

DEMOSTENES FERREIRA FILHO

**INFLUÊNCIA DO GÁS DE PROTEÇÃO NA
SOLDABILIDADE DO AÇO INOXIDÁVEL FERRÍTICO
APLICADO A SISTEMAS DE EXAUTORES
AUTOMOTIVOS**



UNIVERSIDADE FEDERAL DE UBERLÂNDIA
FACULDADE DE ENGENHARIA MECÂNICA
2010

DEMOSTENES FERREIRA FILHO

**INFLUÊNCIA DO GÁS DE PROTEÇÃO NA SOLDABILIDADE DO AÇO
INOXIDÁVEL FERRÍTICO APLICADO A SISTEMAS DE EXAUTORES
AUTOMOTIVOS**

Tese apresentada ao Programa de Pós-graduação em Engenharia Mecânica da Universidade Federal de Uberlândia, como parte dos requisitos para a obtenção do título de **DOUTOR EM ENGENHARIA MECÂNICA**.

Área de Concentração: Materiais e Processos de Fabricação.

Orientador: Prof. Dr. Valtair Antônio Ferraresi

UBERLÂNDIA - MG
2010

Dados Internacionais de Catalogação na Publicação (CIP)
Sistema de Bibliotecas da UFU, MG, Brasil

F383i Ferreira Filho, Demostenes, 1982-
 Influência do gás de proteção na soldagem do aço inoxidável
 ferrítico aplicado a sistema de exaustores automotivos /
 Demostenes Ferreira Filho. - 2010.
 246 f. : il.

Orientador: Valtair Antônio Ferraresi.

Tese (doutorado) – Universidade Federal de Uberlândia, Programa de Pós-Graduação em Engenharia Mecânica.
Inclui bibliografia.

1. Soldagem - Teses. 2. Aço inoxidável - Teses. I. Ferraresi, Valtair Antônio. II. Universidade Federal de Uberlândia. Programa de Pós-Graduação em Engenharia Mecânica. III. Título.

CDU: 621.791

Dedico esta tese à minha família.

AGRADECIMENTOS

- Ao meu orientador, o Professor Dr. Valtair Antonio Ferraresi, pelas orientações de estudo e de vida, dedicação e amizade.
- À minha esposa e meu filho pelo apoio, dedicação e incentivo.
- À minha família pelo incentivo e esforços para a realização de meus estudos.
- Aos Professores Doutores Américo Scotti e Louriel Oliveira Vilarinho, pelo incentivo, amizade, ensinamentos e apoio dado durante o trabalho.
- À todos amigos do Laprosolda, em especial ao André, Daniel, Diandro, Luiz e Maxwell que contribuíram diretamente na realização deste trabalho.
- Aos amigos da FURG, em especial ao Casanova, Cleiton, Joaquim, Luciano, Paulo e Ruham pela amizade, incentivo e auxílio na realização da tese.
- Ao aluno de iniciação científica Regis Merino da FURG pelo auxílio na realização dos ensaios.
- Aos membros da Oficina Mecânica da UFU, em especial ao Reginaldo e Passarinho, pelo auxílio na confecção dos corpos de prova e pela amizade.
- Ao laboratório LCMM-DEFIS/UFMA e ao IFET-MA por viabilizar a realização dos ensaios de corrosão.
- A ACELORMITTAL pelo fornecimento dos consumíveis utilizados.
- À Universidade Federal de Uberlândia e à Faculdade de Engenharia Mecânica, pela oportunidade de realizar o curso.
- Ao CNPq pelo apoio financeiro, por meio da bolsa de estudos fornecida.

FERREIRA FILHO, D. **Influência do Gás de Proteção na Soldabilidade do Aço Inoxidável Ferrítico Aplicado a Sistemas de Exaustores Automotivos**. 2010. 246 f. Tese de Doutorado, Universidade Federal de Uberlândia, Uberlândia, MG, Brasil.

Resumo

A indústria de exaustores automotivos passou por diversas evoluções ao longo dos últimos 20 anos com o intuito de atender a demanda por controles mais severos de emissões de gases poluentes, devido à necessidade de maior durabilidade, de aumento da eficiência do motor e de reduções de peso e custo. Com este intuito, os aços inoxidáveis ferríticos vêm sendo cada vez mais empregados em exaustores, sendo estes até pouco tempo soldados exclusivamente com arames austeníticos para garantir uma boa qualidade à solda. Recentemente, metais de adição ferríticos têm sido desenvolvidos para conferir uma boa qualidade às soldas, além de significativa redução custo. Porém, ainda existe a necessidade da realização de estudos do comportamento destes metais de adição, principalmente com relação à influência do gás de proteção nas mudanças das propriedades das juntas soldadas. Assim, o objetivo deste trabalho foi estudar a influência do gás de proteção na soldabilidade do aço inoxidável ferrítico, avaliando a microestrutura, as propriedades mecânicas e a susceptibilidade à sensitização das juntas. Foram utilizados dois metais de base ferríticos (UNS 43932 e AISI 441) que são atualmente empregados em exaustores automotivos, cinco gases de proteção (Ar puro, Ar+2%O₂, Ar+4%CO₂, Ar+8%CO₂ e Ar+25%CO₂) e três metais de adição maciços (ER308LSi, ER430Ti e ER430LNb). Os parâmetros de soldagem foram determinados em juntas de topo com uma fresta de três milímetros, avaliando a corrente de soldagem e a tensão de arco para garantir a mesma energia gerada pela fonte desconsiderando o rendimento térmico para todas as condições estudadas. Concluiu-se, para os gases de proteção estudados, que ocorrem variações significativas na soldabilidade apenas para o metal de adição ER430Ti. Neste caso, ocorreu diminuição da ductilidade da solda, inclusive com formação de martensita quando se soldou com 25% de dióxido de carbono e aumento da suscetibilidade a corrosão intergranular. Para os outros dois metais de adição (ER308LSi e ER430LNb), verificou-se a viabilidade da soldagem com todos os gases utilizados, não se observando variações significativas na ductibilidade da solda e baixa corrosão intergranular. Logo, levando em consideração a qualidade da solda e menor custo do metal de adição, com 25% de dióxido de carbono torna-se mais viável a utilização do metal de adição ER430LNb.

Palavras-chave: Aço Inoxidável Ferrítico, Gás de Proteção, MIG/MAG, Curto-Circuito.

FERREIRA FILHO, D. **The Shielding Gas Influence on the Weldability of Ferritic Stainless Steel Utilized in Automotive Exhaust Systems.** 2010. 246 p. PhD Thesis, Federal University of Uberlândia, Uberlândia, MG, Brazil.

Abstract

The automotive exhaust industry has gone through several evolutions over the last 20 years in order to comply with the stringent gas emission control policies and due to longer durability, increased engine efficiency and weight and cost reduction requirements. With that in mind, ferritic stainless steels have been progressively more used in exhaust systems, being traditionally and exclusively welded with austenitic wires to ensure good weld quality. Recently, ferritic wires have also been developed to provide good weld quality as well as significant cost reduction. However, it is necessary to conduct studies on these wires behavior, particularly regarding the shielding gas influence. Thus, the aim of this work was to assess the shielding gas influence on the ferritic stainless steel weldability, evaluating the joint microstructure, mechanical properties and susceptibility to sensitization. Two ferritic base metals (UNS 43932 and AISI 441), both used in automotive exhaust systems, five shielding gases (pure Ar, Ar+2%O₂, Ar+4%CO₂, Ar+8%CO₂ and Ar+25%CO₂) and three solid wires (ER308LSi, ER430Ti and ER430LNb) were utilized. The welding parameters were determined for butt joints with a three-millimeter gap, taking the welding current and arc voltage into account to ensure the same heat input for all conditions tested. It was concluded, for the shielding gases studied, that significant variations in the weldability only took place for the ER430Ti wire. In this case, weld ductility reduction, including martensite formation when it was welded with 25%-carbon-dioxide shielding gas and intergranular corrosion susceptibility increase occurred. For the other two wires (ER308LSi and ER430LNb), welding feasibility was verified with all the shielding gases studied, because it was not observed weld ductility variation and little intergranular corrosion. Then, because of the weld quality and the cost it is better to use ER430LNb wire using 25%-carbon-dioxide shielding gas.

Key-words: Ferritic Stainless Steel, Shielding Gas, MIG/MAG, Short-Circuit.

LISTA DE FIGURAS

Figura 1.1. Consumo aparente de aço inoxidável no Brasil.....	01
Figura 2.1. Diagrama binário Fe-Cr enfatizando a região dos aços inoxidáveis ferríticos.....	06
Figura 2.2. Partes constituintes de um sistema de exaustão de um veículo automotivo.....	08
Figura 2.3. Temperatura de solvus para compostos estabilizadores.....	09
Figura 2.4. Nitretos de titânio (a) após dissolução do metal base e (b) precipitado na matriz do aço UNS 43932.....	11
Figura 2.5. Sequência de formação de precipitados em aços estabilizados ao <i>Ti</i>	11
Figura 2.6. Influências dos elementos de liga no limite de escoamento a alta temperatura dos aços inoxidáveis ferríticos.....	13
Figura 2.7. Sequência de formação de precipitados para um aço bi-estabilizado ao <i>Ti</i> e <i>Nb</i>	14
Figura 2.8. Dissolução e reprecipitação dos carbonitretos de titânio e cromo em uma liga com 17% de cromo e semi-estabilizada ao titânio.....	17
Figura 2.9. Comparação entre zonas fundidas com gás de proteção Ar+2%O ₂	19
Figura 2.10. Representação esquemática do contorno de grão sensitizado de um aço inoxidável.....	25
Figura 2.11. Comparação das temperaturas de sensitização para os dois principais tipos de aços inoxidáveis.....	26
Figura 2.12. Representação esquemática destas estruturas (a) step, (b) dual e (c) ditch que podem ocorrer com o ataque eletrolítico em solução de cristais de ácido oxálico a 10 %, onde as partes escuras próximas aos grãos representam as regiões que sofreram corrosão intergranular.....	27
Figura 2.13. Representação gráfica do ensaio DL-EPR formado pelas curvas de polarização anódica (I _a) e de polarização reversa (I _r), apresentando o nível de sensitização que ocorreu no material (I _a /I _r).....	28

Figura 2.14. Zona fundida do 430Ti, ataque oxálico : (a) e (b) 430Ti e Ar2%O ₂ ; (c) e (d) 430Ti e Ar2%N ₂ 3%CO ₂	31
Figura 2.15. Configuração do ensaio Erichsen (a) corte transversal da prensa e (b) altura “h” e força “F”, as saídas do ensaio.....	33
Figura 2.16. Valores Erichsen para o aço austenítico SUS 304 com lubrificação com polietileno e graxa de grafite.....	34
Figura 2.17. Comparativo entre o deslocamento do punção no ensaio Erichsen para quatro energias de soldagem utilizando graxa e polietileno.....	35
Figura 2.18. Deslocamento do punção em função da condição de soldagem utilizada.....	36
Figura 2.19. Gráfico do coeficiente de anisotropia médio (r-value) e a quantidade de nióbio contida em um aço inoxidável ferrítico.....	37
Figura 3.1. Fonte de soldagem IMC Digitec 300.....	42
Figura 3.2. Sistema utilizado para a movimentação da tocha.....	43
Figura 3.3. Microscópio óptico.....	44
Figura 3.4. Microdurômetro Digimess HSV-1000.....	44
Figura 3.5. Máquina de ensaios estática servo-elétrica.....	45
Figura 3.6. Garras utilizadas no ensaio de tração na máquina de ensaios estática servo-elétrica.....	46
Figura 3.7. Cutelo e guias utilizados no ensaio de dobramento na máquina de ensaios estática servo-elétrica.....	46
Figura 3.8. Penetrador e matriz prensa chapas utilizados para o ensaio de embutimento na máquina de ensaios estática servo-elétrica.....	47
Figura 3.9. Equipamento para ataque eletroquímico: (a) Fonte CG Son Dual Tracking Dc Power Supply; (b) Becker e corpo de prova.....	48
Figura 3.10. Conjunto aparelhos para obtenção das imagens microestruturais: (a) Microscópio Óptico OLYMPUS BX51 TRF; (b) Câmera Digital OLYMPUS PM C35DX; (c) Microcomputador.....	48
Figura 3.11. Célula eletroquímica composta por três eletrodos: (a) eletrodo de trabalho corpo de prova confeccionado a partir de aço ferrítico; (b) Eletrodo de referência de calomelano saturado ECS; (c) capilar de lugging; (d) eletrodo auxiliar de platina.....	49
Figura 3.12. Conjunto aparelhos para obtenção das Curvas DL-EPR: (a) Potenciostato/Galvanostatato modelo PAR 263A; (b) célula eletroquímica; (c) Computador.....	49
Figura 3.13. Configuração das soldas realizadas na placa de teste.....	50
Figura 3.14. Esquema da metodologia utilizada pelo método planimétrico de Jefferies para determinação do tamanho de grão.....	51

Figura 3.15. Dimensões do corpo de prova de tração, baseado na norma NBR 6152.....	53
Figura 3.16. Gráfico da tensão em função da deformação para o ensaio de tração, indicando a tensão máxima (MAX) avaliada para cada ensaio.....	53
Figura 3.17. Representação esquemática das principais medidas do acessório de dobramento.....	54
Figura 3.18. Gráfico da força em função do percurso para o ensaio de dobramento enfatizando a energia (E) necessária para a realização do ensaio, o ponto de força máxima e um segundo pico da força desenvolvido pelo encontro da chapa com os cantos arredondados do punção de dobramento.....	55
Figura 3.19. Figura esquemática do corte transversal da prensa.....	56
Figura 3.20. Torquímetro utilizado para padronizar a pressão aplicada na chapa pelo prensa chapas do ensaio de embutimento.....	56
Figura 3.21. Gráficos da força em função do deslocamento para o ensaio de embutimento e os parâmetros força máxima (MAX), deslocamento máximo (D_{MAX}), energia pela área (A) e índice de rigidez (k).....	57
Figura 3.22. Região analisada pelo ensaio DL-EPR.....	58
Figura 4.1. Oscilograma da corrente e da Tensão obtidos na condição onde se utilizou o metal de adição ER308LSi e o gás de proteção Ar+2%O ₂	63
Figura 4.2. Aspectos dos cordões de solda do metal de base UNS 43932 e metal de adição ER308LSi, e gás de proteção: (a) Ar, (b) Ar+2%O ₂ , (c) Ar+4%CO ₂ , (d) Ar+8%CO ₂ e (e) Ar+25%CO ₂	64
Figura 4.3. Medições da largura (L), penetração (P) e reforço (R) realizadas na sessão transversal do corpo de prova soldado com o metal de adição ER308LSi e gás de proteção Ar+25%CO ₂ no metal de base AISI 441.....	65
Figura 4.4. Gráfico da largura em função do gás de proteção medido na sessão do corpo de prova soldado com o metal de adição ER308LSi nos metais de base UNS 43932 e AISI 441.....	66
Figura 4.5. Gráfico penetração em função do gás de proteção medido na sessão do corpo de prova soldado com o metal de adição ER308LSi nos metais de base UNS 43932 e AISI 441.....	66
Figura 4.6. Gráfico do reforço em função do gás de proteção utilizado medido na sessão do corpo de prova soldado com o metal de adição ER308LSi nos metais de base UNS 43932 e AISI 441.....	67

Figura 4.7. Representação esquemática (a) da junta soldada; (b) da área fundida (A_F) e (c) da área total (A_T) a serem medidas nas sessões transversais dos corpos de prova soldados.....	67
Figura 4.8. Gráfico da diluição em função do gás de proteção utilizado medido na sessão do corpo de prova soldado com o metal de adição ER308LSi nos metais de base UNS 43932 e AISI 441.....	68
Figura 4.9. Gráfico da variação da largura em função do gás de proteção utilizado medido na sessão do corpo de prova soldado com o metal de adição ER430Ti nos metais de base UNS 43932 e AISI 441.....	72
Figura 4.10. Gráfico da variação da penetração em função do gás de proteção utilizado medido na sessão do corpo de prova soldado com o metal de adição ER430Ti nos metais de base UNS 43932 e AISI 441.....	72
Figura 4.11. Gráfico da variação do reforço em função do gás de proteção utilizado medido na sessão do corpo de prova soldado com o metal de adição ER430Ti nos metais de base UNS 43932 e AISI 441.....	73
Figura 4.12. Gráfico da diluição em função do gás de proteção utilizado medido na sessão do corpo de prova soldado com o metal de adição ER430Ti nos metais de base UNS 43932 e AISI 441.....	74
Figura 4.13. Gráfico da variação da largura em função do gás de proteção utilizado medido na sessão do corpo de prova soldado com o metal de adição ER430LNb no metal de base UNS 43932.....	77
Figura 4.14. Gráfico da variação da diluição em função do gás de proteção utilizado medido na sessão do corpo de prova soldado com o metal de adição ER430LNb no metal de base UNS 43932.....	77
Figura 4.15. Gráfico da variação do reforço em função do gás de proteção utilizado medido na sessão do corpo de prova soldado com o metal de adição ER430LNb no metal de base UNS 43932.....	78
Figura 4.16. Gráfico da variação da diluição em função do gás de proteção utilizado medido na sessão do corpo de prova soldado com o metal de adição ER430LNb no metal de base UNS43932.....	79
Figura 4.17. Diluição em função do metal de adição para o metal de base UNS 43932.....	80
Figura 4.18. Diluição em função do metal de adição para o metal de base AISI 441.....	80
Figura 5.1. Microestrutura da zona termicamente afetada do corpo de prova soldado no metal de base UNS43932 com o gás de proteção $Ar+2\%O_2$ e metal de adição ER308LSi (a) 100 vezes da aumento; (a) 500 vezes da aumento.....	84

Figura 5.2. Microestrutura da zona termicamente afetada do corpo de prova soldado no metal de base UNS43932 com o gás de proteção Ar+8%CO ₂ e metal de adição ER430Ti (a) 100 vezes da aumento; (a) 500 vezes da aumento.....	84
Figura 5.3. Microestrutura da zona termicamente afetada do corpo de prova soldado no metal de base UNS43932 com o gás de proteção Ar+25%CO ₂ e metal de adição ER430LNb (a) 100 vezes da aumento; (a) 500 vezes da aumento.....	85
Figura 5.4. Microestrutura da zona termicamente afetada do corpo de prova soldado no metal de base AISI 441 com o gás de proteção Ar+2%O ₂ e metal de adição ER308LSi (a) 100 vezes da aumento; (a) 500 vezes da aumento.....	85
Figura 5.5. Microestrutura da zona termicamente afetada do corpo de prova soldado no metal de base AISI 441 com o gás de proteção Ar+8%CO ₂ e metal de adição ER430Ti (a) 100 vezes da aumento; (a) 500 vezes da aumento.....	86
Figura 5.6. Microestrutura da zona termicamente afetada do corpo de prova soldado no metal de base AISI 441 com o gás de proteção Ar+25%CO ₂ e metal de adição ER430LNb (a) 100 vezes da aumento; (a) 500 vezes da aumento.....	86
Figura 5.7. Gráfico dos valores de microdureza medidos na matriz ferrítica em função do gás de proteção utilizado para os corpos de prova soldados com os metais de adição ER308LSi, ER430Ti e ER430LNb no metal de base UNS 43932.....	89
Figura 5.8. Gráfico dos valores de microdureza medidos na matriz ferrítica em função do gás de proteção utilizado para os corpos de prova soldados com o metal de adição ER308LSi, ER430Ti e ER430LNb no metal de base AISI 441.....	90
Figura 5.9. Região da zona fundida onde foram realizadas as análises microestruturais para todas as condições de soldagem estudadas.....	91
Figura 5.10. Zona fundida da placa de teste de metal de base UNS 43932 soldado com o metal de adição ER308LSi e gás de proteção Ar (γ) matriz austenítica, (α)lamelas de ferrita.....	91
Figura 5.11. Zona fundida da placa de teste de metal de base UNS 43932 soldado com o metal de adição ER308LSi e gás de proteção Ar+2%O ₂ (γ) matriz austenítica, (α)lamelas de ferrita	92
Figura 5.12. Zona fundida da placa de teste de metal de base UNS 43932 soldado com o metal de adição ER308LSi e gás de proteção Ar+4%CO ₂ (γ) matriz austenítica, (α)lamelas de ferrita	92
Figura 5.13. Zona fundida da placa de teste de metal de base UNS 43932 soldado com o metal de adição ER308LSi e gás de proteção Ar+8%CO ₂ (γ) matriz austenítica, (α)lamelas de ferrita	93

Figura 5.14. Zona fundida da placa de teste de metal de base UNS 43932 soldado com o metal de adição ER308LSi e gás de proteção Ar+25%CO ₂ (γ) matriz austenítica, (α)lamelas de ferrita	93
Figura 5.15. Estimativa da microestrutura da solda do metal de base UNS43932 soldado com o metal de adição ER308LSi obtida pelo diagrama de Schaeffler.....	94
Figura 5.16. Estimativa da microestrutura da solda do metal de base AISI441 soldado com o metal de adição ER308LSi obtida pelo diagrama de Schaeffler.....	94
Figura 5.17. Porcentagem de ferrita nos corpos de prova soldados com os metais de adição ER308LSi em função do gás de proteção utilizado.....	96
Figura 5.18. Zona fundida da placa de teste de metal de base UNS 43932 soldado com o metal de adição ER430Ti e gás de proteção Ar (α) matriz ferrítica, (P) precipitados de titânio.....	97
Figura 5.19. Zona fundida da placa de teste de metal de base UNS 43932 soldado com o metal de adição ER430Ti e gás de proteção Ar+2%O ₂ (α) matriz ferrítica, (P) precipitados de titânio	97
Figura 5.20. Zona fundida da placa de teste de metal de base UNS 43932 soldado com o metal de adição ER430Ti e gás de proteção Ar+4%CO ₂ (α) matriz ferrítica, (P) precipitados de titânio.....	98
Figura 5.21. Zona fundida da placa de teste de metal de base UNS 43932 soldado com o metal de adição ER430Ti e gás de proteção Ar+8%CO ₂ (α) matriz ferrítica, (P) precipitados de titânio.....	98
Figura 5.22. Zona fundida da placa de teste de metal de base UNS 43932 soldado com o metal de adição ER430Ti e gás de proteção Ar+25%CO ₂ (α) matriz ferrítica, (P) precipitados de titânio e (M)martensita de contorno de grão	99
Figura 5.23. Estimativa da microestrutura da solda do metal de base UNS43932 soldado com o metal de adição ER430Ti obtida pelo diagrama de Schaeffler.....	100
Figura 5.24. Estimativa da microestrutura da solda do metal de base AISI441 soldado com o metal de adição ER430Ti obtida pelo diagrama de Schaeffler.....	100
Figura 5.25. Zona fundida da placa de teste de metal de base UNS 43932 soldado com o metal de adição ER430LNb e gás de proteção Ar (α) matriz ferrítica, (P) precipitados de nióbio.....	101
Figura 5.26. Zona fundida da placa de teste de metal de base UNS 43932 soldado com o metal de adição ER430LNb e gás de proteção Ar+2%O ₂ (α) matriz ferrítica, (P) precipitados de nióbio.....	102

