulsed current GMAW process”, *Welding Journal*, July, pp 307s-314s.
- HEISTERKAMP, F., HULKA, K., GRAY, J. M. (1993)**, *Metallurgical Concept And Full-Scale Testing of High Toughness, H2S Resistant 0,03%C-0,10%Nb Steel*, Niobium Technical Report, CBMM, February, São Paulo.
- HENKE, S. L., NIÑO, C. E., BUSCHINELI, A. J. A., CORRÊA, J. A. (1998)**, “Especificação de procedimentos de reparo por soldagem de aços inoxidáveis martensíticos macios sem tratamento térmico posterior”. *Anais do XXIV Encontro Nacional de Tecnologia da Soldagem, XI Congresso Latino-Americano e V Ibero-Americano de Soldagem*, Fortaleza.
- HERTZBERG, R. W. (1996)**, *Deformation and fracture mechanism of engineering materials*, 4 ed., New York, John Wiley & Sons, 786p.
- HONEYCOMBE, R. W. K. (1984)**, *Steel – Microstructure and properties*, London: Edward Arnolds publishers, pp 513-518.
- JOAQUIM, R. (2001)**, Manual de Tecnologia de Fabricação e Soldagem – Módulo II Processo de Soldagem Arame Tubular, Centro de Tecnologia de Soldagem, SP.

- JÚNIOR, R. G. (2002)**, Desenvolvimento de Novos Métodos de Controle do Arco Voltaico e Transferência Metálica para o Processo Mig/Mag usando Técnicas Computacionais, Tese de Doutorado, UFSC, Setembro, 147p.
- KANE, R. D. (1993)**, Super Stain, *Advanced Materials & Process*, v 7.
- KOTECKI, D. (2001)**, “Stainless Q&A”, *Welding Journal*, v 80, n 2, February.
- KOTECKI, D. (2003)**, “Stainless Q&A”, *Welding Journal*, v 82, n 1, January.
- KOTECKI, D. J. (1978)**, “Welding parameter effects on open-arc stainless steel weld metal ferrite”, *Welding Journal*, 57(4), pp 109-s–117-s.
- KOU, S. (2003)**, *Welding Metallurgy*, 2 ed., Editora John Wiley & Sons.
- LANCASTER, J. F. (1999)**, *Metallurgy of Welding*, 6 ed., Cambridge, Inglaterra, Editora Abington.
- LASSEIGNE, A. N., OLSON, D. O. (2007)**, “Determination of Interstitial Nitrogen Content in Austenitic Stainless Steels Welds by Thermoelectric Power”, *Soldagem & Inspeção*, v 12, n 3, Jul/Set, pp 210-217.
- LIMA, A. C., FERRARESI, V.A. (2006)**, “Estudo dos Modos de Transferência Metálica de um Arame Tubular Autoprotégido com Variação na Distância Bico de Contato-Peça”, Anais do XXXI CONSOLDA, Congresso Nacional de Soldagem, São Paulo, Novembro, pp164-172.
- LIPPOLD, J.C., KOTECKI, D. J. (2005)**, *Welding Metallurgy and Weldability of Stainless Steels*, Estados Unidos da América, Editora John Wiley & Sons.
- LUNDIN, C. D., CHOU, C. P. D., SULLIVAN, C. J. (1980)**, “Hot Cracking Resistance of Stainless Steels Weld Metals”, *Welding Journal*, v 59, n 8, pp 226-s-232-s.
- LUNDQVIST, B. (1977)**, “Soldagem de Aços Inoxidáveis nas indústrias de Celulose e Papel”, *Soldas e Eletrodos*, junho, pp 8-18.