Figura 5.27. Zona fundida da placa de teste de metal de base UNS 43932 soldado com o metal de adição ER430LNb e gás de proteção Ar+4%CO ₂ (α) matriz ferrítica, (P) precipitados de nióbio.....	102
Figura 5.28. Zona fundida da placa de teste de metal de base UNS 43932 soldado com o metal de adição ER430LNb e gás de proteção Ar+8%CO ₂ (α) matriz ferrítica, (P) precipitados de nióbio.....	103
Figura 5.29. Zona fundida da placa de teste de metal de base UNS 43932 soldado com o metal de adição ER430LNb e gás de proteção Ar+25%CO ₂ (α) matriz ferrítica, (P) precipitados de nióbio.....	103
Figura 5.30. Estimativa da microestrutura da solda do metal de base UNS43932 soldado com o metal de adição ER430LNb obtida pelo diagrama de Schaeffler.....	104
Figura 5.31. Estimativa da microestrutura da solda do metal de base AISI441 soldado com o metal de adição ER430LNb obtida pelo diagrama de Schaeffler.....	104
Figura 5.32. Tamanho de grão em função do gás de proteção para os cordões soldados com os metais de adição ER430Ti e ER430LNb no metal de base UNS 43932.....	105
Figura 5.33. Tamanho de grão em função do gás de proteção para os cordões soldados com os metais de adição ER430Ti e ER430LNb no metal de base AISI 441.....	106
Figura 5.34. Microdurezas medidas na matriz austenítica em função do gás de proteção utilizado para os cordões soldados com o metal de adição ER308LSi no metal de base UNS 43932.....	108
Figura 5.35. Microdurezas medidas na matriz ferrítica e na martensita em função do gás de proteção utilizado para os cordões soldados com o metal de adição ER430Ti no metal de base UNS 43932.....	108
Figura 5.36. Microdurezas medidas na matriz austenítica em função do gás de proteção utilizado para os cordões soldados com o metal de adição ER430LNb no metal de base UNS 43932.....	109
Figura 5.37. Microdurezas medidas na matriz austenítica em função do gás de proteção utilizado para os cordões soldados com o metal de adição ER308LSi no metal de base AISI 441.....	110
Figura 5.38. Microdurezas medidas na matriz ferrítica e na martensita em função do gás de proteção utilizado para os cordões soldados com o metal de adição ER430Ti no metal de base AISI 441.....	110

Figura 5.39. Microdurezas medidas na matriz ferrítica em função do gás de proteção utilizado para os cordões soldados com o metal de adição ER430LNb no metal de base AISI 441.....	111
Figura 6.1. Falta de fusão lateral no corpo de prova de metal de base UNS 43932 soldado com o metal de adição ER308LSi e gás de proteção Ar+2%O ₂	114
Figura 6.2. Ensaio de tração onde o rompimento ocorreu no MB.....	115
Figura 6.3. Ensaio de tração onde o rompimento ocorreu na junta soldada (zona de ligação).....	115
Figura 6.4. Gráfico da tensão em função da deformação para o ensaio de tração do metal de base (a) UNS 43932, (b) AISI441 soldado com o metal de adição ER308LSi e Ar+2%O ₂ que teve fratura no metal de base.....	116
Figura 6.5. Gráfico da tensão em função da deformação para o ensaio de tração do metal de base UNS 43932, soldado com o metal de adição ER308LSi e Ar+2%O ₂ que houve fratura na junta soldada (zona de ligação).....	116
Figura 6.6. Tensão máxima em função do gás de proteção para os três metais de adição estudados soldados no metal de base UNS43932.....	118
Figura 6.7. Tensão máxima em função do gás de proteção para os três metais de adição estudados soldados no metal de base AISI441.....	118
Figura 6.8. Corpo de prova onde (I) não ocorreu trinca ou rompimento no cordão de solda; (II) ocorreu rompimento devido à falha de soldagem (falta de fusão) no cordão de solda; (III) ocorreu rompimento devido à fragilidade do cordão de solda.....	119
Figura 6.9. Gráfico da força em função do deslocamento do cutelo do ensaio de dobramento do corpo de prova soldado com o metal de adição ER430LNb e gás de proteção Ar+25%CO ₂ no metal de base AISI 441.....	120
Figura 6.10. Força máxima para realização do dobramento em função do gás de proteção utilizado na solda realizada com o metal de adição ER308LSi no metal de base UNS43932.....	124
Figura 6.11. Energia total para a realização do dobramento em função do gás de proteção utilizado na solda realizada com o metal de adição ER308LSi no metal de base UNS43932.....	125
Figura 6.12. Força para realização do dobramento em função do gás de proteção utilizado na solda realizada com o metal de adição ER308LSi no metal de base AISI441.....	126
Figura 6.13. Energia total para a realização do dobramento em função do gás de proteção utilizado na solda realizada com o metal de adição ER308LSi no metal de base AISI441.....	126

Figura 6.14. Força para realização do dobramento em função do gás de proteção utilizado na solda realizada com o metal de adição ER430Ti no metal de base UNS43932.....	128
Figura 6.15. Energia total para a realização do dobramento em função do gás de proteção utilizado na solda realizada com o metal de adição ER430Ti no metal de base UNS43932.....	128
Figura 6.16. Gráfico da força máxima em função do percurso realizado pelo punção no ensaio de dobramento para os corpos de prova soldados com o metal de adição ER430Ti (a) com o gás de proteção Ar+8%CO ₂ e (b) com o gás de proteção Ar+25%CO ₂	129
Figura 6.17. Microestrutura do corpo de prova solado com o metal de adição ER430Ti e gás de proteção Ar+25%CO ₂ após a realização o ensaio de dobramento na raiz do cordão de solda, enfatizando a região onde ocorreu a fratura com aumento de 10 vezes.....	129
Figura 6.18. Força para realização do dobramento em função do gás de proteção utilizado na solda realizada com o metal de adição ER430Ti no metal de base AISI 441.....	130
Figura 6.19. Energia total para a realização do dobramento em função do gás de proteção utilizado na solda realizada com o metal de adição ER430Ti no metal de base AISI 441.....	131
Figura 6.20. Força para realização de dobramento em função do gás de proteção utilizado na solda realizada com o metal de adição ER430LNb e metal de base UNS43932.....	132
Figura 6.21. Energia total para a realização do dobramento em função do gás de proteção utilizado na solda realizada com o metal de adição ER430LNb no metal de base UNS43932.....	133
Figura 6.22. Força para realização do dobramento em função do gás de proteção utilizado na solda realizada com o metal de adição ER430LNb no metal de base AISI 441.....	134
Figura 6.23. Energia total para a realização do dobramento em função do gás de proteção utilizado na solda realizada com o metal de adição ER430LNb no metal de base AISI 441.....	134
Figura 6.24. Gráfico da força máxima para realizar o dobramento em juntas soldadas de metal de base UNS 43932 e AISI 441 em função do metal de adição utilizado.....	136
Figura 6.25. Gráfico da energia total para realizar o dobramento em juntas soldadas de metal de base UNS 43932 e AISI 441 em função do metal de adição utilizado.....	137
Figura 6.26. Ensaio de embutimento realizado no metal de base UNS 43932 (a) gráfico da força em função do deslocamento do punção e (b) aspecto do corpo de prova após o ensaio.....	139
Figura 6.27. Ensaio de embutimento realizado na face do corpo de prova soldado no metal de base UNS 43932, com o metal de adição ER308LSi e com o gás de proteção	

Ar+2%O ₂ , (a) gráfico da força em função do deslocamento do punção e (b) aspecto do corpo de prova após o ensaio.....	140
Figura 6.28. Força máxima exercida pelo punção em função do gás de proteção utilizado na solda com metal de adição ER308LSi no metal de base UNS 43932.....	141
Figura 6.29. Deslocamento do punção em função do gás de proteção utilizado na solda com metal de adição ER308LSi no metal de base UNS 43932.....	141
Figura 6.30. Energia total para realização do ensaio de embutimento em função do gás de proteção utilizado na solda com metal de adição ER308LSi no metal de base UNS 43932.....	142
Figura 6.31. Força máxima exercida pelo punção em função do gás de proteção utilizado na solda com metal de adição ER308LSi no metal de base AISI 441.....	143
Figura 6.32. Deslocamento do punção em função do gás de proteção utilizado na solda com metal de adição ER308LSi no metal de base AISI 441.....	143
Figura 6.33. Energia total para realização do ensaio de embutimento em função do gás de proteção utilizado na solda com metal de adição ER308LSi no metal de base AISI 441.....	144
Figura 6.34. Ensaio de embutimento realizado na raiz do corpo de prova de metal de base UNS43932, soldado com o metal de adição ER430Ti e com o gás de proteção Ar (a) gráfico da força em função do deslocamento do punção e (b) aspecto visual do corpo de prova ensaiado.....	145
Figura 6.35. Ensaio de embutimento realizado na face do corpo de prova de metal de base UNS43932, soldado com o metal de adição ER430Ti e com o gás de proteção Ar+25%CO ₂ (a) gráfico da força em função do deslocamento do punção e (b) aspecto visual do corpo de prova ensaiado.....	145
Figura 6.36. Força máxima exercida pelo punção em função do gás de proteção utilizado na solda com metal de adição ER430Ti no metal de base UNS 43932.....	147
Figura 6.37. Deslocamento do punção em função do gás de proteção utilizado na solda com metal de adição ER430Ti no metal de base UNS 43932.....	147
Figura 6.38. Energia total para realização do ensaio de embutimento em função do gás de proteção utilizado na solda com metal de adição ER430Ti no metal de base UNS 43932.....	148
Figura 6.39. Força máxima exercida pelo punção em função do gás de proteção utilizado na solda com metal de adição ER430Ti no metal de base AISI 441.....	149
Figura 6.40. Deslocamento do punção em função do gás de proteção utilizado na solda com metal de adição ER430Ti no metal de base AISI441.....	149

Figura 6.41. Energia total para realização do ensaio de embutimento em função do gás de proteção utilizado na solda com metal de adição ER430Ti no metal de base AISI 441.....	150
Figura 6.42. Ensaio de embutimento realizado na face do corpo de prova de metal de base AISI 441, soldado com o metal de adição ER430LNb e com o gás de proteção Ar+2%O ₂ (a) gráfico da força em função do deslocamento do punção e (b) aspecto visual do corpo de prova ensaiado.....	150
Figura 6.43. Força máxima exercida pelo punção em função do gás de proteção utilizado na solda com metal de adição ER430LNb no metal de base UNS 43932.....	151
Figura 6.44. Deslocamento do punção em função do gás de proteção utilizado na solda com metal de adição ER430LNb no metal de base UNS 43932.....	152
Figura 6.45. Energia total para realização do ensaio de embutimento em função do gás de proteção utilizado na solda com metal de adição ER430LNb no metal de base UNS 43932.....	152
Figura 6.46. Força máxima exercida pelo punção em função do gás de proteção utilizado na solda com metal de adição ER430LNb no metal de base AISI 441.....	154
Figura 6.47. Deslocamento do punção em função do gás de proteção utilizado na solda com metal de adição ER430LNb no metal de base AISI 441.....	154
Figura 6.48. Energia total para realização do ensaio de embutimento em função do gás de proteção utilizado na solda com metal de adição ER430LNb no metal de base AISI 441.....	155
Figura 6.49. Análise comparativa do deslocamento máximo do punção para os metais de adição ER308LSi, ER430Ti e ER430LNb.....	156
Figura 6.50. Fratura durante ensaio de embutimento na raiz do cordão soldado com o metal de base UNS 43932, metal de adição ER308LSi e gás de proteção Ar+2%O ₂ (40 x).....	157
Figura 6.51. Fratura durante ensaio de embutimento na face do cordão soldado com o metal de base UNS43932 soldado com o metal de adição ER430Ti e gás de proteção Ar+8%CO ₂	157
Figura 6.52. Fratura durante ensaio de embutimento na face do cordão soldado com o metal de base UNS43932 soldado com o metal de adição ER430Ti e gás de proteção Ar+4%CO ₂	158
Figura 6.53. Microdurezas medidas na matriz austenítica ou ferrítica e martensita da zona fundida em função do gás de proteção utilizados após o ensaio de embutimento dos corpos de prova soldados no metal de base UNS 43932.....	160

- Figura 6.54. Microdurezas medidas na matriz austenítica ou ferrítica e martensita da zona fundida em função do gás de proteção utilizados após o ensaio de embutimento dos corpos de prova soldados no metal de base AISI 441.....160
- Figura 6.55. Microdurezas medidas na matriz austenítica ou ferrítica da zona termicamente afetada em função do gás de proteção utilizados após o ensaio de embutimento dos corpos de prova soldados no metal de base UNS 43932.....162
- Figura 6.56. Microdurezas medidas na matriz ferrítica da zona termicamente afetada em função do gás de proteção utilizados após o ensaio de embutimento dos corpos de prova soldados no metal de base AISI 441.....162
- Figura 7.1. Amostra da junta soldada com o metal de adição ER308LSi e o gás de proteção Ar+2%O₂ no metal de base UNS 43932 (a) gráfico da curva referente à polarização anódica e reversa, com a razão Ia/Ir e (b) a microestrutura do corpo de prova atacado em uma solução de cristais de ácido oxálico a 10 %.....167
- Figura 7.2. Amostra da junta soldada com o metal de adição ER308LSi e o gás de proteção Ar+2%O₂ no metal de base UNS 43932 atacado em uma solução de cristais de ácido oxálico a 10 %.....168
- Figura 7.3. Amostra da junta soldada com o metal de adição ER430Ti e o gás de proteção Ar+2%O₂ no metal de base UNS 43932 (a) gráfico da curva referente à polarização anódica e reversa, com a razão Ia/Ir e (b) a microestrutura do corpo de prova atacado em uma solução de cristais de ácido oxálico a 10 %.....169
- Figura 7.4. Amostra da junta soldada com o metal de adição ER430Ti e o gás de proteção Ar+8%CO₂ no metal de base UNS 43932 (a) gráfico da curva referente à polarização anódica e reversa, com a razão Ia/Ir e (b) a microestrutura do corpo de prova atacado em uma solução de cristais de ácido oxálico a 10 %.....170
- Figura 7.5. Amostra da junta soldada com o metal de adição ER430Ti e o gás de proteção Ar+25%CO₂ no metal de base UNS 43932 (a) gráfico da curva referente à polarização anódica e reversa, com a razão Ia/Ir e (b) a microestrutura do corpo de prova atacado em uma solução de cristais de ácido oxálico a 10 %.....170
- Figura 7.6. Amostra da junta soldada com o metal de adição ER430LNb e o gás de proteção Ar+2%O₂ no metal de base UNS 43932 (a) gráfico da curva referente à polarização anódica e reversa, com a razão Ia/Ir e (b) a microestrutura do corpo de prova atacado em uma solução de cristais de ácido oxálico a 10 %.....172
- Figura 7.7. Amostra da junta soldada com o metal de adição ER430LNb e o gás de proteção Ar+8%CO₂ no metal de base UNS 43932 (a) gráfico da curva referente à polarização anódica e reversa, com a razão Ia/Ir e (b) a microestrutura do corpo de prova atacado em uma solução de cristais de ácido oxálico a 10 %.....173

Figura 7.8. Amostra da junta soldada com o metal de adição ER430LNb e o gás de proteção Ar+25%CO ₂ no metal de base UNS 43932 (a) gráfico da curva referente à polarização anódica e reversa, com a razão Ia/Ir e (b) a microestrutura do corpo de prova atacado em uma solução de cristais de ácido oxálico a 10 %.....	173
Figura 7.9. Nível de sensitização em função do gás de proteção para cordões soldados com os metais de adição ER308LSi, ER430Ti e ER430LNb no metal de base UNS 43932.....	175
Figura 7.10. Nível de sensitização em função do gás de proteção para cordões soldados com os metais de adição ER308LSi, ER430Ti e ER430LNb no metal de base AISI 441.....	176
Figura A.1. Oscilograma da corrente e da Tensão obtidos na condição onde se utilizou o metal de adição ER308LSi e o gás de proteção Argônio.....	193
Figura A.2. Oscilograma da corrente e da Tensão obtidos na condição onde se utilizou o metal de adição ER308LSi e o gás de proteção Ar+2%O ₂	194
Figura A.3. Oscilograma da corrente e da Tensão obtidos na condição onde se utilizou o metal de adição ER308LSi e o gás de proteção Ar+4%CO ₂	194
Figura A.4. Oscilograma da corrente e da Tensão obtidos na condição onde se utilizou o metal de adição ER308LSi e o gás de proteção Ar+8%CO ₂	195
Figura A.5. Oscilograma da corrente e da Tensão obtidos na condição onde se utilizou o metal de adição ER308LSi e o gás de proteção Ar+25%CO ₂	195
Figura A.6. Aspectos dos cordões de solda quando soldados no metal de base AISI 441 com o metal de adição ER308LSi, e gás de proteção: (a) Ar, (b) Ar+2%O ₂ , (c) Ar+4%CO ₂ , (d) Ar+8%CO ₂ e (e) Ar+25%CO ₂	196
Figura A.7. Oscilograma da corrente e da Tensão obtidos na condição onde se utilizou o metal de adição ER430Ti e o gás de proteção argônio.....	199
Figura A.8. Oscilograma da corrente e da Tensão obtidos na condição onde se utilizou o metal de adição ER430Ti e o gás de proteção Ar+2%O ₂	199
Figura A.9. Oscilograma da corrente e da Tensão obtidos na condição onde se utilizou o metal de adição ER430Ti e o gás de proteção Ar+4%CO ₂	200
Figura A.10. Oscilograma da corrente e da Tensão obtidos na condição onde se utilizou o metal de adição ER430Ti e o gás de proteção Ar+8%CO ₂	200
Figura A.11. Oscilograma da corrente e da Tensão obtidos na condição onde se utilizou o metal de adição ER430Ti e o gás de proteção Ar+25%CO ₂	200
Figura A.12. Aspectos dos cordões de solda quando soldados no metal de base UNS 43932 com o metal de adição ER430Ti e gás de proteção: (a) Ar, (b) Ar+2%O ₂ , (c) Ar+4%CO ₂ , (d) Ar+8%CO ₂ e (e) Ar+25%CO ₂	201

Figura A.13. Aspectos dos cordões de solda quando soldados no metal de base AISI 441 com o metal de adição ER430Ti e gás de proteção: (a) Ar, (b) Ar+2%O ₂ , (c) Ar+4%CO ₂ , (d) Ar+8%CO ₂ e (e) Ar+25%CO ₂	202
Figura A.14. Gráfico da corrente e da Tensão obtidos na condição onde se utilizou o metal de adição ER430LNb e o gás de proteção argônio.....	205
Figura A.15. Gráfico da corrente e da Tensão obtidos na condição onde se utilizou o metal de adição ER430LNb e o gás de proteção Ar+2%O ₂	205
Figura A.16. Gráfico da corrente e da Tensão obtidos na condição onde se utilizou o metal de adição ER430LNb e o gás de proteção Ar+4%CO ₂	205
Figura A.17. Gráfico da corrente e da Tensão obtidos na condição onde se utilizou o metal de adição ER430LNb e o gás de proteção Ar+8%CO ₂	206
Figura A.18. Gráfico da corrente e da Tensão obtidos na condição onde se utilizou o metal de adição ER430LNb e o gás de proteção Ar+25%CO ₂	206
Figura A.19. Aspectos dos cordões de solda quando soldados no metal de base UNS 43932 com o metal de adição ER430LNb e gás de proteção: (a) Ar, (b) Ar+2%O ₂ , (c) Ar+4%CO ₂ , (d) Ar+8%CO ₂ e (e) Ar+25%CO ₂	207
Figura A.20. Aspectos dos cordões de solda quando soldados no metal de base AISI 441 com o metal de adição ER430LNb e gás de proteção: (a) Ar, (b) Ar+2%O ₂ , (c) Ar+4%CO ₂ , (d) Ar+8%CO ₂ e (e) Ar+25%CO ₂	208
Figura B.1. Microestrutura da zona fundida do corpo de prova de metal de base Al Si441 soldado com o metal de adição ER308LSi e o gás de proteção Ar.....	212
Figura B.2. Microestrutura da zona fundida do corpo de prova de metal de base AISI441 soldado com o metal de adição ER308LSi e o gás de proteção Ar+2%O ₂	213
Figura B.3. Microestrutura da zona fundida do corpo de prova de metal de base AISI441 soldado com o metal de adição ER308LSi e o gás de proteção Ar+4%CO ₂	213
Figura B.4. Microestrutura da zona fundida do corpo de prova de metal de base AISI441 soldado com o metal de adição ER308LSi e o gás de proteção Ar+8%CO ₂	214
Figura B.5. Microestrutura da zona fundida do corpo de prova de metal de base AISI441 soldado com o metal de adição ER308LSi e o gás de proteção Ar+25%CO ₂	214
Figura B.6. Microestrutura da zona fundida do corpo de prova de metal de base AISI441 soldado com o metal de adição ER430Ti e o gás de proteção Ar.....	215
Figura B.7. Microestrutura da zona fundida do corpo de prova de metal de base AISI441 soldado com o metal de adição ER430Ti e o gás de proteção Ar+2%O ₂	215
Figura B.8. Microestrutura da zona fundida do corpo de prova de metal de base AISI441 soldado com o metal de adição ER430Ti e o gás de proteção Ar+4%CO ₂	216

Figura B.9. Microestrutura da zona fundida do corpo de prova de metal de base AISI441 soldado com o metal de adição ER430Ti e o gás de proteção Ar+8%CO ₂	216
Figura B.10. Microestrutura da zona fundida do corpo de prova de metal de base AISI441 soldado com o metal de adição ER430Ti e o gás de proteção Ar+25%CO ₂	217
Figura B.11. Microestrutura da zona fundida do corpo de prova de metal de base AISI441 soldado com o metal de adição ER430LNb e o gás de proteção Ar.....	217
Figura B.12. Microestrutura da zona fundida do corpo de prova de metal de base AISI441 soldado com o metal de adição ER430LNb e o gás de proteção Ar+2%O ₂	218
Figura B.13. Microestrutura da zona fundida do corpo de prova de metal de base AISI441 soldado com o metal de adição ER430LNb e o gás de proteção Ar+4%CO ₂	218
Figura B.14. Microestrutura da zona fundida do corpo de prova de metal de base AISI441 soldado com o metal de adição ER430LNb e o gás de proteção Ar+8%CO ₂	219
Figura B.15. Microestrutura da zona fundida do corpo de prova de metal de base AISI441 soldado com o metal de adição ER430LNb e o gás de proteção Ar+25%CO ₂	219
Figura D.1. Amostra da junta soldada com o metal de adição ER308LSi e o gás de proteção Ar+2%O ₂ no metal de base AISI 441 (a) gráfico da curva referente à polarização anódica e reversa, com a razão I_a/I_r e (b) a microestrutura do corpo de prova atacado em uma solução de cristais de ácido oxálico a 10 %.....	243
Figura D.2. Amostra da junta soldada com o metal de adição ER430Ti e o gás de proteção Ar+2%O ₂ no metal de base AISI 441 (a) gráfico da curva referente à polarização anódica e reversa, com a razão I_a/I_r e (b) a microestrutura do corpo de prova atacado em uma solução de cristais de ácido oxálico a 10 %.....	244
Figura D.3. Amostra da junta soldada com o metal de adição ER430Ti e o gás de proteção Ar+8%CO ₂ no metal de base AISI 441 (a) gráfico da curva referente à polarização anódica e reversa, com a razão I_a/I_r e (b) a microestrutura do corpo de prova atacado em uma solução de cristais de ácido oxálico a 10 %.....	244
Figura D.4. Amostra da junta soldada com o metal de adição ER430Ti e o gás de proteção Ar+25%CO ₂ no metal de base AISI 441 (a) gráfico da curva referente à polarização anódica e reversa, com a razão I_a/I_r e (b) a microestrutura do corpo de prova atacado em uma solução de cristais de ácido	245
Figura D.5. Amostra da junta soldada com o metal de adição ER430LNb e o gás de proteção Ar+2%O ₂ no metal de base AISI 441 (a) gráfico da curva referente à polarização anódica e reversa, com a razão I_a/I_r e (b) a microestrutura do corpo de prova atacado em uma solução de cristais de ácido oxálico a 10 %.....	245
Figura D.6. Amostra da junta soldada com o metal de adição ER430LNb e o gás de proteção Ar+8%CO ₂ no metal de base AISI 441 (a) gráfico da curva referente à polarização	

anódica e reversa, com a razão I_a/I_r e (b) a microestrutura do corpo de prova atacado em uma solução de cristais de ácido oxálico a 10 %.....	246
Figura D.7. Amostra da junta soldada com o metal de adição ER430LNb e o gás de proteção Ar+25%CO ₂ no metal de base AISI 441 (a) gráfico da curva referente à polarização anódica e reversa, com a razão I_a/I_r e (b) a microestrutura do corpo de prova atacado em uma solução de cristais de ácido oxálico a 10 %.....	246

LISTA DE TABELAS

Tabela 3.1. Composição química dos materiais de base utilizados, fornecido pela ArcelorMittal.....	40
Tabela 3.2. Composição química dos arames eletrodos utilizados, fornecido pela ArcelorMittal.....	40
Tabela 4.1. Testes preliminares realizados com o metal de adição ER308LSi e o metal de base UNS 43932.....	61
Tabela 4.2. Condições de soldagem para o metal de adição ER308LSi.....	62
Tabela 4.3. Médias e desvios padrões dos perfis (largura, penetração e reforço) dos cordões de soldados com o metal de adição ER308LSi nos metais de base UNS 43932 e AISI 441.....	65
Tabela 4.4. Medições de diluição calculadas para os corpos de prova soldados com o metal de adição ER308LSi nos metais de base UNS43932 e AISI 441.....	68
Tabela 4.5. Testes preliminares realizados com o metal de adição ER430Ti e o metal de base UNS 43932.....	69
Tabela 4.6. Condições de soldagem para o metal de adição ER430Ti.....	70
Tabela 4.7. Médias e desvios padrões dos perfis (largura, penetração e reforço) dos cordões de soldados com o metal de adição ER430Ti nos metais de base UNS 43932 e AISI 441.....	71
Tabela 4.8. Medições de diluição realizadas na sessão transversal dos corpos de prova soldados com o metal de adição ER430Ti nos metais de base UNS43932 e AISI 441....	73
Tabela 4.9. Testes preliminares realizados com o metal de adição ER430LNb e o metal de base UNS 43932.....	75
Tabela 4.10. Condições de soldagem para o metal de base ER430LNb.....	75
Tabela 4.11. Médias e desvios padrões dos perfis (largura, penetração e reforço) dos cordões de soldados com o metal de adição ER430LNb nos metais de base UNS 43932 e AISI 441.....	76

Tabela 4.12. Medições da diluição realizadas na sessão transversal dos corpos de prova soldados com o metal de adição ER430LNb nos metais de base UNS43932 e AISI 441.....	78
Tabela 4.13. Diluição Média e Desvio Padrão para cada par Metal de Base e Metal de Adição.....	79
Tabela 5.1. Medidas de tamanho de grão realizadas na zona termicamente afetada de todas as condições de soldagem estudadas.....	87
Tabela 5.2. Medidas de microdureza realizadas na matriz ferrítica para os metais de base UNS43932 e AISI441.....	87
Tabela 5.3. Medidas de Microdureza realizadas na matriz ferrítica da zona termicamente afetada para os metais de base UNS 43932 e AISI 441.....	88
Tabela 5.4. Medições da porcentagem de ferrita na matriz austenítica para os corpos de prova soldados nos metais de base UNS 43932 e AISI 441 com o metal de adição ER308LSi.....	95
Tabela 5.5. Tamanho de grão medido za zona fundida soldada com os metais de adição ER430Ti e ER430LNb.....	105
Tabela 5.6. Medidas de Microdureza realizadas na matriz austenítica (para o metal de adição ER308LSi) e ferrítica (para os metais de adição ER430Ti e ER430LNb) da zona fundida para os metais de base UNS 43932 e AISI 441.....	106
Tabela 5.7. Medidas de Microdureza realizadas na martensita da zona fundida para os metais de base UNS43932 e AISI441.....	107
Tabela 6.1. Localização da fratura para os ensaios com os corpos de prova soldados no metal de base UNS43932.....	114
Tabela 6.2. Localização da fratura para os ensaios com os corpos de prova soldados no metal de base AISI441.....	115
Tabela 6.3. Limite de Resistência dos metais de base UNS43932 e AISI441.....	117
Tabela 6.4. Limite de resistência dos corpos de prova soldados nos metais de base UNS 43932 e AISI 441.....	117
Tabela 6.5. Ensaio de dobramento realizados nos corpos de prova soldados no metal de base UNS 43932.....	121
Tabela 6.6. Ensaio de dobramento realizados nos corpos de prova soldados no metal de base AISI441.....	122
Tabela 6.7. Força máxima e energia necessária para o dobramento dos metais de base UNS 43932 e AISI 441.....	123
Tabela 6.8. Força máxima e energia obtidas no ensaio de dobramento dos corpos de prova soldados com metal de adição ER308LSi no metal de base UNS 43932.....	124

Tabela 6.9. Força máxima e energia obtidas no ensaio de dobramento dos corpos de prova soldados com metal de adição ER308LSi e metal de base AISI 441.....	125
Tabela 6.10. Força máxima e energia obtidas no ensaio de dobramento dos corpos de prova soldados com metal de adição ER430Ti no metal de base UNS 43932.....	127
Tabela 6.11. Força máxima e energia obtida no ensaio de dobramento dos corpos de prova soldados com metal de adição ER430Ti no metal de base AISI 441.....	130
Tabela 6.12. Força máxima e energia obtida no ensaio de dobramento dos corpos de prova soldados com metal de adição ER430LNb no metal de base UNS 43932.....	132
Tabela 6.13. Força máxima e energia obtidos no ensaio de dobramento dos corpos de prova soldados com metal de adição ER430LNb no metal de base AISI 441.....	133
Tabela 6.14. Valores médios e desvios padrões das forças máximas e energia obtidos ensaio de dobramento para os corpos de prova soldados com os metais de adição ER430Ti e ER 430LNb nos metais de base UNS 43932 e AISI 441.....	135
Tabela 6.15. Valores médios e desvio padrão das variáveis medidas nos ensaios de embutimento realizados nos metais de base UNS 43932 e AISI 441.....	138
Tabela 6.16. Valores médios e desvio padrão das variáveis medidas nos ensaios de embutimento realizados nos corpos de prova soldados no metal de base UNS43932 com o metal de adição ER308LSi.....	140
Tabela 6.17. Valores médios e desvio padrão das variáveis medidas nos ensaios de embutimento realizados nos corpos de prova soldados no metal de base AISI 441 com o metal de adição ER308LSi.....	142
Tabela 6.18. Valores médios e desvio padrão das variáveis medidas nos ensaios de embutimento realizados nos corpos de prova soldados no metal de base UNS 43932 com o metal de adição ER430Ti.....	146
Tabela 6.19. Valores médios e desvio padrão das variáveis medidas nos ensaios de embutimento realizados nos corpos de prova soldados no metal de base AISI 441 com o metal de adição ER430Ti.....	148
Tabela 6.20. Valores médios e desvio padrão das variáveis medidas nos ensaios de embutimento realizados nos corpos de prova soldados no metal de base UNS 43932 com o metal de adição ER430LNb.....	151
Tabela 6.21. Valores médios e desvio padrão das variáveis medidas nos ensaios de embutimento realizados nos corpos de prova soldados no metal de base AISI 441 com o metal de adição ER430LNb.....	153
Tabela 6.22. Medidas de Microdureza realizadas na matriz ferrítica para os metais de base UNS43932 e AISI441 estampados.....	159

Tabela 6.23. Medidas de Microdureza realizadas na matriz austenítica (para o metal de adição ER308LSi) e ferrítica (para os metais de adição ER430Ti e ER430LNb) da zona fundida para os metais de base UNS 43932 e AISI 441 estampados.....	159
Tabela 6.24. Medidas de Microdureza realizadas na martensita da zona fundida para os metais de base UNS43932 e AISI441 estampados.....	159
Tabela 6.25. Medidas de Microdureza realizadas na matriz ferrítica da zona termicamente afetada para o metal de base UNS43932 estampado.....	161
Tabela 7.1. Valores das relações Ia/Ir para o teste DL-EPR realizados nas zonas fundidas dos corpos de prova soldados com os ER308LSi, ER430Ti e ER430LNb nos metais de base UNS43932 e AISI 441.....	175
Tabela A.1. Medições de largura realizadas na sessão transversal dos corpos de prova soldados com o metal de adição ER308LSi nos metais de base UNS43932 e AISI 441.....	197
Tabela A.2. Medições de penetração realizadas na sessão transversal dos corpos de prova soldados com o metal de adição ER308LSi nos metais de base UNS43932 e AISI 441.....	197
Tabela A.3. Medições de reforço realizadas na sessão transversal dos corpos de prova soldados com o metal de adição ER308LSi nos metais de base UNS43932 e AISI 441.....	198
Tabela A.4. Medições de área total e área fundida realizadas na sessão transversal dos corpos de prova soldados com o metal de adição ER308LSi nos metais de base UNS43932 e AISI 441.....	198
Tabela A.5. Medições de largura realizadas na sessão transversal dos corpos de prova soldados com o metal de adição ER430Ti nos metais de base UNS43932 e AISI 441..	203
Tabela A.6. Medições de penetração realizadas na sessão transversal dos corpos de prova soldados com o metal de adição ER430Ti nos metais de base UNS43932 e AISI 441..	203
Tabela A.7. Medições de reforço realizadas na sessão transversal dos corpos de prova soldados com o metal de adição ER430Ti nos metais de base UNS43932 e AISI 441..	204
Tabela A.8. Medições de área total e área fundida realizadas na sessão transversal dos corpos de prova soldados com o metal de adição ER430Ti nos metais de base UNS43932 e AISI 441.....	204
Tabela A.9. Medições da largura realizadas na sessão transversal dos corpos de prova soldados com o metal de adição ER430LNb nos metais de base UNS43932 e AISI 441.....	209

Tabela A.10. Medições da penetração realizadas na sessão transversal dos corpos de prova soldados com o metal de adição ER430LNb nos metais de base UNS43932 e AISI 441.....	209
Tabela A.11. Medições do reforço realizadas na sessão transversal dos corpos de prova soldados com o metal de adição ER430LNb nos metais de base UNS 43932 e AISI 441.....	210
Tabela A.12. Medições de área total e área fundida realizadas na sessão transversal dos corpos de prova soldados com o metal de adição ER430LNb nos metais de base UNS43932 e AISI 441.....	210
Tabela B.1. Medidas de Microdureza realizadas na matriz ferrítica da zona termicamente afetada para o metal de base UNS43932.....	211
Tabela B.2. Medidas de Microdureza realizadas na matriz ferrítica da zona termicamente afetada para o metal de base AISI441.....	212
Tabela B.3. Tamanho de grão medido na zona fundida com metal de base UNS 43932 com os metais de adição ER430Ti e ER430LNb.....	220
Tabela B.4. Medições de tamanho de grão da zona fundida dos corpos de prova soldados no metal de base AISI 441 com os metais de adição ER430Ti e ER430LNb.....	220
Tabela B.5. Medidas de Microdureza realizadas na matriz austenítica (para o metal de adição ER308LSi) e ferrítica (para os metais de adição ER430Ti e ER430LNb) da zona fundida para o metal de base UNS43932.....	221
Tabela B.6. Medidas de Microdureza realizadas na matriz austenítica (para o metal de adição ER308LSi) e ferrítica (para os metais de adição ER430Ti e ER430LNb) da zona fundida para o metal de base AISI441.....	222
Tabela C.1. Limite de resistência dos ensaios de tração realizados nos corpos de prova soldados no metal de base UNS 43932.....	223
Tabela C.2. Limite de Resistência dos ensaios de tração realizados nos corpos de prova soldados no metal de base AISI441.....	224
Tabela C.3. Força máxima obtida do ensaio de dobramento dos corpos de prova soldados com metal de adição ER308LSi no metal de base UNS 43932.....	224
Tabela C.4. Energia consumida obtida do ensaio de dobramento dos corpos de prova soldados com metal de adição ER308LSi e metal de base UNS 43932.....	224
Tabela C.5. Força máxima no ensaio de dobramento dos corpos de prova soldados com metal de adição ER308LSi e metal de base AISI 441.....	225
Tabela C.6. Energia consumida no ensaio de dobramento dos corpos de prova soldados com metal de adição ER308LSi e metal de base AISI 441.....	225

Tabela C.7. Força máxima obtida no ensaio de dobramento dos corpos de prova soldados com metal de adição ER430Ti no metal de base UNS 43932.....	226
Tabela C.8. Energia consumida para a realização do ensaio de dobramento dos corpos de prova soldados com metal de adição ER430Ti e metal de base UNS43932.....	226
Tabela C.9. Força máxima obtida no ensaio de dobramento dos corpos de prova soldados com metal de adição ER430Ti no metal de base AISI 441.....	227
Tabela C.10. Energia consumida para a realização do ensaio de dobramento dos corpos de prova soldados com metal de adição ER430Ti e metal de base AISI 441.....	227
Tabela C.11. Força máxima obtida no ensaio de dobramento dos corpos de prova soldados com metal de adição ER430LNb no metal de base UNS 43932.....	228
Tabela C.12. Energia consumida para a realização do ensaio de dobramento dos corpos de prova soldados com metal de adição ER430LNb e metal de base UNS 43932.....	228
Tabela C.13. Força máxima obtida no ensaio de dobramento dos corpos de prova soldados com metal de adição ER430LNb no metal de base AISI 441.....	229
Tabela C.14. Energia consumida para a realização do ensaio de dobramento dos corpos de prova soldados com metal de adição ER430LNb e metal de base AISI 441.....	229
Tabela C.15. Valores de força máxima e deslocamento máximo do punção para os ensaios de embutimento realizados nos metais de base UNS 43932 e AISI 441.....	229
Tabela C.16. Valores de energia total para a realização do ensaio de embutimento para os ensaios de embutimento realizados nos metais de base UNS 43932 e AISI 441.....	230
Tabela C.17. Força máxima e o deslocamento do punção para a realização do ensaio de embutimento nos corpos de prova soldados no metal de base UNS43932 com o metal de adição ER308LSi.....	230
Tabela C.18. Energia total para a realização do ensaio de embutimento para os corpos de prova soldados no metal de base UNS43932 com o metal de adição ER308LSi.....	231
Tabela C.19. Força máxima e o deslocamento do punção para a realização do ensaio de embutimento nos corpos de prova soldados no metal de base AISI 441 com o metal de adição ER308LSi.....	232
Tabela C.20. energia total para a realização do ensaio de embutimento para os corpos de prova soldados no metal de base AISI 441 com o metal de adição ER308LSi.....	233
Tabela C.21. Força máxima e o deslocamento do punção para a realização do ensaio de embutimento nos corpos de prova soldados no metal de base UNS43932 com o metal de adição ER430Ti.....	234
Tabela C.22. Energia total para a realização do ensaio de embutimento para os corpos de prova soldados no metal de base UNS 43932 com o metal de adição ER430Ti.....	235

Tabela C.23. Força máxima e o deslocamento do punção para a realização do ensaio de embutimento nos corpos de prova soldados no metal de base AISI 441 com o metal de adição ER430Ti.....	236
Tabela C.24. Energia total para a realização do ensaio de embutimento para os corpos de prova soldados no metal de base AISI 441 com o metal de adição ER430Ti.....	236
Tabela C.25. Força máxima e o deslocamento do punção para a realização do ensaio de embutimento nos corpos de prova soldados no metal de base UNS43932 com o metal de adição ER430LNb.....	237
Tabela C.26. Energia total para a realização do ensaio de embutimento para os corpos de prova soldados no metal de base UNS 43932 com o metal de adição ER430LNb.....	238
Tabela C.27. Força máxima e o deslocamento do punção para a realização do ensaio de embutimento nos corpos de prova soldados no metal de base AISI 441 com o metal de adição ER430LNb.....	239
Tabela C.28. Energia total para a realização do ensaio de embutimento para os corpos de prova soldados no metal de base AISI 441 com o metal de adição ER430LNb.....	240
Tabela C.29. Medidas de Microdureza realizadas na matriz austenítica (para o metal de adição ER308LSi) e ferrítica (para os metais de adição ER430Ti e ER430LNb) da zona fundida para o metal de base UNS43932 estampado.....	241
Tabela C.30. Medidas de microdureza realizadas na matriz austenítica (para o metal de adição ER308LSi) e ferrítica (para os metais de adição ER430Ti e ER430LNb) da zona fundida para o metal de base AISI441 estampado.....	242
Tabela C.31. Medidas de Microdureza realizadas na matriz ferrítica da zona termicamente afetada para o metal de base UNS43932 estampado.....	242
Tabela C.32. Medidas de Microdureza realizadas na matriz ferrítica da zona termicamente afetada para o metal de base AISI441 estampado.....	242

LISTA DE SÍMBOLOS

η	Rendimento térmico da solda;
$\bar{l}$	Diâmetro médio dos grãos;
(r)	Coeficiente de anisotropia normal médio;
k	Índice de rigidês;
A	Área que representa a energia necessária para a realização do embutimento.
A_F	Área fundida do metal base;
A_T	Área total do cordão de solda;
d	Diâmetro interno da matriz para realizar o ensaio de embutimento;
D	Diâmetro onde a carga é realizada na matriz de embutimento;
DBCP	Distância de bico de contato peça;
d_i	Diâmetro do punção do ensaio de embutimentode;
DL-EPR	<i>Double Loop Electrochemical Potentionkinetic Reactivation</i> ;
D_{MAX}	Deslocamento máximo realizado pelo punção no ensaio de embutimento;
E	Energia necessária para realizar o dobramento;
E_S	Energia gerada na tocha de soldagem, desprezando o rendimento térmico;
F	Carga realizada durante o ensaio de embutimento;
h	Deslocamento realizado pelo punção no ensaio de embutimento;
HV	Microdureza vickers;
Ia/Ir	Nível de sensitização que ocorreu no material;
I_M	Corrente média medida na saída da fonte de soldagem
K_D	Indutância de descida;
K_S	Indutância de subida;
L	Largura;

LE	Limite de escoamento;
M	Martensita
MAG	Metal Active Gas;
MAX	Tensão máxima ensaio de tração ou força máxima no dobramento;
MB	Metal de base;
MIG	Metal Inert Gas;
n_A	Número de grãos por unidade de área
n_C	Número de grãos inteiros no círculo;
n_{eq}	Número de grãos equivalentes;
n_i	Número de grãos interceptados pela circunferência;
n_L	Número de grãos por unidade de comprimento;
P	Precipitados;
Pe	Penetração;
Re	Reforço;
SCE	Eletrodo de calomelano saturado;
U	Tensão regulada na fonte de soldagem;
U_M	Tensão média, medida na saída da fonte de soldagem;
V_{ALIM}	Velocidade de alimentação regulada no alimentador;
V_{SOLD}	Velocidade de soldagem;
ZF	Zona Fundida;
ZTA	Zona termicamente afetada.
α	Ferrita;
γ	Austenita;

SUMÁRIO

CAPÍTULO I INTRODUÇÃO.....	01
CAPÍTULO II REVISÃO BIBLIOGRÁFICA.....	05
2.1. Aços Inoxidáveis Ferríticos.....	05
2.2. Estabilização dos aços inoxidáveis ferríticos.....	09
2.2.1. Estabilização com titânio.....	10
2.2.2. Estabilização com nióbio.....	12
2.2.3. Dupla estabilização com titânio e nióbio.....	14
2.3. Soldagem dos Aços Inoxidáveis Ferríticos.....	15
2.3.1. Soldabilidade.....	15
2.3.2. Metal de Adição.....	19
2.3.3. Gás de proteção.....	21
2.4. Corrosão intergranular dos aços inoxidáveis ferríticos soldados e seus métodos de detecção.....	25
2.5 Ensaios Mecânicos aplicados à estruturas soldadas.....	31
2.5.1. Ensaios de Embutimento.....	32
CAPÍTULO III MATERIAIS, EQUIPAMENTOS E PROCEDIMENTO EXPERIMENTAL.....	39
3.1 Consumíveis.....	39
3.1.1 Material de Base.....	39
3.1.2 Material de Adição.....	40
3.1.3. Gás de Proteção.....	41
3.2. Equipamentos.....	42
3.2.1. Fonte de Soldagem.....	42
3.2.2. Mesa de Coordenadas.....	42
3.2.3. Sistema de Aquisição e Tratamento de Dados.....	43
3.2.4. Microscópio Óptico.....	43

3.2.5. Equipamento para Medição de Microdureza.....	44
3.2.6. Máquina de Ensaios Mecânicos.....	45
3.2.7. Equipamento para realização do Ensaio de Sensitização.....	47
3.3. Metodologia de ensaio.....	50
3.3.1. Parametrização.....	50
3.3.2. Soldagem da placa de teste.....	50
3.3.3. Análise Microestrutural.....	51
3.3.3.1. Medida de tamanho de grão.....	51
3.3.3.2. Análise de Microdureza.....	52
3.3.4. Ensaio de Tração.....	53
3.3.5. Ensaio de Dobramento.....	54
3.3.6. Ensaio de Embutimento.....	55
3.3.7. Ensaio de sensitização.....	57
CAPÍTULO IV DETERMINAÇÃO DOS PARÂMETROS DE SOLDAGEM.....	59
4.1. Introdução.....	59
4.2. Obtenção das condições de soldagem para o metal de adição ER308LSi.....	59
4.3. Obtenção das condições de soldagem para o metal de adição ER430Ti.....	69
4.4 Obtenção das condições de soldagem para o metal de adição ER430LNb.....	74
4.5. Comparativos entre os metais de adição.....	79
4.6. Síntese dos resultados do Capítulo.....	81
CAPÍTULO V CARACTERIZAÇÃO MICROESTRUTURAL E DE MICRODUREZA.....	83
5.1. Caracterização microestrutural, tamanho de grão e microdureza da zona termicamente afetada.....	83
5.2. Caracterização microestrutural, tamanho de grão e microdureza da zona fundida.....	90
5.3. Síntese dos resultados do Capítulo.....	111
CAPÍTULO VI CARACTERIZAÇÃO MECÂNICA DA JUNTA SOLDADA.....	113
6.1. Ensaios de Tração.....	113
6.2 Ensaios de Dobramento.....	119
6.2.1. ER308LSi.....	123
6.2.2. ER430Ti.....	126
6.2.3. ER430LNb.....	131
6.2.4. Comparação entre os metais de adição ER430Ti e ER430LNb.....	134

6.3. Ensaio de Embutimento.....	137
6.3.1. ER308LSi.....	139
6.3.2. ER430Ti.....	144
6.3.3. ER430LNb.....	150
6.3.4. Comparação entre os metais de adição.....	155
6.3.5. Microestrutura e Microdureza dos corpos de prova estampados.....	156
6.4. Síntese dos resultados do Capítulo.....	163
CAPÍTULO VII ENSAIO DE CORROSÃO INTERGRANULAR.....	165
7.1. Procedimento para Análise da Corrosão Intergranular.....	166
7.2. Resultados dos ensaios de corrosão intergranular.....	167
7.2.1. ER308LSi.....	167
7.2.2. ER430Ti.....	169
7.2.3. ER430LNb.....	171
7.3. Análise comparativa dos ensaios de DL-EPR.....	174
CAPÍTULO VIII - CONCLUSÕES.....	179
CAPÍTULO IX - PROPOSTAS PARA TRABALHOS FUTUROS.....	181
REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS.....	183
ANEXO A - RESULTADOS COMPLEMENTARES DO CAPÍTULO IV.....	193
ANEXO B - RESULTADOS COMPLEMENTARES DO CAPÍTULO V.....	211
ANEXO C - RESULTADOS COMPLEMENTARES DO CAPÍTULO VI.....	223
ANEXO D - RESULTADOS COMPLEMENTARES DO CAPÍTULO VII.....	243

CAPÍTULO I

INTRODUÇÃO

Os aços inoxidáveis vêm sendo cada vez mais utilizados devido a sua grande versatilidade e características. A Figura 1.1 apresenta o consumo aparente deste material no Brasil, segundo o Núcleo Inox (2010). Nota-se que de 2000 a 2005 houve um crescimento no consumo de 3,6% ao ano. Já de 2005 a 2008 o consumo aumentou significativamente, passando o consumo total no Brasil em 2000 de 193,9 kt/ano para 367,5 kt/ano.