- LYTTLE, K. A., STAPON, W. F. G. (1990)**, “Select the Best Shielding Gas Blend for the Application”, *Welding Journal*, November, pp 21–27.
- MA, J. C., YANG, Y. S., TONG, W. H., FANG, Y., YU, Y., HU, Z. Q. (2007)**, “Microstructural Evolution in AISI 304 Stainless Steel during Directional Solidification and Subsequent Solid-State Transformation”. *Materials Science and Engineering A*, 444, pp 64-68.
- MACEDO, W. A., TORRES, R. C., EMYGDIO, P. R. O., ZEEMANN, A. (1998)**, “Efeitos da Purga com Nitrogênio na Raiz de Juntas de Inoxidável Austenítico”, XXIV Encontro Nacional de Tecnologia da Soldagem - ABS.
- MEDEIROS, R. C., QUINTINO, L. E OLIVEIRA SANTOS, J. F. (1989)**, “Estudo da Aptidão dos Arames Tubulares à Soldagem MIG com Transferência Controlada”, *Soldagem & Materiais*, v 66, n 5, pp 44–49.
- MENDONÇA, N. B., BARROZO, T. S., SANCHES, L. C., MOTA, C. A., BRAGA, E. M. (2006)**, “Influência da Corrente Média em Relação às Propriedades Mecânicas e Metalúrgicas do Ac Inoxidável Austenítico 316L Soldado Pelo Processo FCAW”, *Anais do IV CONEM*, Congresso Nacional de Engenharia Mecânica, Recife, Agosto, código 06-641.
- MIRANDA, P. E. V. (1997)**, “Efeito do Hidrogênio nas Propriedades Mecânico-Metalúrgicas de Aço Inoxidável Austenítico”, Tese de Doutorado, PEMM/COPPE/UFRJ, 225p.
- MODENESI, P. J. (2001)**, *Soldabilidade dos Aços Inoxidáveis Austeníticos*, Coleção tecnologia da Soldagem, Osasco-Sp, Editora SENAI, v 1.
- MODENESI, P. J. (2001)**, *Introdução à Física do Arco Elétrico*, Universidade Federal de Minas Gerais, Departamento de Engenharia Metalúrgica e de Materiais, Belo Horizonte-MG.

MONTGOMERY, D. C., RUNGER, G. C. (2003), *Estatística Aplicada e Probabilidade para Engenheiros*, 2 ed., LTC Editora, Rio de Janeiro.

MOTA, C. A. M. et al. (1998), “Efeito dos Parâmetros de Soldagem e do tipo de Arame” sobre a Geometria da Solda a Arame Tubular Auto-protégido”, *Anais do VCEM-NNE98*, Fortaleza, CE, pp 390-396.

NASCIMENTO, S. A. et al. (2003), “*Procedimento Experimental para Seleção de Parâmetros de Pulso para Soldagem com Arame Tubular em Corrente Pulsada*”, Anais do II-COBEF, Congresso Brasileiro de Engenharia de Fabricação, Uberlândia, ref 175, pp 855-865.

NEWELL, H. D., FLEISCHEMANN, M. (1938), Hot hotted metal article and method of making same, US Patent 2, v 118, pp 683.

NIXON, J. H., NORRISH, J. (1988), “Determination of Pulsed MIG Process Parameters”, *Welding and Metal Fabrication*, April, pp 4-7.

NORRISH, J. (1995), “O que é MIG Sinérgico”, *Soldagem & Inspeção*, ano1, n 3, pp 16-18.

NORRISH, J., RICHARDSON, L. F. (1998), “Metal Transfer Mechanisms”, *Weld & Metal Fabrication*, Jan/Feb, pp 17-22.

OGAWA, T., NAKAMURA, H., TSONETOMI, E. (1982), Toughness at Cryogenic Temperature and Hot Cracking in Austenitic Stainless Steel Weld Metals, International Institute of Welding, n II-C-677-82.

OGAWA, T., SUZUKI, K., ZAIZEN, T. (1984), “The Weldability of Nitrogen Containing Austenitic Stainless Steel: Part II-Porosity, Cracking, and Creep Properties”, *Welding Journal*, 63(7), pp 213s-223s.

OKUMURA, T., TANIGUCHI, C. (1982), *Engenharia de Soldagem e Aplicações*, Livros Técnicos e Científicos, Rio de Janeiro, 461p.

OLIVEIRA, J. E. M. (2002), *Estudo dos Parâmetros para Soldagem Fora de Posição com Arame Tubular*, Dissertação de Mestrado, UFMG, Março, 101 p.