Figura 1.1. Consumo aparente de aço inoxidável no Brasil (NÚCLEO INOX, 2010)

Nota-se ainda pela Figura 1.1 que o consumo de aço inoxidável em 2009 sofreu uma queda significativa. Segundo Gandra (2010), em entrevista com o vice-presidente do Núcleo Inox Celso Barbosa, esta queda no consumo de aço inoxidável no Brasil em 2009 foi devido aos reflexos da crise internacional, sendo os setores que mais sentiram foram o industrial,

seguido pelos segmentos de eletrodomésticos e bens de consumo. No setor de óleo e gás houve um crescimento do consumo, apesar da crise.

O Brasil foi um dos países que mais rapidamente reagiram aos efeitos da crise. A previsão do Núcleo Inox, segundo Gandra (2010) é de que o Brasil experimentará um crescimento de consumo de aço inox da ordem de 12% ao ano até 2015, o que levará o consumo nacional a 550 kt/ano. Isso ampliará o consumo per capita, atualmente de 2 quilos por habitante/ano, para 2,5 quilos per capita/ano, que ainda é um número muito baixo se comparado com os países desenvolvidos, que possuem consumos superiores aos 20 quilos per capita/ano, ficando ainda abaixo da média mundial que é de 10 a 12 quilos por habitante/ano. Os fatores que impedem o aumento do consumo no Brasil não estão ligados à oferta do produto, mas ao estágio de desenvolvimento do país.

Karlsson (2005), Modenesi (2001), entre outros autores, classificam os aços inoxidáveis nos cinco grandes grupos, ferríticos, martensíticos, austeníticos, endurecíveis por precipitação e os duplex (austeníticos-ferríticos). Dentre eles, destacam-se em termos de aplicações os tipos austeníticos e ferríticos, tendo os austeníticos uma maior utilização, apesar de possuírem um maior custo, pois em geral, contêm, no mínimo, 8% de níquel, que é um material de alto valor agregado.

Em geral os aços inoxidáveis ferríticos, quando comparados com os aços inoxidáveis austeníticos, apresentam um maior limite de escoamento, menores alongamento, capacidade de encruamento, tenacidade, ductilidade, resistência à corrosão generalizada, além de menor custo de produção (LULA, 1989).

Segundo Davis (1994), os aços inoxidáveis ferríticos podem ser utilizados na fabricação de utensílios domésticos, em aplicações em meios mais agressivos, como por exemplo, ambientes marinhos, e por último na indústria automobilística, sendo a principal aplicação neste último caso em componentes do sistema de exaustão.

Em entrevista à ABAL (2010), Jamiro Wiest, presidente da Wiest S.A., afirma que os materiais mais utilizados como matéria-prima para a fabricação de sistemas de exaustão são os aços inoxidáveis, sendo que no Brasil o mercado de sistemas automotivos é dividido nos segmentos de sistemas para reposição e o fornecimento para montadoras. Para o primeiro, as empresas produzem uma média de 500 mil peças por mês, tendo este segmento uma queda ao longo dos últimos cinco anos, devido a chegada de materiais mais resistentes, como o aço inoxidável que torna o ciclo de renovação desses sistemas mais lento (chegando a 10 anos). Já para as montadoras, o valor é um pouco menor, 120 mil peças por mês, número que varia de acordo com o volume de produção de veículos. Afirma ainda que mais de 95% das peças que estão no mercado são produzidas no Brasil. Há

inclusive exportações brasileiras para outros países, que totalizam cerca de 5% da produção, que são desenvolvidos por encomenda, utilizando materiais mais nobres.

Faria (2006) afirma que o sistema de exaustão automotivo é um componente que passou por diversas evoluções ao longo dos últimos 20 anos, com o intuito de atender aos controles mais severos de emissões de gases poluentes, a necessidade de maior durabilidade, aumento da eficiência do motor e reduções de peso e custo. Os danos mais comumente observados no sistema de exaustão, segundo Llewellyn (1994) são atribuídos 80% à corrosão e os 20% restantes à fadiga, sendo, portanto pontos importantes a serem investigados em exaustores fabricados com aço inoxidável ferrítico.

De um modo geral, os constituintes do sistema de exaustão encontram-se na forma de tubos circulares e de “blanks” (chapas a serem estampadas), sendo que praticamente todos possuem regiões soldadas. Há até poucos anos, os aços inoxidáveis ferríticos eram soldados apenas com arames austeníticos, tais como AWS ER 308LSi e 307Si, para garantir uma boa qualidade à solda. Arames inoxidáveis ferríticos estabilizados (por exemplo, os tipos 430Ti, 430LNb e 409Nb), que podem conferir uma boa qualidade às soldas destes aços, além de terem um menor custo, foram desenvolvidos (RENAUDOT et al., 2000). Esses arames têm sido usados de forma crescente na indústria, principalmente na automotiva (sistemas de exaustores). Na Ásia eles são utilizados com gases de proteção com alta concentração de dióxido de carbono (25%) sem estudos prévios.

Levando em consideração o que foi discutido, verifica-se a necessidade de novos estudos relacionados à soldagem dos aços inoxidáveis ferríticos. Logo, o objetivo desta tese é verificar a influência de vários tipos de gás de proteção (Ar puro, Ar+2%O₂, Ar+4%CO₂, Ar+8%CO₂ e Ar+25%CO₂) na soldabilidade de dois tipos de aço inoxidável ferrítico bi-estabilizado ao titânio e nióbio (UNS 43932 e AISI 441) com metais de adição também de aço inoxidável ferrítico (ER430Ti e ER430LNb). Para isto, tornou-se necessário, primeiramente, encontrar condições de soldagem que proporcionassem um mesmo calor imposto, para todos os gases de proteção utilizados. Foram realizadas então, análises microestruturais, de microdureza, de resistência a corrosão intergranular (sensitização da zona fundida) e de ensaios mecânicos (ensaio de tração, dobramento e embutimento). Com o intuito de documentar os resultados deste estudo, a apresentação desta tese se divide em dez capítulos.

No Capítulo II detalham-se os fundamentos básicos necessários para o desenvolvimento do trabalho, de acordo com a literatura disponível. Neste se faz uma abordagem sobre os aços inoxidáveis ferríticos, estabilização (ao titânio, ao nióbio e dupla estabilização com titânio e nióbio), soldagem dos aços inoxidáveis ferríticos (soldabilidade,

metal de adição e gás de proteção), corrosão intergranular e seus métodos de detecção e ensaios mecânicos aplicados a estruturas soldadas (ensaio de embutimento).

No Capítulo III é apresentada uma descrição dos consumíveis e dos equipamentos utilizados, além de descrever a metodologia utilizada para as etapas que foram realizadas durante o trabalho.

No Capítulo IV é descrita a metodologia utilizada para encontrar energias de soldagem e taxas de deposição ao longo do cordão, similares para todas as condições de soldagem (dois metais de base, três metais de adição e cinco tipos de gás de proteção) empregadas neste trabalho. Apresentam-se ainda os aspectos dos cordões, oscilogramas de correntes e tensões de soldagem, além de medições dos perfis dos cordões de solda, que foram realizadas com o intuito de comprovar a aplicação do mesmo nível de energia gerada no arco em todas as condições de soldagem, assim como as estimativas das microestruturas das juntas soldadas com o auxílio do diagrama de Schaeffler.

No Capítulo V é apresentada uma análise microestrutural e de microdureza dos corpos de prova soldados com o objetivo de observar a influência do gás de proteção na microestrutura dos mesmos, sendo que se tentou eliminar a influência dos demais parâmetros que poderiam gerar diferenças nas microestruturas, uma vez que, para todas as condições de soldagem utilizou-se uma mesma energia imposta pelo processo de soldagem.

No Capítulo VI são apresentados os resultados dos ensaios de tração, dobramento e embutimento realizados nos corpos de prova para todas as condições de soldagem estudadas neste trabalho.

No Capítulo VII são apresentados os ensaios de corrosão intergranular (sensitização) realizados na zona fundida dos corpos de prova soldados por meio da perda por passivação utilizando ataque eletroquímico, seguido de uma análise microestrutural. Esta análise foi utilizada para a aceitação do material, contudo, ele gera resultados qualitativos, tornou-se necessário então, a aplicação associada do ensaio DL-EPR (*Double Loop Electrochemical Potentionkinetic Reactivation*), para avaliar quantitativamente a suscetibilidade da junta soldada ao ataque intergranular.

No Capítulo VIII dedica-se às conclusões do trabalho, o Capítulo IX às propostas para trabalhos futuros, enquanto o Capítulo X arrola as referências bibliográficas. E os Anexos A, B e C apresentam os resultados complementares respectivamente dos Capítulos IV, V e VI.

CAPÍTULO II

REVISÃO BIBLIOGRÁFICA

Um levantamento bibliográfico relacionado aos principais pontos desta tese se faz necessário para se constituir uma correlação entre o que se tem documentado e o que se pode inferir a partir do material posto em estudo. Os tópicos aços inoxidáveis ferríticos, estabilização dos aços inoxidáveis ferríticos (estabilização com titânio, estabilização com nióbio e dupla estabilização com titânio e nióbio), soldagem dos aços inoxidáveis ferríticos (soldabilidade, metal de adição e gás de proteção), corrosão intergranular dos aços inoxidáveis ferríticos e seus métodos de detecção e ensaios mecânicos aplicados a estruturas soldadas (ensaio de embutimento) são os temas abordados neste levantamento bibliográfico.

2.1. Aços Inoxidáveis Ferríticos

Os inoxidáveis ferríticos são basicamente ligas de ferro e cromo, contendo pelo menos 10,5% de cromo para garantir a resistência à oxidação. Segundo Modenesi (2001), à temperatura ambiente (conforme se observa no diagrama da Figura 2.1) eles são formados por uma matriz ferrítica (alfa), isto é, uma solução sólida de cromo e outros elementos de liga, que possui uma baixa solubilidade aos elementos intersticiais (carbono e nitrogênio), ficando estes principalmente na forma de precipitados nos materiais (principalmente nitretos e carbonetos de cromo).

Um ponto de partida para o entendimento dos aços inoxidáveis ferríticos é o diagrama binário Fe-Cr (Figura 2.1), onde nota-se que para teores de cromo abaixo de 12% a ferrita transforma-se totalmente em austenita quando o material é aquecido a temperatura acima de aproximadamente 900°C. O campo destacado por hachura (entre aproximadamente 12 e 18% de cromo) mostra a região onde a maioria dos aços inoxidáveis ferríticos (médio cromo) encontra-se. Verifica-se que esses aços inoxidáveis ferríticos, levando em consideração somente a relação ferro-cromo da Figura 2.1, não formam austenita durante todo o processo de resfriamento, ou seja, a ferrita se forma a partir da solidificação.

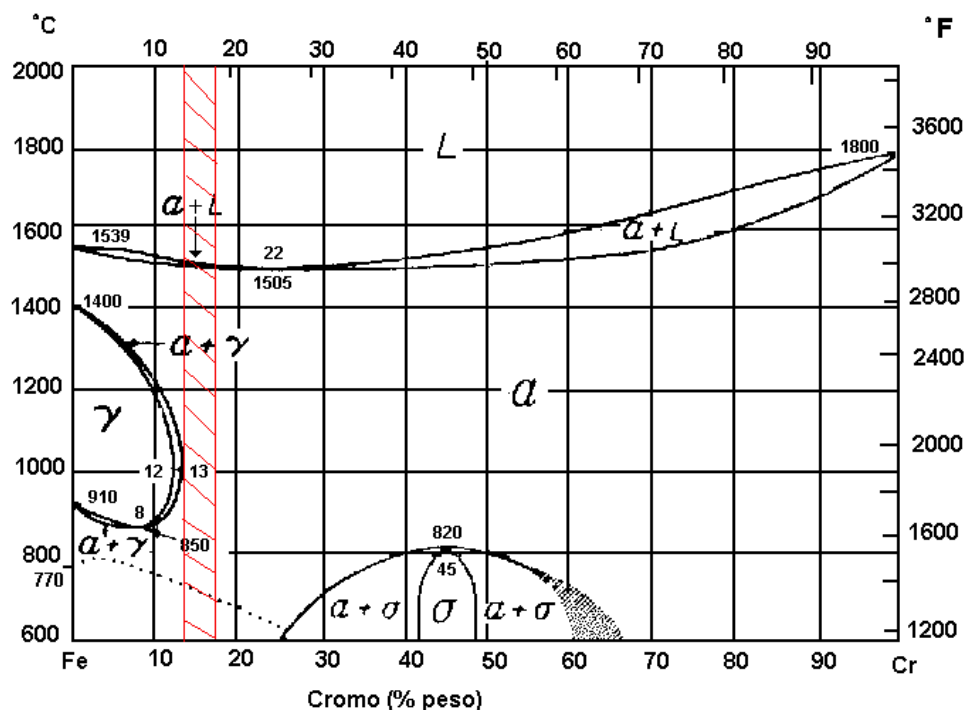


Figura 2.1. Diagrama binário Fe-Cr enfatizando a região dos aços inoxidáveis ferríticos (OLIVEIRA, 2003)

Para melhorar as propriedades dos aços inoxidáveis ferríticos são adicionados elementos de liga que o diagrama ferro-cromo não leva em consideração. Alguns deles, como o nitrogênio, o carbono, o titânio, o nióbio, entre outros, podem alterar a região de formação de austenita a alta temperatura. Campbell (1992) verificou ao aumentar os teores de carbono e nitrogênio, respectivamente de 0,004% para 0,05% e de 0,002% para 0,25%, que a fronteira do campo austeníticos salta de 11,5% para 28% de cromo, devido ao potencial gamagênio (formador de austenita) destes elementos. A austenita apresenta uma alta temperabilidade em situações de resfriamento rápido, transformando em martensita, causando uma forte perda de tenacidade e ductilidade do material.

Uma estrutura completamente não transformável (ausência de austenita) é obtida para maiores teores de cromo, menores teores de elementos intersticiais (carbono e nitrogênio) e pela presença de elementos com alta afinidade pelos elementos intersticiais, como o nióbio e o titânio (LIPPOLD; KOTECKI, 2005).

Modenesi (2001) cita que em aços que contêm adições de nióbio e/ou titânio (aços estabilizados), os carbonetos e nitretos de cromo são parcial ou completamente substituídos por carbonitretos de nióbio, Nb(C,N), ou de titânio Ti(C,N). Esses precipitados são mais estáveis que os de cromo e só dissolvem na matriz ferrítica à temperatura bem mais elevada que os do cromo (acima de 1200°C). Com isso, a adição de Ti e/ou Nb reduz o efeito austenitizante do carbono e nitrogênio. Desta forma, aços adequadamente estabilizados tendem a manter uma estrutura completamente ferrítica a qualquer temperatura até a sua fusão. Inibem-se, também, a formação de carbonetos e nitretos de cromo, os quais podem causar problemas de corrosão intergranular no material após sua exposição a uma temperatura elevada.

Campbell (1992) classifica os aços inoxidáveis ferríticos em três gerações. A **primeira** contém apenas cromo como elemento estabilizador da ferrita. O principal representante deste grupo é o aço AISI 430 que contém entre 16 e 18% de cromo e teor de carbono máximo de 0,12%. A **segunda** tem teor de cromo bem menor, no entanto, têm em sua composição outros elementos estabilizadores da ferrita. O principal representante desta geração é o AISI 409, que tem teor de cromo entre 10,5% e 11,7% e teor de carbono máximo de 0,08%, enquanto a adição de titânio pode ser de até 0,75%. A **terceira** foi obtida com o melhoramento das técnicas de fabricação e a capacidade das usinas em reduzir os teores de carbono e nitrogênio. Um representante deste grupo é o AISI 444, que tem teor de carbono entre 0,01 e 0,03%, além da adição de elementos tais como titânio, nióbio e molibdênio, que são estabilizantes e ao mesmo tempo contribuem com a melhora na resistência a corrosão da liga. Outro aço que se encaixa nesta terceira geração é o AISI 439, que tem teor muito baixo de elementos intersticiais e é estabilizado ao titânio e nióbio.

Em termos de propriedades, Gordon; Bennekoum (1996) afirmam que os aços inoxidáveis ferríticos não são tão tenazes, nem tão resistentes como os aços inoxidáveis austeníticos, mas apresentam boa conformabilidade, além de apresentarem boa resistência à oxidação e corrosão, fatores que são importantes nas aplicações destinadas a estes tipos de aços.

Segundo Davis (1994), os aços inoxidáveis ferríticos podem ser utilizados na fabricação de utensílios domésticos, em aplicações em meios mais agressivos, como por exemplo, ambientes marinhos e, por último, na indústria automobilística, sendo a principal aplicação neste último caso em componentes do sistema de exaustão. Esse sistema pode

ser dividido em duas partes, a quente, que trabalha com temperaturas superiores a 650°C, englobando desde o coletor até o catalisador e a fria, que trabalha com temperaturas inferiores a 650°C, que vai desde o abafador até o tubo de saída. A Figura 2.2 apresenta as partes componentes de um sistema de exaustão automotivo.

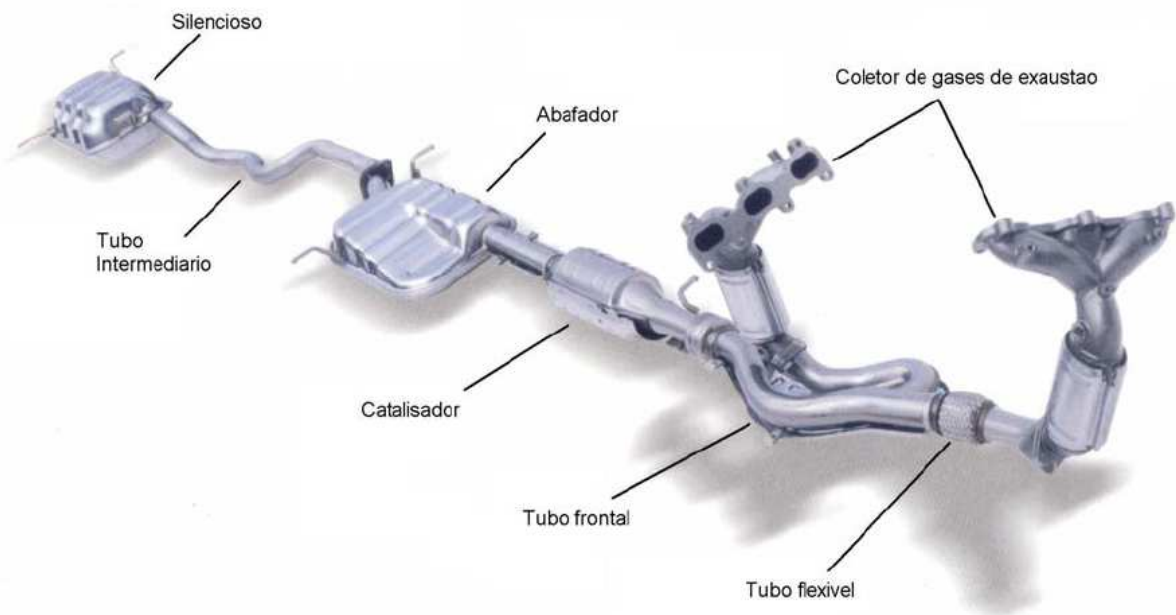


Figura 2.2. Partes constituintes de um sistema de exaustão de um veículo automotivo

De um modo geral, os constituintes do sistema de exaustão encontram-se na forma de tubos circulares e de “blanks”, sendo que praticamente todos possuem regiões soldadas e os aços inoxidáveis ferríticos podem ser utilizados ao longo de todo o sistema de exaustão. Segundo Alves et al. (2002), os principais aços inoxidáveis ferríticos utilizados na parte quente do sistema de exaustão automotivo são os aços AISI 409 e 441 e na parte fria são os aços AISI 409, 439 e 436.

Faria (2006) afirma que o sistema de exaustão automotivo é um componente que passou por diversas evoluções ao longo dos últimos 20 anos, com o intuito de atender aos controles mais severos de emissões de gases poluentes, a necessidade de maior durabilidade, aumento da eficiência do motor e reduções de peso e custo.

Os aços inoxidáveis utilizados nas partes quentes, segundo Sekita et al. (2004), devem ser refratários e possuir adições de nióbio, maiores quantidades de molibdênio e otimização da quantidade de silício. Outro fator importante citado pelo autor é a necessidade destes materiais possuírem uma boa conformabilidade. Inque; Kikuchi (2003) afirmam que esta região do sistema de exaustão necessita possuir também altas resistências a

temperatura e a corrosão, devido às altas temperaturas e o ambiente altamente corrosivo a que o material é exposto.

Por outro lado, Llewellyn; Hudd (1994), afirmam que, de uma forma geral, os danos mais comumente observados no sistema de exaustão de veículos automotores de aço inoxidável, 80% são atribuídos à corrosão e os 20% restantes à fadiga.

2.2. Estabilização dos aços inoxidáveis ferríticos

A estabilização dos aços inoxidáveis ferríticos tem como objetivo, além de minimizar a presença de martensita durante o resfriamento de uma solda, evitar a formação dos precipitados do tipo Cr_{23}C_6 , pela introdução de elementos de liga (por exemplo, o titânio e/ou nióbio) que tenham maior afinidade com o carbono e o nitrogênio a altas temperaturas do que o cromo, promovendo a formação de outros tipos de precipitados mais estáveis e que não contêm cromo. Outros elementos, como zircônio, vanádio e tântalo, podem ser utilizados, mas são menos comuns.

A Figura 2.3 apresenta valores de temperaturas de solvus dos carbonetos e nitretos de alguns elementos estabilizantes da ferrita. Pode-se observar que a dissociação dos nitreto e carbonetos desses elementos ocorrem a temperaturas muito elevadas. Estas temperaturas superam as de dissolução dos carbonetos e nitretos de cromo, que geralmente ocorrem a temperaturas abaixo de 900°C (GORDON; BENNEKOM, 1996).

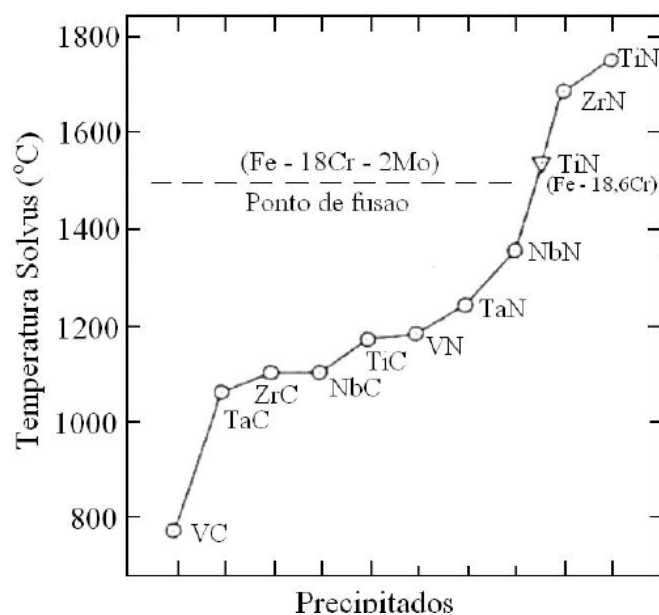


Figura 2.3. Temperatura de solvus para compostos estabilizadores (GORDON; BENNEKOM, 1996)

A utilização dos elementos alfacênios aumenta o campo de estabilização da fase ferrita, que permite a manutenção de uma estrutura ferrítica desde a temperatura de fusão até a temperatura ambiente. Em outras palavras, não há transformação de fase ferrita–austenita no aquecimento e/ou austenita-martensita no resfriamento, principalmente em juntas soldadas (SCHMITT, 2002).

A seguir é apresentada de forma simplificada uma discussão sobre a estabilização dos aços inoxidáveis ferríticos com a utilização de titânio, nióbio e dupla estabilização titânio nióbio.