- OLIVEIRA, L. M. (2005)**, Uma Investigação da Influência dos Parâmetros de Pulso em Soldagem com Eletrodo Tubular com Proteção Gasosa, Dissertação de Mestrado, UNIFEI, Itajubá, Setembro, 103 p.
- ORDÓÑEZ, R. E. C. (2004)**, Soldagem e Caracterização das Propriedades Mecânicas de Dutos de Aço API 5L-X80 com Diferentes Arames Tubulares, Dissertação de Mestrado, UNICAMP, Janeiro, 111p.
- PADILHA, A. F, GUEDES, L. C. (1994)**, *Aços Inoxidáveis Austeníticos, Microestrutura e Propriedades*, São Paulo, Editora Hemus, Universidade de São Paulo.
- PALANI, P. K., MURUGAN, N. (2006)**, “Selection of Parameters of Pulsed Current Gas Metal Arc Welding”, *Journal of Materials Processing Technology*, v 172, pp 1-10.
- PECKNER, D., BERNSTEIN, I. M. (1977)**, *Handbook of Stainless Steel*, Editora Mc Graw-Hill, Capítulo 4 e 5.
- PEREIRA, W. A. (1995)**, Comparação de Características Operacionais Entre os Processos MIG Pulsado e MAG Curto-Circuito, Dissertação de Mestrado, UFU, abril, 140 p.
- PESSOA, A. R. P., PESSOA, E. F., FILHO, F. A., MOTTA, M. F., MIRANDA, H. C. (2007)**, “Avaliação do Aspecto Superficial e da Geometria de Cordões de Solda Realizados com o processo MIG/MAG Duplo Arame nos modos Corrente Alternada, Contínua e Pulsada”, *Anais do XXXIII-CONSOLDA*, Congresso Nacional de Soldagem, Caxias do Sul, CT-25.
- PETZOW, G. (1978)**, Metallographic Etching – Metallographic and Ceramographic Methods for Revealing Microstructure, American Society for Metals, Metals Park, Ohio.
- RAMIREZ, J. E., HAN, B., LIU, S. (1994)**, “Effectes of Welding Variables and Solidification Substructure on Weld Metal Porosity”. *Metallurgical and Materials Transactions*, v 25, 25A, pp 2285-2294.

- RIBEIRO, C. R., ALCÂNTARA, N. G., SANTOS, J. (2004)**, “Os novos aços inoxidáveis 0,1%C 12% Cr Supermartensíticos e sua Soldabilidade”, *Soldagem & Inspeção*, ano 9, n 3, pp 104-112.
- RIBEIRO, R. B. (2004)**, Análise Morfológica de Pites em Aços Inoxidáveis Austeníticos ABNT 304 e 310S Submetidos à Névoa Salina, Tese de Doutorado, Faculdade de Engenharia da UNESP-Guaratinguetá, 256 p.
- SAITO, S. M. (2001)**, Análise da Influência dos Parâmetros de Pulso sobre a Geometria do Cordão de Solda e Rendimento de Deposição, Obtidos pelo Processo de Soldagem com Arame Tubular Utilizando Arco Pulsado, Dissertação de Mestrado, Faculdade de Engenharia da UNESP-Bauru, Março, 146 p.
- SALAZAR, G. (1978)**, “Nitrogênio na soldagem de aços inoxidáveis austeníticos”, *Soldas e Eletrodos*, out/nov, pp 56-58.
- SALES et al. (2001)**, “Estudo da Geometria do Cordão de Solda Usando CO₂ e Mistura de Ar e CO₂ na Soldagem com Arame Tubular AWS E71T-1”, *Anais do COBEM*, Congresso Internacional de Engenharia Mecânica, Uberlândia, Minas Gerais, v 4, ref 172, pp 543-551.
- SCHAEFFLER, A. L. (1947)**, “Selection of Austenitic Electrodes for Welding Dissimilar Metals”, *Welding Journal*, 26(10), pp 601-620.
- SCHAEFFLER, A. L. (1949)**, “Constitution diagram for stainless steel weld metal”, *Metal Progress*, 56(11), pp 680-680B.
- SCHOBBER, H., BOELLNGHAUS, T., WOLF, M. (2003)**, *Hot Cracking Resistance of Laser and Hybrid Welded Austenitic Stainless Steels*, ASM Intl., Trends in Welding Research, Pine Mountain, GA.
- SCOTTI, A. (2008)**, “A Portrait of the Welding Research in Brazil”, *Soldagem & Inspeção*, v 13, n 2, São Paulo, pp 160-164.