2.2.1. Estabilização com titânio

Nos aços estabilizados somente ao titânio, os primeiros precipitados a serem formados quando o aço ainda está líquido, são os óxidos TiO_2 , em seguida, ocorre a formação dos nitretos TiN em temperaturas ainda superiores à de fusão do aço inoxidável. Estes nitretos têm formato de paralelepípedo e, segundo Cavazos (2006), formam-se, muitas vezes, em torno dos óxidos utilizando estes como pontos de nucleação. A Figura 2.4 mostra precipitados do tipo TiN . Segundo Madeira (2007) estes óxidos e nitretos, a menos que o aço seja levado a temperaturas muito elevadas, não mais irão se solubilizar, seja durante o processo de fabricação do aço ou em processamentos posteriores. Na soldagem, as altas temperaturas atingidas na poça de fusão poderão causar a dissolução desses precipitados.

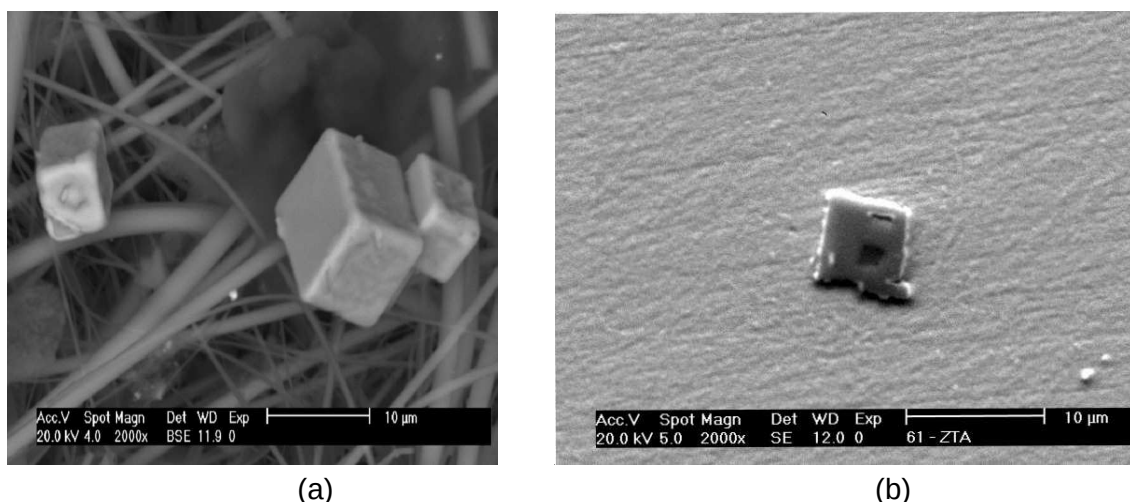


Figura 2.4. Nitretos de titânio (a) após dissolução do metal base e (b) precipitado na matriz do aço UNS 43932 (MADEIRA, 2007)

Madeira (2007) comenta que após a formação dos óxidos e nitretos de titânio, ocorrerá a formação de sulfetos e carbosulfetos (Ti_{1-x}S e $\text{Ti}_4\text{C}_2\text{S}_2$), posteriormente, estes

sulfetos poderão se decompor dando origem a carbonetos (TiC) e sulfetos (MnS). A formação destes precipitados está relacionada com os parâmetros (tempo, temperatura e deformação) do processo de fabricação do aço e de processos e aplicações posteriores que o aço pode ser submetido. Se após a formação de MnS e TiC ainda houver titânio disponível, pode ocorrer a formação de $FeTiP$. A Figura 2.5 mostra a seqüência de formação dos precipitados em um aço estabilizado ao titânio.

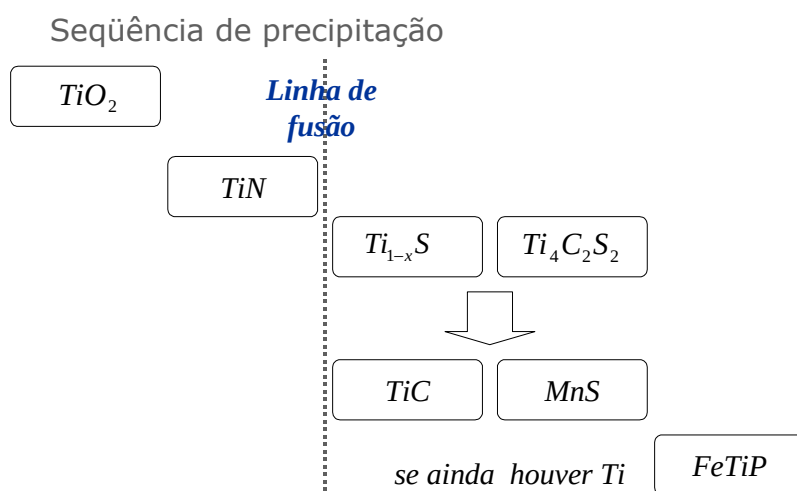


Figura 2.5. Sequência de formação de precipitados em aços estabilizados ao Ti (MADEIRA, 2007)

Gordon; Bennekom (1996) comentam que os aços estabilizados ao titânio quando aquecidos a alta temperatura e, em seguida, resfriados rapidamente, podem apresentar sensibilização a corrosão intergranular. Uma explicação para este fenômeno é que os precipitados do tipo TiC se dissolvem no aquecimento e durante o resfriamento rápido não há tempo suficiente para que o carbono seja reincorporado aos precipitados. Este carbono poderá formar, durante o aquecimento, carbonetos de cromo do tipo $Cr_{23}C_6$, levando à sensibilização.

Em condições práticas para a mono-estabilização com titânio e negligenciando-se o efeito da temperatura, trabalha-se com um teor de titânio superior ao valor calculado estequiometricamente, de modo a ter-se uma quantidade deste elemento em solução sólida (ΔTi), conforme mostra a Equação 2.1 (SATO; TANOUE, 1995):

$$\Delta Ti = [Ti] - 4[C] - 3,43[N] \quad (2.1)$$

A maior ductilidade é obtida quando titânio livre em solução sólida (ΔTi) é igual a zero. Titânio em excesso aumenta a resistência mecânica por endurecimento por solução sólida, causando uma diminuição na ductilidade e um aumento na temperatura de transição dúctil-frágil. Além disto, devido ao maior tamanho de seus precipitados, aços estabilizados ao titânio podem ter uma menor tenacidade ao impacto. Do ponto de vista superficial, aços ao titânio apresentam um pior acabamento superficial e são fortemente atacados quando em meios altamente oxidantes (como soluções de ácido nítrico) (SCHMITT et al., 2005). Sim et al. (2005) observaram a formação de carbonetos de fase secundária no metal de base em aços inoxidáveis ferríticos com 15% de Cr e estabilizados ao titânio.

2.2.2. Estabilização com nióbio

Os primeiros precipitados a serem formados na presença de Nb são os carbonitretos do tipo Nb(C,N). Estes carbonitretos têm morfologia tipo bastonete e, como se formam em temperaturas abaixo da linha de fusão, onde a taxa de difusão é menor, são mais finos do que os de titânio. Assim, em geral, os aços estabilizados ao nióbio têm tenacidade melhor que os estabilizados ao titânio. Se após a formação dos Nb(C,N) ainda houver nióbio em solução, pode ocorrer a formação de uma fase intermetálica conhecida como fase de Laves (Fe_2Nb), que pode também conter cromo e silício, desde que haja tempo suficiente para tal (BUCHER, 2004).

Fujita (2003) afirma que em manutenção em elevadas temperaturas (acima de 650°C), o nióbio em solução sólida (ΔNb) precipita na forma de partículas intermetálicas (Fe_xNb_y) inibindo o crescimento de grão. Segundo Andrade (2006) esta fase é prejudicial, pois os aços inoxidáveis ferríticos são menos tolerantes a qualquer fase secundária devido à baixa tenacidade da estrutura ferrítica e sua baixa solubilidade para elementos intersticiais. Além disso, Gordon; Bennekom (1996) afirmam ainda que esta fase pode contribuir na formação da trinca a quente em soldas. Fugita et al. (2003) e Yamamoto et al. (2003) observaram a formação da fase Laves no metal de base estabilizado ao nióbio.

O nióbio é menos reativo e forma carbonetos e nitretos do tipo Nb(C,N) menos estáveis do que o titânio, mas o suficiente para prevenir efeitos de sensitização. Normalmente estes precipitados estão na forma de bastão ou placas com tamanho em torno de $10\ \mu\text{m}$, sendo que os mesmos não diminuem significativamente a tenacidade dos aços. (BUCHER, 2004).

Em condições práticas para a mono-estabilização com nióbio e negligenciando-se o efeito da temperatura, trabalha-se com um teor de nióbio superior ao valor calculado estequiometricamente de modo a ter-se uma quantidade deste elemento em solução sólida (ΔNb), conforme mostrado na Equação 2.2 (SATO; TANOUE, 1995).

$$\Delta Nb = [Nb] - 7,74([C] + [N]) \quad (2.2)$$

O nióbio tem menor solubilidade na ferrita em relação ao titânio, o que significa que ele não será tomado em solução sólida em grandes quantidades, o que permite uma melhor correlação da equação acima com os resultados práticos (GORDON; BENNEKOM, 1996).

Aksoy et al. (1999) observaram que aços inoxidáveis estabilizados ao nióbio apresentam precipitados do tipo NbC ou Nb₂C para as ligas com teor acima 3,0% Nb. Além disto, foi observado o aumento em quantidade e tamanho das partículas de NbC com o aumento de ΔNb . Segundo eles, o precipitado Nb₂C apresenta-se maior e mais arredondado e é dissolvido durante aquecimento a 1100°C. Juntamente com Kuzucu et al. (1997), estes pesquisadores verificaram melhores propriedades de resistência ao desgaste e tenacidade para um teor de nióbio de 0,50% em peso.

Inque; Kikuchi (2003), conforme apresenta a Figura 2.6, estudaram a variação do limite de escoamento (LE) do aço inoxidável ferrítico a temperatura de 950°C em função da porcentagem dos elementos de liga nióbio, molibdênio, tungstênio, titânio, entre outros no aço inoxidável ferrítico de médio cromo e baixo valor de elementos intersticiais (carbono e nitrogênio) e observaram que o nióbio foi o elemento que mais contribuiu para o aumento da resistência do material, devido ao endurecimento por solução sólida.

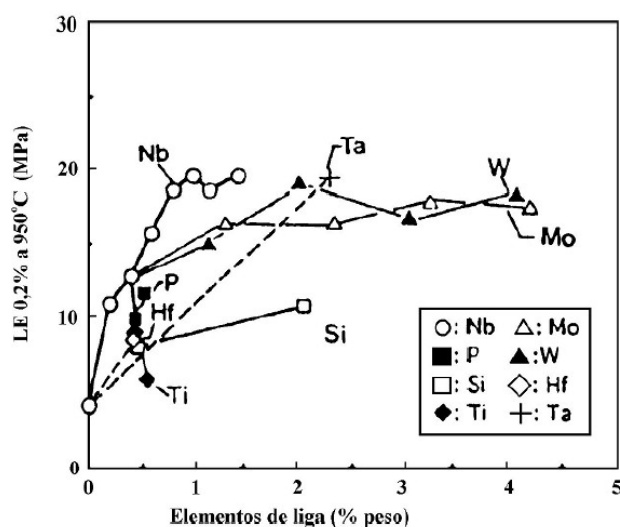


Figura 2.6. Influências dos elementos de liga no limite de escoamento à 950°C de aços inoxidáveis ferríticos (INQUE; KIKUCHI, 2003)

2.2.3. Dupla estabilização com titânio e nióbio

Segundo Washko; Grubb (1991), a estabilização com titânio e nióbio pode ser uma boa alternativa para minimizar os problemas que ocorrem nos aços estabilizados com um ou outro elemento, uma vez que a quantidade de cada elemento é menor, minimizando possíveis efeitos nocivos destes elementos. Como a quantidade de titânio adicionado é menor, os problemas de tenacidade e elevação da temperatura de transição dúctil-frágil devido à formação de grandes partículas de $Ti(C,N)$ são também minimizadas. De acordo com Gordon; Bennekom (1996), na soldagem a bi-estabilização minimiza as chances de formação de trincas a quente, uma vez que os TiN formados ainda na poça de fusão servem como pontos de nucleação de grãos diminuindo o seu tamanho na zona fundida e, conseqüentemente, aumentando a área de contorno de grão.

No caso de um aço bi-estabilizado ao Ti e Nb, o primeiro precipitado a se formar é o TiO_2 seguido do TiN . Se após a formação dos óxidos e nitretos de titânio ainda houver titânio disponível em solução, poderá ocorrer a formação de sulfetos de titânio $Ti_{1-x}S$ e carbosulfetos de titânio e nióbio. Caso não mais haja titânio disponível em solução ocorrerá a formação de sulfetos de manganês MnS e carbonetos e carbonitretos de Nb. A formação de TiC ainda poderá ocorrer em função da dissolução dos precipitados $Ti_{1-x}S$ durante o processo de fabricação do aço (BUCHER, 2004). A Figura 2.7 mostra a seqüência de precipitação para um aço bi-estabilizado.

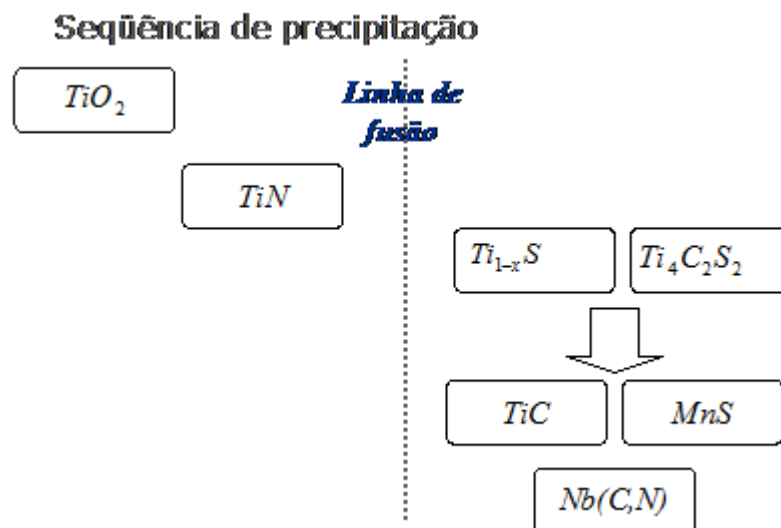


Figura 2.7. Seqüência de formação de precipitados para um aço bi-estabilizado ao *Ti* e *Nb* (MADEIRA, 2007)

Em termos de propriedades mecânicas e de corrosão, os aços duplamente estabilizados têm comportamento intermediário a mono-estabilização (GORDON; BENNEKOM, 1996).

Entre as principais diferenças microestruturais resultantes dos elementos estabilizantes nióbio e titânio, têm-se que o nióbio modifica mais a rede cristalina, possui um menor limite de solubilidade e um maior coeficiente de difusão na matriz ferrítica (OLIVEIRA, 2003). Para o caso da alteração da rede cristalina, tem-se um efeito não só de tamanho de átomos como efeito de interações eletrônicas. Além disto, esta maior alteração da rede cristalina pelo nióbio indica que sua adição permite uma maior resistência mecânica por meio de endurecimento por solução sólida. A maior difusão e menor limite de solubilidade do nióbio na matriz ferrítica permite que o mesmo, em temperaturas elevadas, difunda para os contornos de grão, promovendo uma precipitação neste local.

Em condições práticas para as ligas duplamente estabilizadas e negligenciando-se o efeito da temperatura, trabalha-se com teores de titânio e nióbio superiores aos valores calculados estequiometricamente, de modo a ter-se uma quantidade destes elementos em solução sólida (ΔNb e ΔTi), conforme mostrado nas Equações 2.3 e 2.4 (FUJIMURA; TSUGE, 1999).

$$\Delta\text{Nb} = [\text{Nb}] - (0,7 \times 7,74[\text{C}]) \quad (2.3)$$

$$\Delta\text{Ti} = [\text{Ti}] - 3,42[\text{N}] - (0,3 \times 4[\text{C}]) \quad (2.4)$$

Neste caso, considera-se que todo o nitrogênio precipita-se na forma de nitreto de titânio e que 70% do carbono na forma de carboneto de nióbio e o restante em carboneto de titânio (FUJIMURA; TSUGE, 1999). Além disto, a presença de dois estabilizantes pode também levar à formação de carbonitretos do tipo $(\text{TiNb})\text{CN}$. O titânio pode também formar precipitados com o carbono e o enxofre $(\text{Ti}_4\text{C}_2\text{S}_2)$ (LACOMBE et al., 1990).

2.3. Soldagem dos Aços Inoxidáveis Ferríticos

2.3.1. Soldabilidade

Apesar de toda a evolução dos aços inoxidáveis ferríticos, estes ainda são considerados de pior soldabilidade que os austeníticos. Modenesi (2001) comenta que em geral esta menor soldabilidade é devido a baixas ductilidade e tenacidade, além de sensibilidade à corrosão intergranular. Trincas de solidificação também podem ocorrer na

zona fundida. De uma maneira geral, a fragilização é mais intensa em aços com maiores teores de cromo e elementos intersticiais (carbono e nitrogênio) e a sensibilização à corrosão intergranular é maior com maiores teores de elementos intersticiais e menores teores de cromo, quando exposto a um meio agressivo.

Lippold; Kotecki (2005) citam que a fragilização da solda é atribuída a três fatores principais:

1. Granulação grosseira nas regiões de crescimento de grão da zona termicamente afetada e também na zona fundida, quando o metal de adição for também um aço inoxidável ferrítico;
2. Formação de uma rede de martensita ao longo dos contornos de grãos ferríticos (isto ocorre para ligas com maiores teores de elementos intersticiais);
3. Fragilização a alta temperatura, devido à reprecipitação de carbonitreto em uma forma intensa e muito fina após a soldagem.

Segundo Campbell (1992) a condutividade térmica superior dos ferríticos em relação aos austeníticos gera uma necessidade de maior introdução de calor, que acaba contribuindo também para gerar crescimento de grão. Reddy; Mohandas (2001) apontam, também, como um dos principais problemas enfrentados na soldagem de aço inoxidável ferrítico a formação de grãos grosseiros na ZTA, contribuindo para a diminuição da resistência a tenacidade dessa região. Com relação ao crescimento de grão, Vlack (1990) afirma que ele ocorre devido ao aumento da difusividade dos átomos (de todo o material) causada pelo aumento da temperatura, que induz uma força motriz de crescimento de grão que ocorre devido ao deslocamento de átomos através do movimento atômico dos grãos com contorno convexo para grãos côncavos.

Tojo (2010) apresenta como solução para o crescimento de grão da zona fundida dos aços inoxidáveis ferríticos a substituição dos metais de adição de arames maciços por arames tubulares, obtendo um refino significativo do tamanho de grão. Esta redução está relacionada provavelmente aos elementos componentes do fluxo do metal de adição tubular, mas por ser um arame comercial não foram detalhados os componentes do material. Da mesma forma, para metais de adição de aço inoxidável ferrítico maciço, Resende (2007) e Madeira; Modenesi (2008) observaram que estabilizações ao titânio geram um refino do tamanho de grão também significativo.

No mesmo sentido, Souza (2009) apresenta a aplicação dos arames tubulares ER409Ti e ER430LNb, em substituição do arame maciço ER308LSi de uniões de exaustores automotivos com o gás de proteção Ar+2%O₂. Segundo o autor, verificou-se

vantagens nestas substituições, devido a reduções do tamanho de grão da ZF, maiores produtividades (característica do arame tubular) e maiores penetrações.

Segundo Cunto (2005), o elevado crescimento do tamanho de grão, aliado a formação parcial de martensita e a precipitação de carbonitreto de cromo, são as principais fontes causadoras de perda de ductilidade e redução da resistência à corrosão da solda de aços inoxidáveis não estabilizados (do tipo AISI 430).

Madeira (2007) afirma que os aços bi-estabilizados são particularmente interessantes na soldagem, pois os precipitados de TiN servem como pontos de nucleação para os grãos na zona fundida, contribuindo para uma estrutura com grãos menores. Já os finos precipitados de nióbio, $Nb(C,N)$, parecem ter um papel mais efetivo na restrição do crescimento de grão na zona termicamente afetada. A Figura 2.8 apresenta o fenômeno da dissolução e reprecipitação. Nota-se que na ZTA há a presença de grandes carbonitreto de titânio e cromo ao passo que na ZF nota-se a presença de precipitados muito finos, porém em maior quantidade.

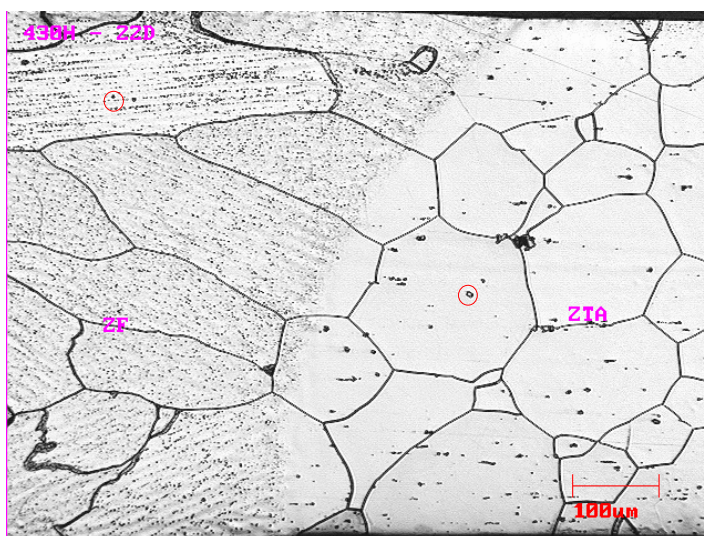


Figura 2.8. Dissolução e precipitação dos carbonitreto de titânio e cromo em uma liga com 17% de cromo e semi-estabilizada ao titânio (MADEIRA, 2007)

Meyer; Toit (2001) observaram em seu trabalho que na soldagem do aço inoxidável ferrítico a presença de martensita na estrutura ferrítica pode facilitar a ocorrência de uma fratura frágil. Os autores discutem ainda que o carbono e o nitrogênio podem afetar a solda (zona termicamente afetada), principalmente devido a maior dureza da martensita pelo acréscimo daqueles elementos.

Ferrante (2002) afirma que os aços inoxidáveis ferríticos não estabilizados apresentam precipitados ricos em cromo (carbonetos ou nitretos de cromo), que ocorrem de

forma intergranular ou transgranular, devido à supersaturação de carbono e ou nitrogênio na ferrita. Para enfrentar estes inconvenientes, principalmente durante a soldagem, são adicionados elementos que atuam como estabilizadores dos elementos intersticiais. Reddy; Mohandas (2001), conforme já citado, afirmam que a adição de elementos como o titânio, cobre e alumínio no metal de adição minimizam a formação de carbonetos de cromo nos contornos de grãos. Nakata et al. (1996) observaram que o titânio diminui e o nióbio aumenta a tenacidade da solda, além de prevenir a sensitização a corrosão. Keown; Pickering (1982) destacam que o nióbio pode formar compostos intermetálicos que possuem efeito fragilizante acentuado, mas que pode ser suplantado pelo efeito benéfico de refino de grão ferrítico.

Na soldagem de aços estabilizados, os precipitados encontrados no metal base não são conservados na zona fundida, pois as temperaturas atingidas nesta região são suficientes para dissolver todo tipo de precipitado. Durante o processo de solidificação (resfriamento da ZF) ocorre a precipitação em grande quantidade e tamanho menor, pois, a grande taxa de resfriamento não permite que os precipitados cresçam. (HUNTER; EAGAR, 1980).

Madeira; Modenesi (2008) estudaram, como se observa na Figura 2.9, os aspectos microestruturais para os metais de adição ER430Ti e ER430LNb e observaram grãos mais finos para o ER430Ti e uma microestrutura mais homogênea da zona fundida com o uso do ER430LNb, isto é, os grãos colunares têm tamanho menos variável. Relacionou este fato a maior presença de titânio com o uso do ER430Ti, que promove a adição de pontos de nucleação (óxidos e nitretos de titânio) na ZF tornando sua microestrutura mais heterogênea, com presença de grãos colunares finos e grãos equiaxiais. Também a presença de nitretos parece ser mais acentuada com o uso do arame ER430Ti, podendo ser observada a formação de compostos nos contornos de grão, que podem estar associados à precipitação de carbonetos de cromo, uma vez que a previsão da composição química da ZF mostra um valor de delta negativo para a relação de estabilização, principalmente, em função do maior teor de C do arame ER430Ti. Por último, observaram maiores quantidades de precipitados com menor tamanho quando do uso do ER430LNb. Este fato pode ser explicado pelo menor teor de titânio nesta zona fundida o que reduz a temperatura de precipitação e a probabilidade de formação de TiN.

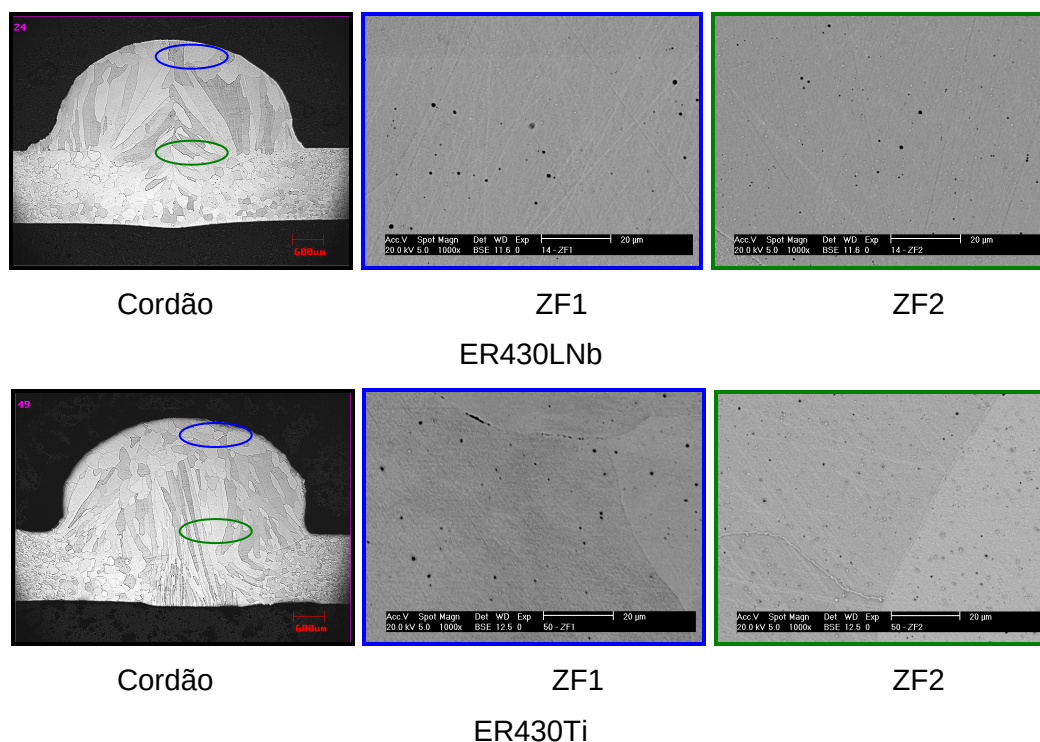


Figura 2.9. Comparação entre regiões de zonas fundidas, com gás de proteção Ar+2%O₂ (MADEIRA; MODENESI, 2008)

2.3.2. Metal de Adição

Normalmente os metais de adição utilizados nos processos de soldagem possuem uma composição química similar ao metal de base que se está soldando. Segundo Scotti (1991), desoxidantes ou outros elementos de liga são quase sempre adicionados ao metal de adição com o intuito de minimizar porosidades na solda ou para garantir propriedades mecânicas desejáveis na solda com gases de proteção ativos. Dentre os elementos desoxidantes, Pereira (2000) afirma que os mais frequentemente usados em eletrodos de aço são manganês, silício e alumínio e que o uso de desoxidantes em arames de enchimento varia de acordo com o gás e/ou condição usada. Além dos elementos desoxidantes, Karlsson (2005) afirma que os metais de adição de aço inoxidável ferrítico geralmente apresentam teores de cromo e molibdênio elevados para melhorar a resistência à corrosão além de, recentemente, o nitrogênio e até certo ponto o tungstênio, terem se tornado importantes elementos de liga para estes materiais.

Os aços inoxidáveis ferríticos eram soldados apenas com metais de adição austeníticos, principalmente para garantir uma qualidade adequada à solda. Modenesi (2001) afirma que em geral, quando se utiliza metais de adição com teores de carbono inferior a 0,03%, existe principalmente uma garantia de melhores resistências a corrosão intergranular e que metais de adição com adições de silício, principalmente no caso do

metal de adição ER308LSi, possibilita maior fluidez à poça, facilitando o processo de soldagem.

Renaudot et al. (2000) afirmam que a soldagem de aços inoxidáveis ferríticos com metais de adição também ferríticos minimiza as alterações metalúrgicas bruscas provocadas pelo cordão de solda austenítico e promove melhor compatibilidade metalúrgica entre metal base e o metal de solda, devido às menores diferenças de dilatação térmica e microestrutura. Os autores afirmam que o metal de adição ER409Nb vem sendo utilizado desde a década de 90 para a soldagem de aços inoxidáveis ferríticos de baixo teor de cromo. Testes realizados com esse arame apresentaram cordões de boa qualidade de forma, ductilidade e resistência à corrosão intergranular.

Os arames ferríticos podem conter diferentes elementos em sua composição química, tais como titânio, nióbio e alumínio, com o intuito de melhorar as propriedades mecânicas e de resistência à corrosão das juntas. Inui et al. (2003) testaram três tipos de metais de adição, não comerciais, de aço inoxidável ferrítico estabilizado, sendo um estabilizado apenas ao nióbio, o segundo ao nióbio e ao alumínio e o terceiro ao alumínio, titânio e nióbio, na soldagem de aços inoxidáveis ferríticos. Neste trabalho os autores observaram que a presença de alumínio, titânio e nitrogênio em quantidades adequadas são capazes de resultar uma zona fundida com grãos finos e, conseqüentemente, em melhores propriedades mecânicas.

Madeira (2007), comparando os resultados dos arames ER430Ti e ER430LNb utilizando o gás de proteção $Ar+2\%O_2$, observou uma maior penetração com o uso do ER430Ti. Este fato foi observado para a mesma regulação da fonte de soldagem (tensão e velocidade de alimentação) e maiores correntes foram necessárias para a mesma taxa de fusão quando comparado com o outro arame.

Resende (2007), comparando os cordões de solda obtidos com os arames ER430Ti e ER430LNb. Notou que a aparência dos realizados com o ER430Ti foram bastante inferiores, com menores molhabilidade e qualidade superficial. Este fato foi atribuído, como o principal efeito, a rugosidade superficial do arame ER439Ti, que resultou em alimentação do arame eletrodo de forma irregular. O autor mediu ainda os valores de resistividade elétrica utilizando métodos a frio (aramé é ligado a uma fonte de energia e, por meio de multímetros, os valores de corrente e tensão foram medidos) e a quente (passa-se uma corrente, de cerca de 30 A em um comprimento de arame de 15 cm preso entre dois blocos de cobre, o arame se aquecia até a sua ruptura a quente, sendo os valores da corrente e tensão monitorados com um sistema digital de aquisição). De forma comparativa, constatou-se que o metal de adição ER430Ti possui valores mais baixos de resistividade elétrica em relação aos arames ER308LSi e ER430LNb, que apresentaram valores muito parecidos.

Análises na transferência por curto-circuito para o metal de adição ER430Ti em comparação com o ER430LNb também foi realizada por Ferreira Filho (2007), que observou instabilidades na transferência metálica por curto-circuito com o metal de adição estabilizado a base de titânio e relacionou esta instabilidade à influência deste elemento nas tensões superficiais entre o arame e a gota durante a transferência metálica.

2.3.3. Gás de proteção

O processo MIG/MAG requer um gás de proteção para prevenir oxidações do metal no arco de soldagem. O gás de proteção afeta não somente as propriedades da solda, mas determina também a forma e penetração do cordão de solda, além do índice residual de hidrogênio, de nitrogênio e de oxigênio dissolvidos no metal da solda, podendo também adicionar elementos como o carbono, devido à composição do gás (LIAO; CHEN, 1998).

A interação das ações química e física do gás de proteção afeta as propriedades do arco e da solda e determina sua forma e padrão de penetração, além da quantidade de respingos gerados e geração de fumaça e fumos (LYTTLE; STAPON, 1990 e URMSTON, 1996). Norrish (1992) afirma que a função secundária do gás de proteção inclui o controle da geometria do cordão de solda e das propriedades mecânicas.

Além disso, a composição do gás influencia a velocidade de soldagem (pela alteração na transferência de calor, no formato do arco e na transferência metálica), o custo de limpeza e manutenção do equipamento de soldagem (pela variação da geração de respingos e fumos) e, como resultado, o custo de soldagem (PEREIRA, 2000).

Pequenas variações na composição da mistura de gás têm um efeito relativamente pequeno na taxa de fusão do arame em comparação com sua influência nas características de transferência arco/metálica e no comportamento da poça de solda. Nem sempre é possível especificar, com precisão, faixas de composições para misturas de gases para materiais ou aplicações específicas (LUCAS, 1992).

A seleção de um gás de proteção é usualmente feita com base em custos e qualidade. O uso de um gás mais caro é muitas vezes justificado, contanto que um aumento significativo de efeitos benéficos seja obtido, isto é, uma maior taxa de deposição ou a redução da necessidade de reparos de soldagem (BENNETT, 1989).

Pierre (1987) e Lyttle; Stapon (1990) sintetizam os fatores que governam a seleção de gases de proteção para MIG/MAG. Entre eles estão o material de base a ser soldado, o tipo de transferência metálica desejado, o diâmetro do eletrodo e o tipo e posição de soldagem. Além disso, deve-se considerar o seu efeito na eficiência de proteção, na qualidade do metal de solda depositado, na forma da penetração, na estabilidade do arco, na geometria do cordão de solda e nas propriedades mecânicas da solda.

Para obter um gás de proteção que seja adequado para uma aplicação específica, uma mistura de gases geralmente é necessária. Cada gás básico contribui com determinadas propriedades para o desempenho global da mistura (SCOTTI, 1991).

Na soldagem MIG/MAG dos aços inoxidáveis, é comum o uso de argônio com um ou dois por cento de um elemento oxidante (oxigênio ou gás carbônico) para obter uma adequada estabilização do arco e da transferência metálica. O oxigênio é considerado duas a três vezes mais efetivo que o dióxido de carbono em relação à estabilização do arco, sendo a quantidade mínima que deve ser adicionada no gás de proteção é de 5% de CO_2 ou 2% de O_2 . O tamanho da gota é diminuído e o número de gotas transferidas por unidade de tempo aumenta com o aumento da quantidade de oxigênio no gás de proteção. O oxigênio reduz a tensão superficial do cordão de solda fundido, proporcionando melhor molhamento do cordão e maiores velocidades de soldagem. Pequenas adições de CO_2 funcionam de maneira similar. (STENBACKA; PERSSON, 1992).

Soldagem com argônio puro, hélio puro ou com misturas destes resulta em um arco instável. Isso ocorre porque a emissão de elétrons tem lugar a partir de áreas contendo óxidos. Quando a emissão ocorre, o óxido é rompido e o arco salta para outra área contendo óxidos, resultando em um desvio do arco. Desta forma, é necessária a adição de pequenas quantidades de oxigênio ou dióxido de carbono ao gás para construírem-se continuamente áreas próximas ao arco contendo óxidos às quais, desta maneira, têm um efeito estabilizador ao arco (STENBACKA; PERSSON, 1992). Como o arame está geralmente na polaridade positiva em MIG/MAG, o oxigênio é requerido para regenerar a camada de óxido necessária para estabilizar as raízes catódicas na superfície do material sendo soldado (BENNETT, 1989 e LUCAS, 1992).

A adição de oxigênio ou dióxido de carbono, também reduz a tensão superficial da gota fundida na qual se estabiliza o arco quando se solda no modo goticular. A umectação do metal base é, também, melhor se comparada com argônio puro, por exemplo, o ângulo de contato entre a solda e o metal base torna-se menos pronunciado. A desvantagem do oxigênio e dióxido de carbono é a de que eles produzem uma superfície de solda oxidada, resultando em perda de elementos de liga, quando o material passa através do arco (perda por oxidação). A característica oxidante do arco depende das porcentagens de oxigênio e dióxido de carbono. Outra desvantagem do dióxido de carbono, no gás de proteção, é a inclusão de carbono no metal depositado (STENBACKA; PERSSON, 1992). Adições progressivas de dióxido de carbono em argônio puro proporcionam um balanço de deslocamento de goticular puro para um modo de transferência globular (VAIDYA, 2002).

Misturas com maiores níveis de dióxido de carbono podem ser usadas para transferência por curto-circuito, comumente argônio mais 20 ou 25% de CO_2 . Porém,

Stenbacka; Persson (1989) mostram que mais que 15% de CO_2 no gás de proteção desestabiliza a transferência metálica e aumenta a quantidade de respingos. Souza (2010) observou para o aço carbono que gases de proteção à base de argônio com teores de CO_2 variando entre 8 a 25% exigem que a região de estabilidade operacional de transferência por curto-circuito trabalhe com maiores valores de tensão de soldagem (arcos com aproximadamente mesmo comprimento), efeito mais pronunciado quando se altera de 15 para 25%.

Baixo; Dutra (2009) estudaram a estabilidade da transferência metálica e a molhabilidade dos cordões de solda na soldagem de um metal de adição de aço inoxidável duplex utilizando os gases de proteção argônio e misturas de argônio com dióxido de carbono ou oxigênio, além de outras misturas. Os autores não observaram alterações significativas em termos de estabilidade, independente do gás de proteção utilizado no modo de transferência por curto-circuito (com exceção quando se utilizou $\text{Ar}+25\%\text{O}_2$, que teve uma menor estabilidade), mas observaram uma menor molhabilidade quando se utilizou somente o argônio.

Segundo Pereira (2000), a mistura gasosa $\text{Ar}+2\%\text{O}_2$ recomendada para o arame E410NiMo acarreta cordões com baixa molhabilidade, o que favorece o aparecimento de defeitos na solda multipasses. Além disso, o uso de atmosferas contendo CO_2 deveria ser descartado, pois um acréscimo do teor de C no metal de solda poderia ocasionar aumento de dureza, o que reduziria sua tenacidade.

Cedré et al. (2006) analisando a influência do aumento de oxigênio em mistura no gás de proteção propuseram que o aumento da quantidade de oxigênio na mistura, e portanto o aumento do mesmo na atmosfera do arco provoca uma diminuição da tensão superficial nas gotas de metal que se estão transferindo, o que propicia um mais fácil desprendimento da gota. O mesmo fato foi observado por Jönsson et al. (1995).

Um incremento na proporção de elementos oxidantes no gás de proteção aumenta as perdas de manganês, cromo, nióbio. As perdas por oxidação podem ser de 0,3% para manganês e cromo e cerca de 0,1% para silício e nióbio, quando o teor de oxigênio no gás é menor que 30% (STRASSBURG, 1976).

O dióxido de carbono no gás de proteção resulta na inclusão de carbono, bem como, uma oxidação do metal depositado. Uma desvantagem da inclusão de carbono é que o teor de ferrita no metal depositado pode decrescer, uma vez que o carbono é forte formador de austenita. Isto pode ter um efeito negativo na resistência às trincas de solidificação do metal depositado, bem como não conseguir atingir os valores de ferrita especificados (LUNDQVIST, 1980). Liao; Chen (1998) detectaram no modo de transferência por curto-

circuito que a taxa de respingos aumenta com o aumento de dióxido de carbono contido em misturas de argônio com dióxido de carbono, sendo que o mesmo ocorre para o oxigênio.

Mohandas et al. (1999) realizaram em seu trabalho uma comparação soldando o aço inoxidável ferrítico ER430 pelo processo MIG utilizando argônio puro e uma mistura de argônio com 2% de oxigênio como gás de purga, quando observaram um aumento da quantidade de austenita retida, que poderia ser devido à combinação do cromo com o oxigênio.

Liao; Chen (1998) avaliaram as propriedades mecânicas, assim como as microestruturas, com a variação do gás de proteção (misturas de argônio com oxigênio e/ou dióxido de carbono) também para aços inoxidáveis austeníticos, onde observaram que com o aumento do potencial de oxidação do gás de proteção ocorre uma redução da tenacidade à temperatura ambiente (energia absorvida no ensaio de impacto) devido as maiores frações volumétricas das inclusões e da ferrita δ presentes no material. Observaram também que o aumento de adições de dióxido de carbono no gás de proteção acarretou em uma diminuição no número de ferrita devido ao aumento da quantidade de carbono depositado na solda, uma vez que este elemento é gamagênico.

Ferreira Filho (2007) observou, comparando a soldabilidade de aços inoxidáveis ferríticos sem e com estabilização (ER430, ER430Ti e ER430LNb), que na zona fundida dos metais de adição sem estabilização se forma uma rede de martensita no contorno de grão quando se utilizam pequenas porcentagens de dióxido de carbono no gás de proteção, quando soldado no modo de transferência por curto-circuito. Com o metal de adição estabilizado com titânio, ocorreu a formação de martensita com a utilização de uma porcentagem acima de 4% de dióxido de carbono, provavelmente devido a baixa quantidade de titânio em relação ao alto percentual de carbono (estabilização inadequada) do arame. Porém, para o metal de adição estabilizado ao nióbio não ocorreu formação de martensita para gases de proteção contendo até 8% de dióxido de carbono. Cardoso et al. (2003) similarmente realizaram deposições sobre chapas de aço carbono de quatro camadas de soldas realizadas com o metal de adição E410NiMo, utilizando os gases de proteção Ar+8%CO₂, Ar+20%CO₂ e CO₂ puro e também observou que o teor de C aumentou diretamente com a quantidade de CO₂ no gás de proteção.

2.4. Corrosão intergranular dos aços inoxidáveis ferríticos soldados e seus métodos de detecção

A sensitização dos aços inoxidáveis é a propensão à corrosão localizada em contornos de grão. Segundo Davis (1994), esta sensitização pode ocorrer devido à precipitação de carbonetos de cromo em contornos de grão, que formam uma região empobrecida em cromo, a qual pode ser susceptível à corrosão. Kou (2003) apresenta esquematicamente um contorno de grão sensitizado (Figura 2.10), onde a linha preta representa os contornos de grão, os círculos pretos os carbonetos de cromo precipitados e as partes brancas, próximas aos contornos de grão são regiões empobrecidas em cromo, que se tornam susceptíveis à corrosão.

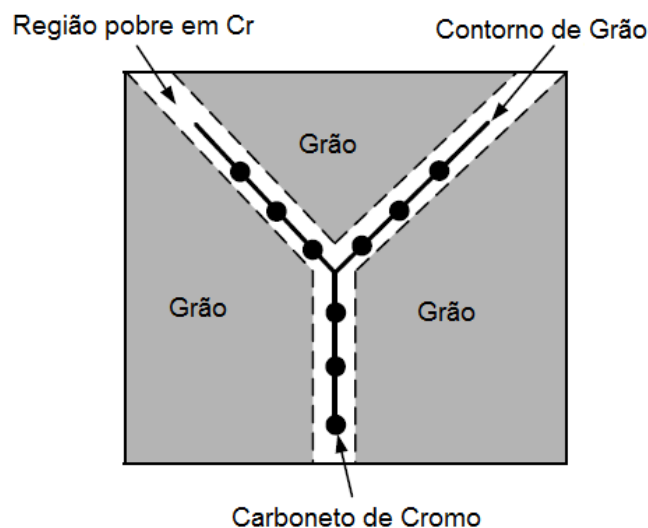


Figura 2.10. Representação esquemática do contorno de grão sensitizado de um aço inoxidável (KOU, 2003)

Sedriks (1996) observou que a corrosão intergranular pode ocorrer tanto nos aços austeníticos quanto nos ferríticos, mas a temperaturas e tempos muito mais baixos para os aços inoxidáveis ferríticos, conforme mostra a Figura 2.11. Segundo o autor isto ocorre devido à solubilidade de carbono e/ou nitrogênio na austenita ser muito maior que na ferrita em menores temperaturas.

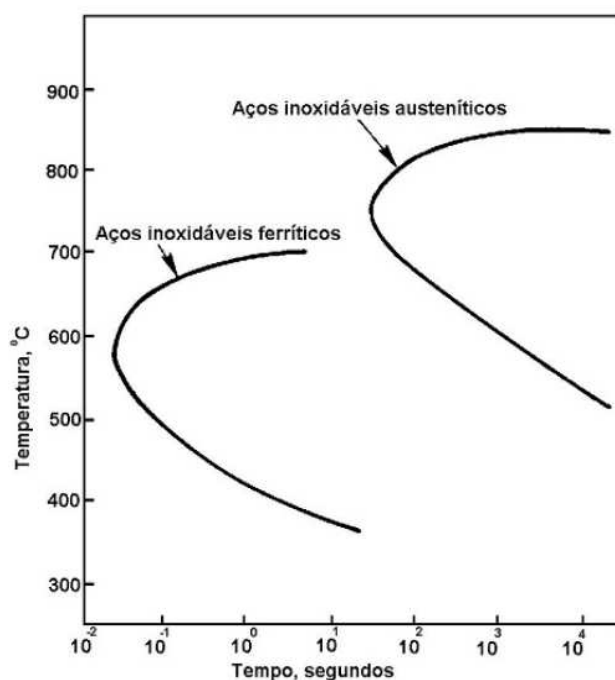


Figura 2.11. Comparação das temperaturas de sensibilidade para os dois principais tipos de aços inoxidáveis (SEDRIKS, 1996)

Uma vez que a solubilidade de carbono na ferrita em temperaturas inferiores a 700°C é muito baixa, nenhum tratamento térmico com temperatura de aquecimento abaixo deste valor pode evitar a solubilização de carbonetos e nitretos. A partir de 750°C, a solubilidade de precipitados na matriz é alta o suficiente para colocar uma quantidade considerável de carbono e nitrogênio em solução. No resfriamento ocorre diminuição da solubilidade, o que resulta em precipitação de carbonetos e nitretos contendo uma elevada fração de cromo. Se o resfriamento é moderadamente rápido, este causa um empobrecimento de cromo da matriz, na região adjacente aos precipitados e, desta maneira, torna a mesma susceptível à corrosão. O modo mais efetivo de eliminar a sensibilidade dos aços inoxidáveis ferríticos é recozê-los em aproximadamente 800°C e resfriá-lo lentamente através da faixa de temperatura 700-500°C, o que permite a difusão de cromo para as regiões empobrecidas (LEE et al., 1999).

Segundo Zezulova; Protiva (1976), a corrosão intergranular é minimizada quando se realiza uma estabilização do aço inoxidável ferrítico com o nióbio com concentração superior a oito vezes a quantidade de carbono e nitrogênio. Já para o titânio basta que este tenha uma concentração seis vezes superior a do carbono e nitrogênio no material. Cunto (2005) afirma que adições de molibdênio ou aumento nos teores de cromo permitem obter aços inoxidáveis ferríticos com melhor resistência à corrosão.

Dentre os métodos de medição da sensitização em um material, destaca-se o ataque eletrolítico em solução de cristais de ácido oxálico a 10 %, com o objetivo de auxiliar na posterior classificação das microestruturas observadas (de forma qualitativa) que Majidi; Streicher (1986) classifica como “step” (Figura 2.12-a) quando as estruturas possuem limites de contornos de grãos não envolvidos por carboneto de cromo, “dual” (Figura 2.12-b) quando as estruturas possuem alguns contornos com “ditches”, somado a “steps”, mas sem nenhum grão completamente contornado por carbonetos de cromo, ou “ditch” (Figura 2.13-c) as estruturas que possuem um ou mais grãos completamente envolvidos por carboneto de cromo.