- SCOTTI, A., SILVA. A. D. (1986)**, “Processo Eletrodo Tubular, O estado da Arte – Parte 1 (Uma Revisão Bibliográfica)”, *Associação Brasileira de Soldagem, ABS, Trabalho Técnico*, v 45, pp 1-13.
- SEFÉRIAN, D. (1959)**, *Metallurgie da la Soudure*, Dunod, Paris.
- SIEWERT, T., SAMARDZIC, I., KOLUMBI, Z. (2002)**, *Estimation of Process Stability in the Mag Welding Process by Monitoring the Welding Parameters*, NIST, National Institute of Standards And Technology, USA, pp 1-12.
- SILVA, C. R., FERRARESI, V. A., SCOTTI, A. (2000)**, “A Quality and Cost Approach for Welding Process Selection”, *Journal of the Brazilian Society Mechanical Sciences*, v XXII, n 3, pp 389-398.
- SILVA, E. M. (2007)**, Comparação de Características Operacionais no Processo com Eletrodo Tubular utilizando as Transferências por Curto-Circuito e Pulsado na Posição Vertical Descendente, Dissertação de Mestrado, UNIFEI, janeiro, 88 p.
- SILVA, C. L. J., PARANHOS, R. (2003)**, “Fissuração a Quente (Trincas a Quente)”, Disponível em: <http://www.infosolda.com.br/artigos/metsol04.pdf>. Acesso em: 22/10/2008.
- STARLING, D. M. C., MODENESI, P. J. (2006)**, “Avaliação da Transferência de Metal de Arames Tubulares”, *Soldagem & Inspeção*, v 11, n 3, pp 147-155.
- STREET, J. A (1990)**, *Pulsed Arc Welding*, Abington Publishing Special Report, Cambridge.
- SUBRAMANIAM, S. et al. (1998)**, “Droplet transfer in Pulsed Gás Metal Arc Welding of Aluminum”, *Welding Journal*, v 77, n 7, pp 458-464.
- SUUTALA, N. et al. (1979)**, “The Relationship Between Solidification and Microstructure in Aunstenitic and Austenític-ferritic Stainless Steel Welds”, *Met Trans.*, 10A(4), pp 512-514.
- SUUTALA, N. (1983)**, “Effect of Solidification Conditions on the Solidification Modein Austenitic Stainless Steels”, *Met Trans.*, august, 14A(2), pp 1183-1190.

TALBOT, D., TALBOT, J. (1998); Corrosion Science and Technology, London, CRC.

TEBECHER, C. T. P. (2004), “Aços Inoxidáveis”, Disponível em: <http://www.pipesystem.com.br/artigostecnicos/açoinox/bodyaçoinox.html>. Acesso em: 22/10/2008.

TESSMAR, V., KOPPE, K. (2008), “Novos processos sob gás de proteção beneficiam a união de chapas finas”, *Corte e Conformação*, ano IV, n 42, pp 24-33.

THIELEMANN, R. H. (1940), “Some effects of composition and heat treatment of the high-temperature rupture properties of ferrous alloys. *Transactions of the American Society Metals*, v 40, pp 788-804.

UHLIG, H. H. (1967); *Corrosion and Corrosion Control*; New York; John Willey & Sons.

VERCESI, J., SURIAN, E. (1996), “The Effect of Welding Parameters on High-Strength SMAW All-Weld-Metal – Part 1: AWS E11018M”, *Welding Journal*, Miami, n 5, pp 191-196.

VIANA, A. F. (2003), *Soldabilidade do Aço AISI 304L pelos Processos Arame Tubular e MIG/MAG*, Dissertação de Mestrado, COPPE/UFRJ-Rio de Janeiro, abril, 77 p.

VILLAFUERTE, J. (1990), “Eletromagnetic stirring and grain refinement in austenitic stainless steel GTA welds”, *Welding Journal*, January, pp 1s-13s.

WAINER, E., BRANDI, S. D., MELLO, F. D. H. (2008), *Soldagem – Processos e Metalurgia*, São Paulo, Editora Edgard Blucher Ltda, São Paulo.

WANG, W., LIU, S., JONES, J.E. (1995), “Flux Arc Welding: Arc Signals, Processing and Metal Transfer Characterization”, *Welding Journal*, v 82, n 3, pp 369s-377s.

ZEEMANN, A., LIMA, A. S., EMYGDIO, P. R. O. (1992), “Influência do Aporte de Calor na Microestrutura da Zona Termicamente Afetada de Aço Inoxidável do Tipo HK 40”, *Soldagem & Materiais*, v 4, n 3, pp 40-46.

ANEXOS

INTRODUÇÃO

Na tentativa de ajustar os parâmetros de soldagem foram realizados vários testes exploratórios com chapas de aço 1020 que serão detalhados a seguir.

A.1 TESTES EXPLORATÓRIOS

Nesta etapa o objetivo principal foi buscar a melhor condição em estabilidade do arco. Os testes foram feitos em Aço 1020 de 3,1mm e ½ pol, esta, foi escolhida pela maior resistência ao empenamento, devido a alta taxa de resfriamento (Figura A.1), já que não foi utilizado nenhum dispositivo de travamento nesta etapa. As melhores condições obtidas foram realizadas no AISI 304 de 3,1mm, para confirmação. Primeiramente na Tabela A1, foi mantido constante a vazão do gás (Q_e)=14l/min, gás C25, o ângulo de posição da tocha de 90° com o metal base, variando os demais parâmetros com a tensão, velocidade de alimentação e a velocidade de soldagem. Com a mesma vazão realizou-se alguns testes com o gás CO₂ (Tabela A.2)



Figura A.1 – Testes exploratórios em aço 1020 de ½ polegada.

Tabela A.1 - Parâmetros usados e resultados dos testes exploratórios com C25.

	Mat	Esp.	DBCP	Tensão	Vs	Ip	Ib	tp	tb	Larg.	Ref.
	Aço	mm	mm	Volts	cm/min	A	A	ms	ms	mm	mm
1	1020	2	13	23	35	300	80	2	4	9	
2	1020	2	13	23	35	300	80	2	4	6,4	4,4
3	1020	3,1	13	23	35	300	80	2	4	10	
4	1020	3,1	16	23	30	300	80	8	4	7,7	2,5
5	1020	3,1	16	23	30	300	80	2	8		
6	1020	3,1	16	23	30	300	80	2	12	6,2	2
7	1020	3,1	16	23	30	300	80	2	12	5,2	2,2
8	1020	3,1	16	23	30	300	80	2	16	6,1	2,2
9	1020	3,1	16	23	30	300	100	2	4		
10	1020	3,1	16	23	30	300	100	2	8		
11	1020	6,35	16	23	30	300	80	2	4		
12	1020	3,1	16	25	30	300	80	2	4		
13	1020	3,1	16	23	30	300	80	2	10		
14	1020	3,1	16	23	30	300	80	4	10		
15	1020	3,1	16	25	30	300	80	2	4		
16	1020	3,1	16	25	30	300	80	2	4		
17	1020	3,1	16	25	25	300	80	2	4		
18	1020	3,1	16	25	25	300	80	2	4		

Observações:

1. Soldagem de deposição com transferência Spray → Perfuração após 42mm de realização do cordão.
2. Soldagem de união em junta sobreposta.
4. Soldagem de deposição.
Cordão Irregular com várias interrupções ↔ Péssima condição
5. Soldagem de deposição.
Melhor condição que a anterior, porém com interrupção no meio do cordão.
6. Soldagem de deposição.
Melhor condição que a 4, porém com interrupção no meio do cordão.
7. Soldagem de deposição com boa condição de soldagem.
8. Soldagem de deposição com boa condição de soldagem.
9. Soldagem de deposição. Condição ruim (cordão irregular com várias interrupções, apresentando defeitos de porosidade).
10. Soldagem de deposição. Condição ruim (cordão irregular com várias interrupções no arco e conseqüentemente desalinhamento na margem).
11. Soldagem de deposição. Arco instável, ocasionando variações na largura e reforço do cordão.
12. Soldagem de deposição. Arco instável, ocasionando muita variação na largura e reforço do cordão.
13. Soldagem de deposição. Arco instável, ocasionando variações na largura e reforço do cordão.
14. Soldagem de deposição. Arco instável, ocasionando variações na largura e reforço do cordão.
15. Soldagem de deposição. Arco instável, ocasionando variações na largura do cordão e no reforço. Cordão com melhor regularidade que as condições 12,13 e 14.
16. Soldagem de deposição. $v_a = 5\text{m/min}$.
Arco estável, com alta penetração. Cordão regular com maior largura que as condições 12, 13,14 e 15.
17. Soldagem de deposição. $v_a = 3,5\text{ [m/min]}$. Arco com média estabilidade, ocasionando muitos respingos e menor penetração que a condição 16.
18. Soldagem de deposição. Arco instável, com muita energia de soldagem e baixa penetração. Cordão irregular com variação na largura e reforço.

Tabela A.2 - Parâmetros usados e resultados dos testes exploratórios com CO₂.

	Mat	Esp.	DBCP	Tensão	Vs	Ip	Ib	tp	tb	Larg.	Ref.
	Aço	pol	mm	Volts	cm/min	A	A	ms	ms	mm	mm
1	1020	1/2	16	22	30	300	25	2	40	7	2
2	1020	1/2	16	23	30	300	70	4,1	14,4		
3	1020	1/2	16	25	30	300	70	4,1	14,4	8,3	2,3
4	1020	1/2	16	27	30	300	70	4,1	14,4	8,9	1,9

Observações:

1. Soldagem de deposição. Com comprimento do cordão de 132mm, no início e fim houve instabilidade do arco, apresentando boa estabilidade no meio. Cordão com bom visual.
2. Soldagem de deposição. Arco instável e com excesso de respingos. Cordão com reforço excessivo.
3. Soldagem de deposição. Com comprimento do cordão de 131,8mm, arco estável com poucos respingos. Cordão sem reforço excessivo.
4. Soldagem de deposição. Com comprimento do cordão de 135mm, arco com boa estabilidade, com poucos respingos.

As Figuras A2 e A3, também mostram os testes descritos acima.



Figura A.2 – Testes exploratórios em aço 1020 de ½ polegada.



Figura A.3 – Testes exploratórios em aço 1020 de ½ polegada.

Tabela A.3 - Condições finais para o modo de soldagem pulsada.

CDP	H	cv alim	Va	IC %	Rend	D %	p	St	PI %	Sp	Emp
1	395	3,65	2,76	27,69	89,06	18,18	0,23	11	7,42	2	6,8
2	590	2,03	5,28	23,04	90,23	32,35	1,7	42,2	54,84	13,65	7,7
3	570	2,31	4,64	23,46	91,91	33,85	1,33	38,4	42,9	13	8,7
4	535	1,85	4,26	23,53	91,62	32,64	1,92	33,55	61,94	10,95	7,2
5	585	3,2	5,3	23,16	91,01	31,69	1,78	45,38	57,42	14,38	6,8
6	517,5	1,24	4,48	24,69	87,84	29,95	1,56	34,83	50,32	10,43	6,3
7	527,5	2,22	4,05	23,03	91,71	31,29	1,32	32,85	42,58	10,28	5,3
8	805	5,88	8,09	23,02	91	32,09	1,48	56,1	47,74	18	4,6
9	395	1,91	2,97	30,65	89,85	13,84	0,4	20,09	12,9	2,78	5,5
10	590	2,46	5,48	23,16	90,54	25,53	1,48	43	47,74	10,98	6,3
11	570	2,46	4,61	22,99	92,47	30,55	1,35	39,7	43,55	12,13	5,8
12	535	1,9	4,33	22,89	91,79	35,58	1,58	37,1	50,97	13,2	4,8
13	585	3,14	5,26	23,4	89,74	28,21	1,45	39	46,77	11	5,65
14	517,5	3,13	4,57	22,89	72,98	32,48	1,6	35,5	51,61	11,53	5,6
15	527,5	3,27	4,16	23,67	91,86	23,58	0,85	33,5	27,42	7,9	7,3
16	805	4,4	8,52	24,8	77,37	40,19	3,6	78,2	116,13	31,43	7,7
17	545,3	4,4	5,17	21,86	89,63	32,44	1,98	45	63,87	14,6	6
18	545,3	5,01	5,24	23,91	89,75	30,06	1,85	43,25	59,68	13	6,05