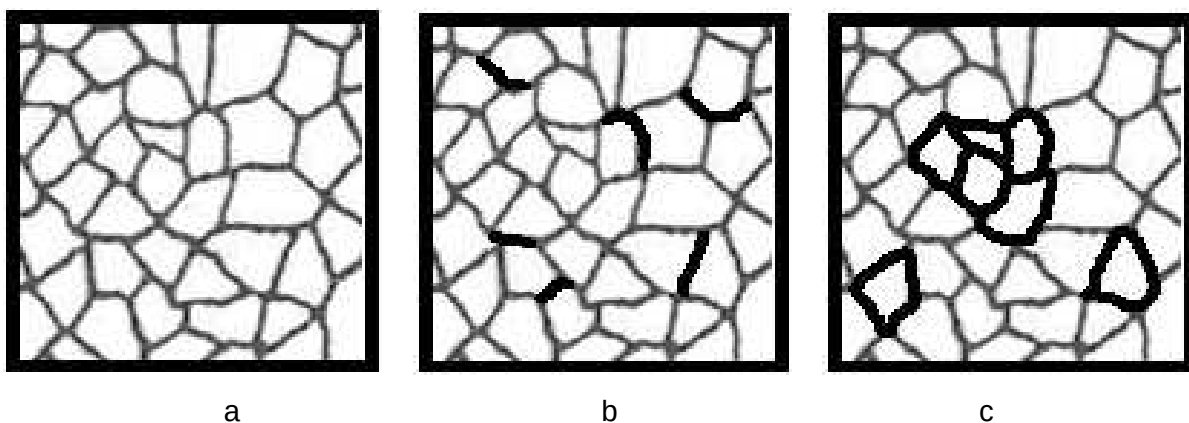


Figura 2.12. Representação esquemática das estruturas (a) step, (b) dual e (c) ditch que podem ocorrer com o ataque eletrolítico em solução de cristais de ácido oxálico a 10 %, onde as partes escuras próximas aos grãos representam as regiões que sofreram corrosão intergranular

Com o ensaio DL-EPR (*Double Loop Electrochemical Potentionkinetic Reactivation*) consegue-se avaliar quantitativamente a suscetibilidade da junta soldada ao ataque intergranular. O método é baseado na estabilidade de um estado passivo que depende do cromo contido na solução sólida, detectando assim a principal causa da corrosão intergranular, ou seja, o empobrecimento de cromo na matriz, que ocorre através da precipitação de complexos carbonetos de cromo. O resultado deste ensaio, conforme se observa na Figura 2.13, é apresentado na forma de duas curvas levantadas em um gráfico. Uma curva é referente à polarização anódica (I_a) e a outra à polarização reversa (I_r). Os picos de cada curva correspondem aos valores máximos de corrente (I) alcançados. A razão I_a/I_r determina o nível de sensitização que ocorreu no material (SILVA et al., 2005).

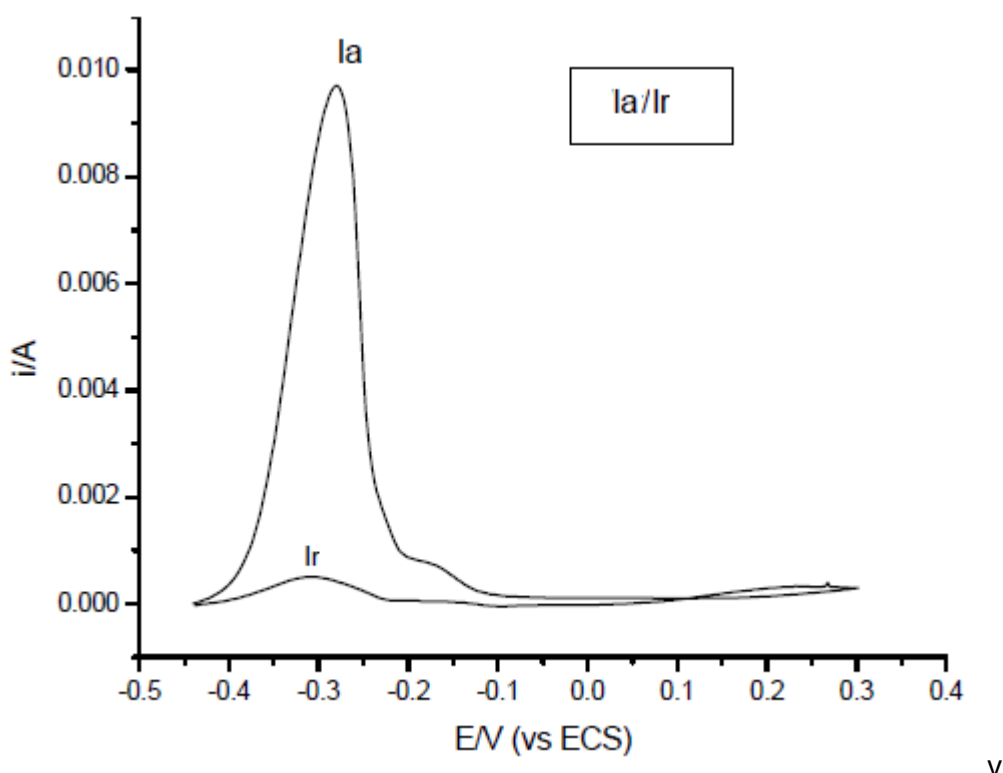


Figura 2.13. Representação gráfica do ensaio DL-EPR formado pelas curvas de polarização anódica (Ia) e de polarização reversa (Ir), apresentando o nível de sensitização que ocorreu no material (Ia/Ir) (SILVA et al., 2005)

Segundo Majidi; Streicher (1986), para materiais austeníticos com tamanho de grão ASTM em torno de 3,5 as taxas de corrente (Ia/Ir) com valores menores que 0,001 correspondem à estrutura “step” isentas de precipitação. Taxas entre 0,001 e 0,05 indicam uma estrutura do tipo “dual”, na qual alguns precipitados são observados, mas não circundam completamente o grão. Taxas maiores que 0,05 correspondem a uma estrutura “ditches”, com os grãos completamente circundados por carbonetos de cromo. Contudo, segundo Silva et al. (2005), estas relações para os aços inoxidáveis ferríticos geraram discrepâncias quando comparadas com as estruturas obtidas. Kim et al. (2009) avaliando a corrosão intergranular do aço inoxidável ferrítico estabilizado ao titânio 409L (metal de base) aplicado em sistemas de exaustores automotivos pelo ensaio DL-EPR, observaram que valores acima de 0,3 para a relação (Ia/Ir) ocorriam corrosões significativas para o material, devido a perda de cromo no contornos de grão causada pela segregação do cromo nas proximidades dos carbonetos de cromo formados.

Greeff; Toit (2006) estudaram a susceptibilidade do aço inoxidável ferrítico com 11-12% de cromo, não estabilizado, à sensitização após a soldagem com dois níveis de aporte térmico. Observaram que, para maiores aportes térmicos, ocorre a formação de austenitas

na ZTA, que durante o resfriamento pode auxiliar na diminuição da sensitização uma vez se transformaram em martensita, absorvendo maior quantidade de carbono, diminuindo, portanto, a formação de carbonetos. Observaram ainda que velocidades de soldagem excessivas, para este material, podem aumentar a sensitização quando se solda com baixo aporte térmico uma vez que não formará martensita.

Lima (2007) estudou metodologias de avaliação da corrosão do aço inoxidável ferrítico AISI 439 soldado com um metal de adição austenítico por meio de um ataque eletrolítico com ácido oxálico e pelo ensaio DL-EPR. O autor observou que o metal de base não apresentou sensitização, sendo que foi observada esta sensitização na zona termicamente afetada tanto para baixos (88,9 kJ), quanto para maiores valores (252 kJ) de aporte térmico. Para confirmar estes dados, realizou-se o ensaio DL-EPR, obtendo-se uma relação I_a/I_r de 0,44 para o metal de base, 1,08 para a zona termicamente afetada de menor aporte térmico e 1,44 para a de maior aporte térmico. Logo, o autor obteve valores contrários aos observados por Greeff; Toit (2006), que pode estar relacionado à dupla estabilização presente no AISI 439.

Em seu trabalho, Cunto (2005) estudou comparativamente a resistência a corrosão localizada dos aços inoxidáveis ferríticos AISI 434, 436 e 439. A observação da superfície do aço AISI 434, após ensaios de imersão, indicaram a presença de ataque intergranular. Este resultado mostrou o efeito benéfico da adição dos estabilizadores Ti e Nb na resistência à corrosão intergranular dos aços ferríticos.

Moreira (2009) soldando o aço inoxidável ferrítico UNS43932 com arame tubular bi-estabilizado ao nióbio e titânio com o gás de proteção $Ar+2\%O_2$ observou que a microestrutura não apresentou diferenças importantes em relação à do metal base, exceto um aumento do tamanho de grão, não observando ainda a sensitização dos cordões de solda, verificando que a estabilização foi adequada para as condições estudadas.

Adições de nióbio no metal de base, entre 0,61 a 0,93%, foram analisadas por Bond; Lislovz (1969) que verificaram uma resistência à corrosão intergranular aceitável, mesmo para amostras na condição soldada. Para o ensaio de ebulição em ácido nítrico 65%, foi mostrado que amostras soldadas contendo 0,61% ou mais de nióbio foram altamente resistentes à corrosão. Para um teor de nióbio de 0,93%, este material apresentou uma discreta suscetibilidade à corrosão intergranular.

Casteletti et. al. (2008) realizaram testes de corrosão em aços inoxidáveis ferríticos e observaram que o material que não possuiu uma estabilização adequada ao nióbio tornou-se mais susceptível que os demais aços inoxidáveis estudados.

Bond; Lislovz (1969) analisaram o efeito da adição de Ti e verificaram que adições de titânio maiores que 0,47% no metal de base preveniram completamente a corrosão

intergranular após tratamento térmico. Para ligas contendo mais que 1,2% Ti, estes aços apresentaram-se frágeis depois de tratamento a 800°C. Verificaram que esta fragilização pode ter ocorrido pela formação de fase sigma ou outra segunda fase frágil.

Madeira (2007) realizou ensaios para avaliar a sensitização na zona fundida de corpos de prova soldados com o metal de adição ER430Ti por meio de um ataque eletrolítico com ácido oxálico, seguido de uma análise microestrutural. O autor realizou este ensaio buscando confirmar a presença de carbonetos de cromo nos contornos de grãos, devido à ocorrência das precipitações e ao seu tamanho reduzido, que não puderam ser identificados com precisão pelo EDS. A Figura 2.14 apresenta as metalografias dos corpos de prova, onde nota-se que a ZF obtida com Ar+2%O₂ apresentou menores indícios de sensitização, ficando localizado somente nas laterais da ZF, ao passo que quando se soldou com o gás de proteção Ar2%N₂3%CO₂ o ataque é generalizado. O ataque nas regiões adjacentes ao contorno de grão significa que os precipitados presentes nos contornos de grão analisados têm alto teor de cromo, fazendo com que as regiões adjacentes aos mesmos tenham menor teor deste elemento ficando susceptíveis ao ataque pelo ácido oxálico. Esta maior sensitização com o gás de proteção Ar2%N₂3%CO₂ ocorreu, devido à introdução de uma maior quantidade de elementos intersticiais (nitrogênio e carbono) presentes no gás de proteção.

Os aços estabilizados ao titânio quando aquecidos a alta temperatura e depois resfriados rapidamente podem apresentar sensitização. Uma explicação para este fenômeno é que os precipitados do tipo *TiC* se dissolvem e durante o resfriamento rápido não há tempo suficiente para que o carbono seja reincorporado aos precipitados. Este carbono poderá formar carbonetos de cromo do tipo Cr₂₃C₆, levando à sensitização. Além disso, a situação pode ser agravada pela incorporação, durante a reprecipitação, de cromo aos precipitados do tipo M(C,N) (GORDON; BENNEKOM, 1996). Este fenômeno poderá ocorrer no resfriamento pós-soldagem devido às altas taxas de resfriamento impostas.

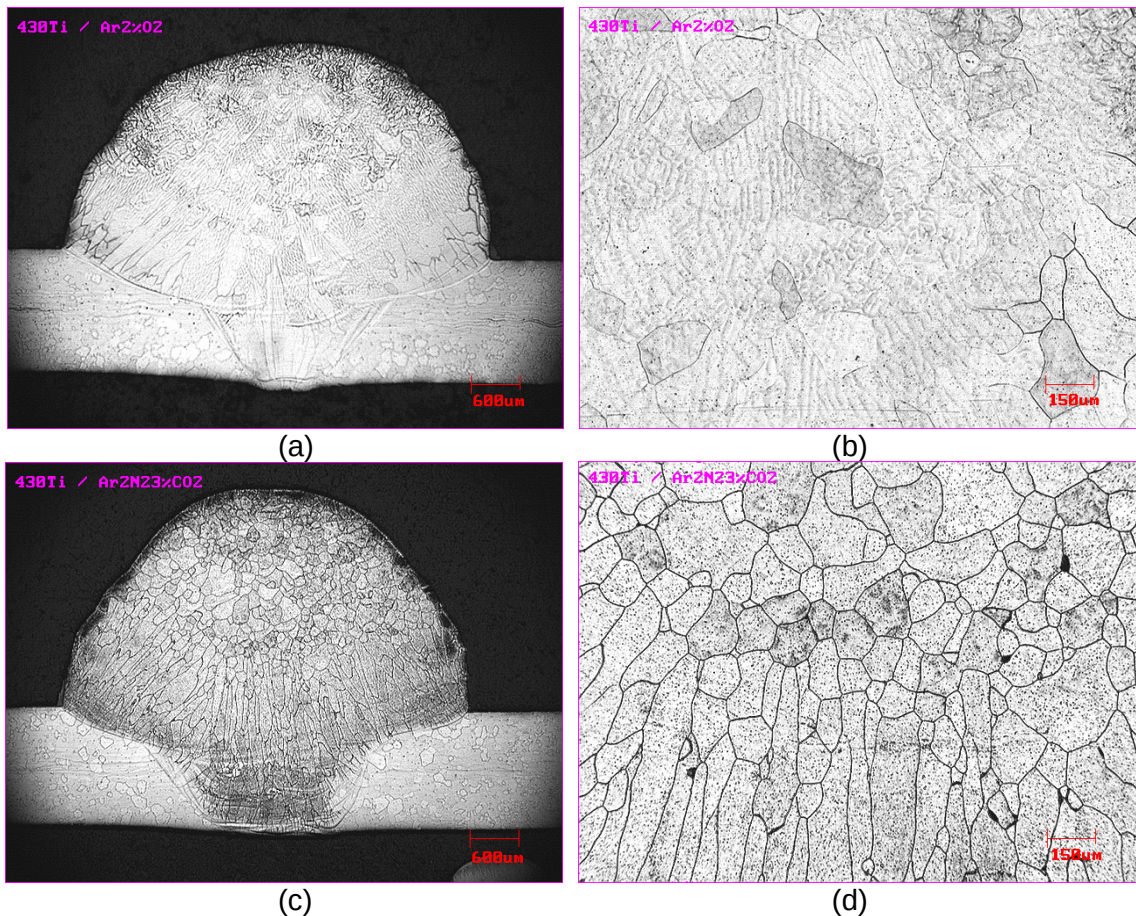


Figura 2.14. Zona fundida do 430Ti, ataque oxálico : (a) e (b) 430Ti e Ar2%O₂; (c) e (d) 430Ti e Ar2%N₂3%CO₂ (MADEIRA, 2007)

2.5 Ensaios Mecânicos aplicados à estruturas soldadas

Segundo a AWS (1991), todos os tipos de estruturas soldadas devem possuir as propriedades necessárias para que desempenhem a determinada função. Para garantir que as juntas soldadas desempenharão bem a função determinada, torna-se necessário a realização de testes para que as propriedades sejam verificadas. Indica ainda que o ideal seria observar a estrutura nas condições de trabalho, mas realizar testes nestas condições é caro e de difícil realização. Então, testes normalizados e procedimentos para estes testes são utilizados para avaliar se um material pode ou não ser utilizado em um dado procedimento. Os testes geralmente utilizados são os testes de tração, dobramento, charpy e para materiais de menor espessura que podem sofrer uma conformação posterior, usa-se também ensaios de embutimento (Erichsen ou Olsen).

Ainda segundo a AWS (1991), o teste de tração, com corpos de prova soldados na transversal, é um pouco mais complexo devido à estrutura da solda ser heterogênea, tendo

as três regiões típicas de uma solda ZF, ZTA e MB. Para obter as propriedades desejadas adequadamente o ensaio de tração pode ser realizado com todo metal de solda (para determinar as propriedades de tensão do metal de solda), com teste de solda transversal (comumente utilizado para qualificar procedimentos) e teste de solda longitudinal (somente a tensão de ruptura é geralmente medida).

Yasuda et al. (1984) citam que para ensaios de tração a ruptura do corpo de prova pode ocorrer no metal base ou na região da solda. No caso de aços inoxidáveis ferríticos, que têm baixo coeficiente de encruamento, a ruptura ocorrerá quase sempre no metal base, a não ser que a fragilidade da junta soldada seja muito grande.

O teste de dobramento guiado é o mais utilizado em qualificações de procedimentos e de soldadores. Em testes de qualificação a espessura do corpo de prova e o diâmetro do dobrador são selecionados baseados na ductilidade e espessura do material do corpo de prova (AWS, 1991).

A seguir será discutido em um tópico isolado o ensaio de embutimento por este não ser um ensaio comum, necessitando, portanto, uma discussão com maiores detalhes de como é realizado e suas aplicações em análises de juntas soldadas.

2.5.1. Ensaio de Embutimento

O ensaio de embutimento é importante na soldagem como complemento do teste de tração realizado em corpos de prova transversais, uma vez que geralmente a fratura neste tipo de corpo de prova acontece no metal de base. Utilizando o ensaio Ericksen, em corpos de prova soldados, pode-se então observar como ocorrerá a fratura na solda, e a energia necessária para tal, como foi realizado por Madeira; Modenesi (2010).

Segundo Madeira (2007), o ensaio de embutimento consiste no deslocamento de um punção de ponta esférica forçando uma chapa, presa por um prensa-chapas, até que a mesma sofra estricção e/ou ruptura. Os resultados deste ensaio são deslocamento do punção “h” e carga “F” (conforme Figura 2.16b) no momento em que o material tem uma perda mais acentuada de espessura (estricção ou ruptura). Este ensaio tem sido utilizado na avaliação de juntas soldadas para aços de menor espessura (até $2 \cdot 10^{-3}$ m).

Existem inúmeros ensaios para a avaliação do embutimento, a maioria deles não padronizada. Dentre os normalizados, destacam-se o ensaio Erichsen (mais utilizado na Europa e Japão), que consiste em esticar um corpo de prova em forma de disco até o surgimento de uma ruptura incipiente, medindo-se então a profundidade do copo assim formado.

O disco de chapa é inicialmente fixado entre a matriz e o anel de sujeição com carga de 9.807 N. O estampo tem formato esférico com diâmetro de 2.10^{-2} m. A cabeça do estampo é lubrificada. A Figura 2.15 apresenta um desenho esquemático do ensaio.

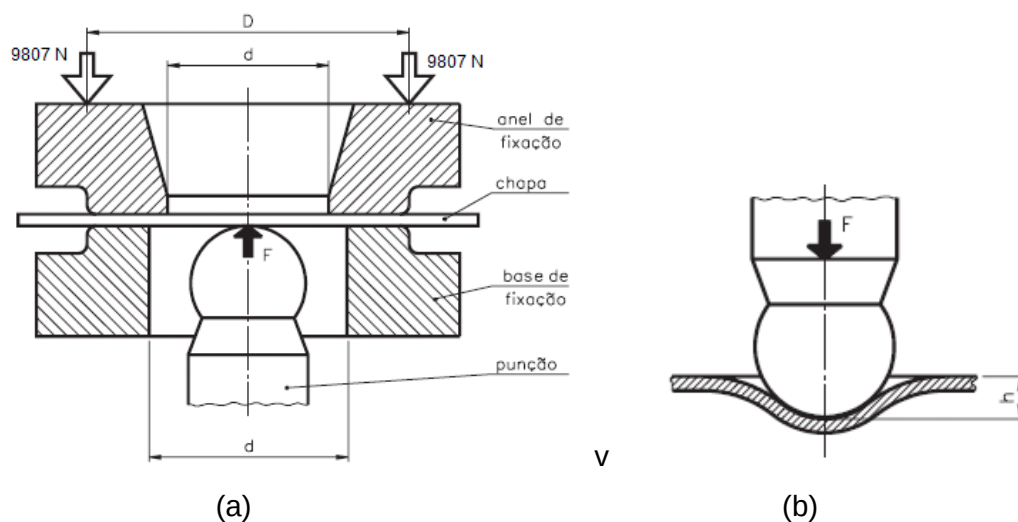


Figura 2.15. Configuração do ensaio Erichsen (a) corte transversal da prensa e (b) altura “h” e força “F”, as saídas do ensaio (MADEIRA, 2007)

Outro ensaio de embutimento padronizado e muito utilizado (principalmente nos Estados Unidos) é o Olsen, que difere do Erichsen apenas quanto às dimensões do estampo que tem cabeça esférica com 22 mm (7/8 pol) de diâmetro. O corpo de prova tem forma de disco e é fixado entre matrizes em forma de anel com 25 mm (1 pol) de diâmetro interno. Da mesma forma que no ensaio Erichsen, durante o teste são medidas continuamente a carga e o índice de ductilidade (ou índice de embutimento) é dado pela altura do copo, mas em milésimos de polegada, no momento em que a carga começa a cair.

Yasuda et al. (1984) realizaram testes comparando o efeito do tipo de lubrificação nos valores Erichsen e os resultados encontrados mostraram que com a utilização de graxa grafitizada os valores Erichsen obtidos para o material soldado (SUS 304 soldado a laser) estavam no mesmo patamar dos valores obtidos para o metal base, independentemente, da relação entre largura do cordão e espessura da chapa. Já com o uso de polietileno como lubrificante, os valores Erichsen obtidos para a junta soldada foram menores que os valores para o metal base na mesma condição. Além disso, para valores da relação largura da junta soldada pela espessura da chapa menores que quatro, os resultados foram superiores aos valores dos corpos de prova ensaiados com graxa. No entanto, para valores superiores a quatro, houve uma forte queda dos valores Erichsen ensaiados com polietileno (Figura 2.16). Os autores afirmam ainda que a utilização de polietileno como lubrificante reduz o atrito e faz com que a parte central do corpo de prova também se deforme. Assim, a queda

nos valores Erichsen para juntas soldadas mais largas deve-se a maior participação da zona fundida na área que recebe deformação.