A.2 SOLDAGEM DE UNIÃO COM VARIAÇÃO DE ENERGIA

As tabelas A.4, A.5, A.6 e A.7 representam os resultados dos ensaios de tração na 3ª parte do trabalho, com energias de soldagem de 450,4; 549,7; 590 e 650,7 J/mm.

Tabela A.4 – Resultados do ensaio de tração para H = 450,4 J/mm.

CP	Largura	F máxima	F Ruptura	σ máxima	σ Ruptura	σ escoam.	Mod. Elast.
	Mm	Kgf	kgf	MPa	MPa	MPa	MPa
1	6	1236.02	937.68	65168	494.38	10.16	9837.44
2	6	1088.53	688.50	573.91	363.00	39.31	11641.59
3	6	941.03	582.77	496.14	307.26	42.41	10615.54
4	6	683.3	491.48	360.31	259.13	39.19	13283.47
5	6	842.70	540.83	444.30	285.14	44.46	11231.89

Tabela A.5 – Resultados do ensaio de tração para H = 549,7 J/mm.

CP	Largura	F máxima	F Ruptura	σ máxima	σ Ruptura	σ escoam.	Mod. Elast.
	Mm	Kgf	kgf	MPa	MPa	MPa	MPa
1	6	1261.75	022	665.24	538.7	40.20	11924.74
2	6	1236.73	1079.54	652.05	569.17	26.12	10508.96
3	6	1261.05	963.94	664.87	508.22	8.45	5209.61

Tabela A.6 – Resultados do ensaio de tração para H = 590 J/mm.

CP	Largura	F máxima	F Ruptura	σ máxima	σ Ruptura	σ escoam.	Mod. Elast.
	Mm	kgf	kgf	MPa	MPa	MPa	MPa
1	6	1261.93	968.17	665.34	510.45	5.48	5283.58
2	6	1257.35	951.42	662.92	501.63	7.66	4777.08
3	6	1260.69	950.01	664.69	500.88	35.24	12524.11
4	6	1276.73	973.80	673.14	513.43	5.85	5215.15
Média	6	1264	960.9	666.5	506.6	13.56	6950

Tabela A.7 – Resultados do ensaio de tração para H = 650,7 J/mm.

CP	Largura	F máxima	F Ruptura	σ máxima	σ Ruptura	σ escoam.	Mod. Elast.
	mm	kgf	kgf	MPa	MPa	MPa	MPa
1	6	1262.28	968.69	665.52	510.73	7.71	4937.61

As figuras A.4, A.5 e A.6 apresentam a falta de penetração devido ao fenômeno de rotação causado no ciclo térmico de soldagem nos cdp's soldados com Energias de Soldagem de 549,7, 590 e 650,7 J/mm.



Figura A.4 – Falta de penetração e fusão da junta soldada com $H = 549,7$ J/mm.



Figura A.5 – Falta de penetração e fusão da junta soldada com $H = 590$ J/mm.



Figura A.6 – Falta de Penetração e Fusão da junta soldada com $H = 650,7$ J/mm.