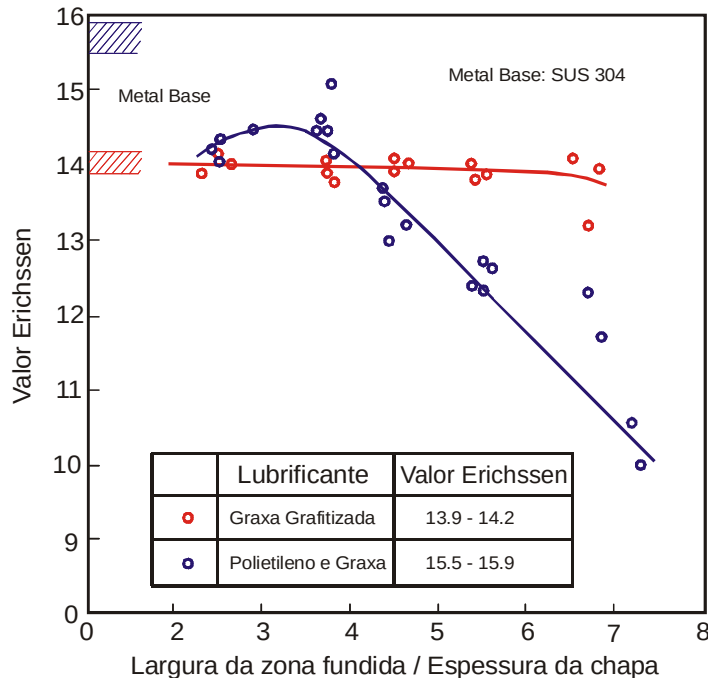


Figura 2.16. Valores Erichsen para o aço austenítico SUS 304 com lubrificação com polietileno e graxa de grafite (YASUDA et al., 1984)

Madeira; Modenesi (2010) ensaiaram corpos de prova de aço inoxidável ferrítico soldados com quatro energias de soldagem e observaram (Figura 2.17) que os deslocamentos são um pouco maiores para os corpos de prova ensaiados com graxa em relação aos ensaiados com polietileno. Segundo o autor a explicação para tal fato vem da menor participação do metal base na deformação quando da utilização do polietileno como lubrificante. Outro dado relevante é que a variação da energia gerada pela fonte, desconsiderando o rendimento térmico, não levou a modificações significativas nos valores de deslocamento, apesar das grandes diferenças microestruturais, não sendo capaz, portanto, de quantificar a diferença de ductilidade existente entre as soldas de diferentes energias para o processo GMAW.

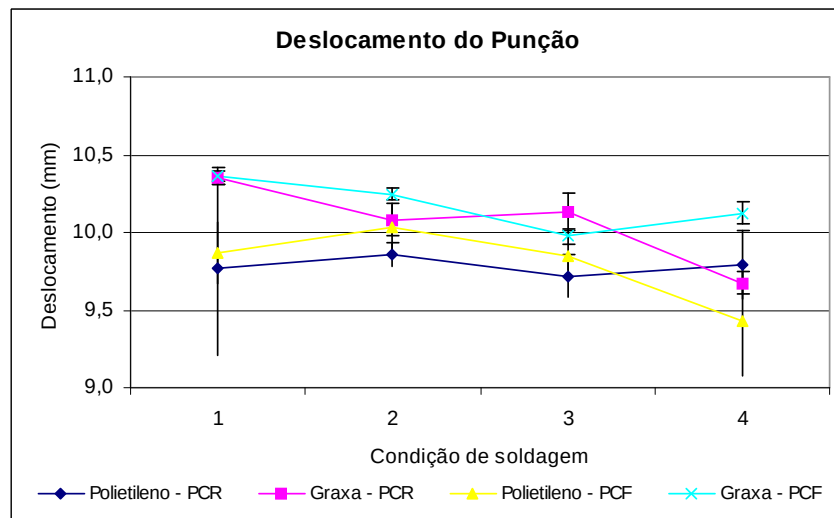


Figura 2.17. Comparativo entre o deslocamento do punção no ensaio Erichsen para quatro energias de soldagem utilizando graxa e polietileno (MADEIRA; MODENESI, 2010)

Chung et. al. (1999) utilizaram o ensaio Erichsen para a avaliação de juntas soldadas, no entanto, não explicitaram o tipo de lubrificação aplicada e classificaram as juntas sem levar em consideração a participação relativa do metal base e da zona fundida na área de deformação, não obtendo assim conclusões significativas. Já Washko; Grubb (1991) utilizaram valores do ensaio de embutimento "Olsen Cup" (similar ao Erichsen) levando em consideração somente o tipo de fratura encontrada.

Em seu trabalho Hunter; Eagar (1980) realizaram uma comparação por meio do teste de embutimento Olsen em chapas de 2 mm de aço inoxidável ferrítico bi-estabilizado ao titânio e nióbio e nas mesmas chapas soldadas pelo processo TIG com metal de adição, com o intuito de avaliar a ductibilidade do metal soldado. Observou-se uma redução para praticamente um terço o valor da amplitude estampada quando os testes foram realizados nas chapas soldadas. Segundo os autores estes resultados também foram observados por Sawhill; Bond (1976) e Redmond (1977) *apud* Hunter; Eagar (1980).

Ainda segundo Hunter; Eagar (1980) na busca do entendimento da causa de perda de ductilidade nas soldas de aços inoxidáveis ferríticos estabilizados com titânio, além daquela atribuída normalmente ao crescimento de grão, observaram que durante a soldagem, precipitados estáveis se decompunham durante a fusão e voltavam a se precipitar em forma mais fina, liberando nitrogênio no metal de solda. A combinação do cromo com o nitrogênio liberado da reação de decomposição propicia o surgimento de titânio livre, que pode ter um efeito de endurecimento.

Washko e Grubb (1991), em trabalho que analisou fraturas de aços estabilizados ao titânio, nióbio e bi-estabilizados, levantaram a hipótese de que a presença de titânio em

soldas minimiza a possibilidade de ocorrência de fratura frágil. Em aços estabilizados somente ao nióbio constatou-se que corpos de prova submetidos ao ensaio de estiramento Olsen Cup, tiveram fratura frágil iniciada devido à presença de constituintes originários de filmes líquidos formados a partir de óxidos e nitretos. A presença de titânio inibiria este tipo de ocorrência pelo fato deste elemento combinar-se com oxigênio e nitrogênio, formando óxidos e nitretos de titânio a temperaturas superiores à de fusão.

Madeira; Modenesi (2010) realizaram ainda testes Erichsen com lubrificação de polietileno e atuação do punção contra a raiz da solda em corpos de prova soldados sobre a chapa. Com exceção da condição de soldagem onde se utilizou metal de adição ER430Ti e gás de proteção Ar2%N₂3%CO₂, onde fragilizou-se a zona fundida resultando na ocorrência de fratura frágil na mesma e levando a deslocamentos bem inferiores, as demais condições apresentaram desempenho semelhante (Figura 2.18). Segundo os autores uma possível causa para esta fragilização seria os teores de C, N e Ti nesta ZF que promovem a precipitação em contorno de grão, que são responsáveis pela fragilização da junta soldada, além de poder levar à sensitização quando os precipitados em contorno de grãos são ricos em cromo.

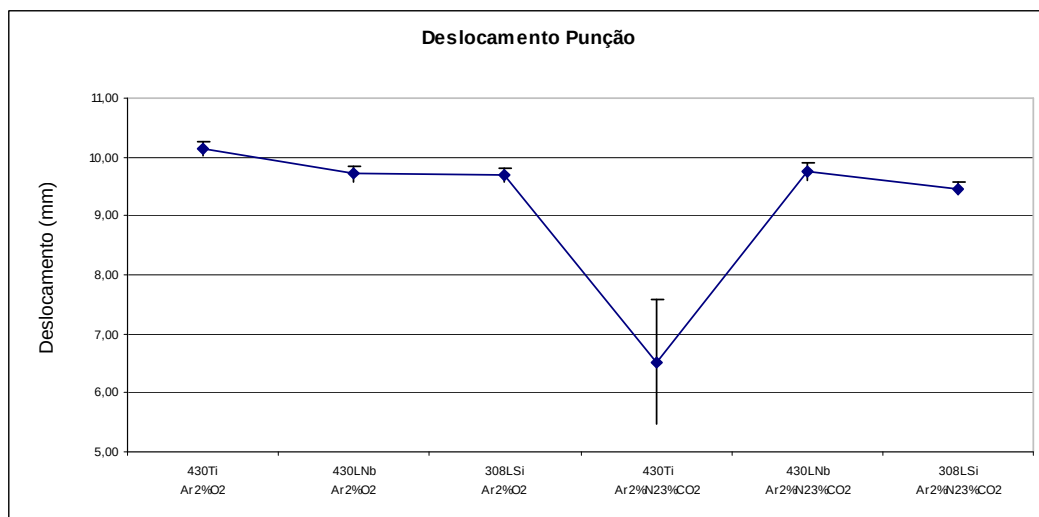


Figura 2.18. Deslocamento do punção em função da condição de soldagem utilizada (MADEIRA; MODENESI, 2010)

De um modo geral o melhor índice de embutimento dos corpos de prova soldados com metal de adição estabilizado ao nióbio está relacionado com o aumento da conformabilidade dos aços inoxidáveis com a adição de nióbio. Guida (2006) avaliando o coeficiente de anisotropia normal médio (r) verificou que a conformabilidade de um material pode ser melhorado modificando sua composição química. Afirma ainda que quanto maior

este coeficiente melhor será a conformabilidade de um aço inoxidável, e que a adição de nióbio, uma vez que refina e homogeniza o grão, melhora, portanto, o embutimento do material.

No mesmo sentido, Hiramatsu (2001) afirma que a adição de nióbio é uma das formas mais efetivas de melhorar o embutimento dos aços inoxidáveis ferríticos. A quantidade de nióbio necessária para tal está relacionada com os teores de carbono e nitrogênio. Na Figura 2.19 o autor apresenta uma relação entre o coeficiente de anisotropia médio (r-value) e a quantidade de nióbio contida em um aço inoxidável ferrítico, mostrando que, até 0,6 %, quanto maior o valor de nióbio melhor é o comportamento do aço com relação a sua embutimento, observando-se posteriormente uma queda.

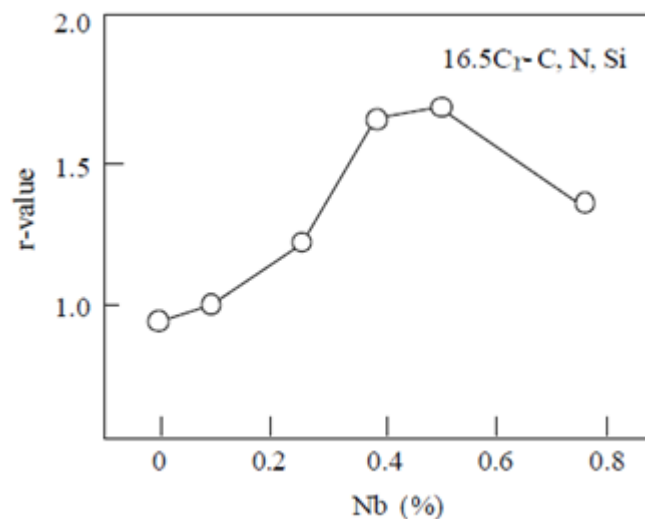


Figura 2.19. Gráfico do coeficiente de anisotropia médio (r-value) e a quantidade de nióbio contida em um aço inoxidável ferrítico (HIRAMATSU, 2001)

Em seu trabalho, Ferreira (2005), analisando o coeficiente de anisotropia normal médio (r-value), observou valores mais baixos quando houve um acréscimo de nióbio (entre outros elementos modificados) em um aço inoxidável ferrítico comercial, relacionando este fato provavelmente a menor intensidade de fibra paralela à superfície da chapa.

CAPÍTULO III

MATERIAIS, EQUIPAMENTOS E PROCEDIMENTO EXPERIMENTAL

Este capítulo visa apresentar a descrição dos consumíveis e equipamentos utilizados, além da metodologia aplicada no desenvolvimento deste trabalho, buscando auxiliar a compreensão dos capítulos seguintes.

3.1 Consumíveis

Os consumíveis utilizados neste trabalho foram basicamente dois tipos de chapas de aço inoxidável ferrítico, dois metais de adição de aço inoxidável ferrítico e um de aço inoxidável austenítico, além de cinco tipos (composições) de gás de proteção. A seguir são discutidos de forma mais detalhada cada um destes consumíveis.

3.1.1 Material de Base

Os materiais de base utilizados foram os aços inoxidáveis ferríticos UNS 43932 e AISI 441, ambos possuindo médio cromo, com pequenas diferenças na bi-estabilização ao nióbio e ao titânio. Estes materiais foram selecionados por serem amplamente utilizados tanto na parte quente (AISI 441), quanto na parte fria (UNS 43932) de sistemas de exaustores automotivos. Os materiais foram cedidos pela empresa ArcelorMittal, que também realizou as medições de composição química por espectrômetro óptico, que são apresentadas na Tabela 3.1. As placas de teste utilizadas possuíam as dimensões de

300x100x2 mm.

Tabela 3.1. Composição química dos materiais de base utilizados, fornecida pela ArcelorMittal (% em peso)

MB	Cr	C	N	Ti	S	Nb
UNS 43932	17,050	0,011	0,013	0,200	0,002	0,190
AISI 441	18,010	0,014	0,009	0,130	0,001	0,560

Utilizando as fórmulas de estabilização de um aço inoxidável ferrítico bi-estabilizado ao titânio e nióbio de Fujimura; Tsuge (1999), dadas pelas Equações 2.3 e 2.4, calcularam-se os níveis de estabilização ΔTi e ΔNb para os dois metais de base utilizados. O aço inoxidável ferrítico UNS 43932 apresentou uma estabilização tanto ao nióbio, quanto ao titânio de 0,14. Já o aço inoxidável ferrítico AISI 441 apresentou uma estabilização mais baixa ao titânio (0,08), mas consideravelmente maior ao nióbio (0,49), quando comparado com os valores obtidos para o aço inoxidável ferrítico UNS 43932.

3.1.2 Material de Adição

Foram utilizados três metais de adição, sendo um de aço inoxidável austenítico (ER308LSi), que foi tomado como padrão, uma vez que é o mais utilizado pela indústria automotiva (especificamente em exaustores), e dois metais de adição de aço inoxidável ferrítico, sendo um estabilizado ao titânio (ER430Ti) e outro estabilizado ao nióbio (ER430LNb). Todos possuíam diâmetro de 1,0 mm e foram cedidos pela empresa ArcelorMittal, que também realizou as análises das composições químicas dos arames por via úmida (Tabela 3.2).

Tabela 3.2. Composição química dos arames eletrodos utilizados, fornecida pela ArcelorMittal (%)

Elem.	C	N	Cr	Mn	Nb	Ni	S	Si	Ti
ER308LSi	0,018	0,056	19,620	1,930	0,001	10,290	0,012	0,750	0,056
ER430Ti	0,108	0,014	17,450	0,650	0,001	0,400	0,002	1,040	0,350
ER430LNb	0,027	0,014	17,660	0,425	0,440	0,440	0,004	0,430	0,004

Os arames ER430Ti e ER430LNb foram selecionados pois, uma vez que são de aço inoxidável ferrítico, possuem custos substancialmente menores em relação a um arame de aço inoxidável austenítico, devido a ausência de níquel, além de serem metais de adição com boas perspectivas de inserção no mercado, inclusive sendo empregado, em menor escala, nos mercados europeu, asiático e até mesmo brasileiro.

Baseado nas fórmulas de Sato; Tanque (1995) para aços estabilizados ao titânio ou ao nióbio, apresentadas respectivamente nas Equações 2.1 e 2.2, realizou-se os cálculos estequiométricos para o arame ER430Ti, que apresentou um gradiente de titânio negativo ($\Delta\text{Ti}=-0,130$), ou seja, neste arame não há Ti suficiente para combinar-se com todo o C e N do arame, principalmente, em função do seu grande teor de C. Por outro lado, o arame ER430LNb possui um gradiente de nióbio positivo ($\Delta\text{Nb}=0,123$), ou seja, este arame possui quantidade de elementos estabilizantes superior a quantidade mínima para prevenir a formação de carbonetos ou nitretos de cromo e/ou a presença de uma quantidade de elementos intersticiais em solução sólida capaz de propiciar a formação de austenita a alta temperatura. Sendo assim, já é possível verificar que o arame ER430LNb possui uma estabilização superior ao arame ER430Ti, sendo provavelmente, mais adequado em situações com maiores teores de carbono e/ou nitrogênio.

Os menores teores de elementos estabilizantes apresentados pelo metal de adição ER430Ti podem ser compensados pelos elementos estabilizantes contidos no material de base utilizado. Além disso, a necessidade de uma maior quantidade de elementos estabilizantes dependerá dos teores de carbono e nitrogênio que vão efetivamente passar para a poça de fusão, dependendo além da composição química dos materiais de base e de adição, do gás de proteção utilizado.

3.1.3. Gás de Proteção

Para a realização dos testes foram utilizados cinco tipos de gás de proteção, sendo todos eles gases comerciais, fornecidos pela empresa White Martins. Optou-se por gases comerciais para obter condições similares a possíveis realizações no cotidiano das indústrias automotivas. Os gases de proteção utilizados foram os seguintes:

- Ar;
- Ar+2%O₂;
- Ar+4%CO₂;
- Ar+8%CO₂;
- Ar+25%CO₂;

O Ar foi utilizado por ser um gás inerte, servindo como referência em futuras comparações com os demais gases utilizados. O Ar+2%O₂ foi utilizado por ser o gás de proteção mais utilizado pela indústria que utiliza aço inoxidável, sendo, junto com o arame de aço inoxidável austenítico o padrão para futuras comparações com as demais

combinações arame-gás de proteção. Os demais gases, gerados de misturas de argônio com dióxido de carbono, foram utilizados para se estudar a influência do dióxido de carbono, em diferentes teores, pois eles são relativamente mais baratos e por não existirem estudos justificando a não utilização deles com arames de aço inoxidável ferrítico. Além disso, o Ar+25%CO₂ vem sendo utilizado pela indústria (asiática principalmente) sem um conhecimento adequado de suas consequências nas propriedades do cordão de solda.

3.2. Equipamentos

3.2.1. Fonte de Soldagem

Para a realização dos testes, utilizou-se uma fonte eletrônica multiprocessos, mostrada na Figura 3.1, selecionada para operar no processo MIG/MAG no modo tensão constante, cujas principais características são corrente contínua ou alternada (convencional ou pulsada), corrente nominal de 300 A para fator de serviço de 100 %, corrente máxima de 450 A e tensão em vazio de 70 V.



Figura 3.1. Fonte de soldagem IMC Digitec 300

3.2.2. Mesa de Coordenadas

Para a padronização na realização dos ensaios de soldagem utilizou-se uma mesa de coordenadas XY, comandada por uma interface que por meio de um programa desenvolvido no LAPROSOLDA/UFU, podem-se determinar as coordenadas que a tocha

de soldagem percorrerá. A utilização deste aparato deve-se a necessidade de padronização na realização dos ensaios. Este sistema utilizado para a movimentação da tocha de soldagem é apresentado na Figura 3.2.

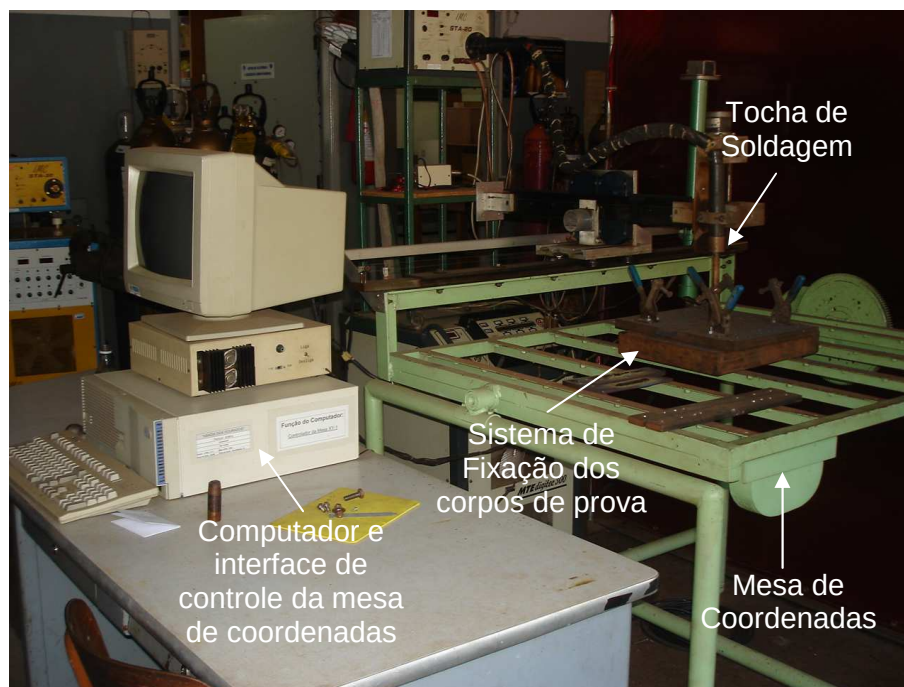


Figura 3.2. Sistema utilizado para a movimentação da tocha

3.2.3. Sistema de Aquisição e Tratamento de Dados

Para monitorar os sinais elétricos do arco (corrente e tensão) foi usada uma placa de aquisição da National Instruments®, acoplada a um microcomputador com o "software" LabView®, tanto para a aquisição dos sinais de corrente e tensão, como para tratamento destes sinais.

O sinal de corrente foi obtido por um sensor de "efeito Hall" (placa EH-2), ligado no contato elétrico da tocha de soldagem. Como a placa de aquisição tem uma faixa de entrada de sinal de 0 a 10V, para se obter o sinal de tensão foi utilizado um divisor de tensão (DTS-6), ligadas aos bornes de conexão da tocha de soldagem e cabo terra.

Realizou-se esta etapa de aquisição de sinal em função da necessidade de se buscar uma condição de soldagem com mesmo calor imposto, para todas as condições utilizadas de materiais e gás de proteção. Além disso, com os dados obtidos, tornou-se possível a montagem de gráficos de transferência metálica para a obtenção do tipo de transferência.

3.2.4. Microscópio Óptico

Para realização da análise microestrutural utilizou-se um microscópio óptico RISITEC, com ampliação máxima de mil vezes. Com o auxílio da câmera Pixelink e de um computador com o software “Global Image”, realizou-se a captação das imagens. A Figura 3.3 mostra o microscópio óptico com a câmera acoplada, utilizados na captação das imagens.



Figura 3.3. Microscópio óptico

3.2.5. Equipamento para Medição de Microdureza

Realizaram-se os ensaios de microdureza (Vickers) com o microdurômetro marca Digimess modelo HVS-1000, que possui aumento de 100 e 400 vezes. A Figura 3.4 apresenta o microdurômetro utilizado.



Figura 3.4. Microdurômetro Digimess HSV-1000

3.2.6. Máquina de Ensaios Mecânicos

Os ensaios mecânicos foram realizados utilizando a máquina de ensaios estática servo-elétrica AG-X da Shimadzu que pode ser observada na Figura 3.5. Esta máquina é composta pelo equipamento de ensaio mecânico, com capacidade máxima de 300 kN, computador e software Trapezium X que comanda a máquina.

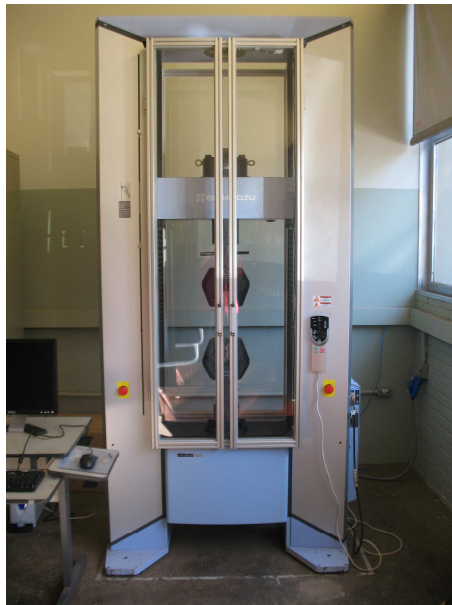


Figura 3.5. Máquina de ensaios estática servo-elétrica

A Figura 3.6 mostra em detalhe os acessórios utilizados na máquina de ensaios mecânicos para a realização dos ensaios de tração, sendo que para este tipo de ensaio

têm-se uma capacidade de 300 kN.



Figura 3.6. Garras utilizadas no ensaio de tração na máquina de ensaios estática servo-elétrica

O ensaio de dobramento foi também realizado utilizando o equipamento de ensaios mecânicos da Shimadzu, que para este tipo de ensaio tem capacidade de 200 kN. A Figura 3.7 mostra os acessórios do ensaio de dobramento utilizados no equipamento da Shimadzu.

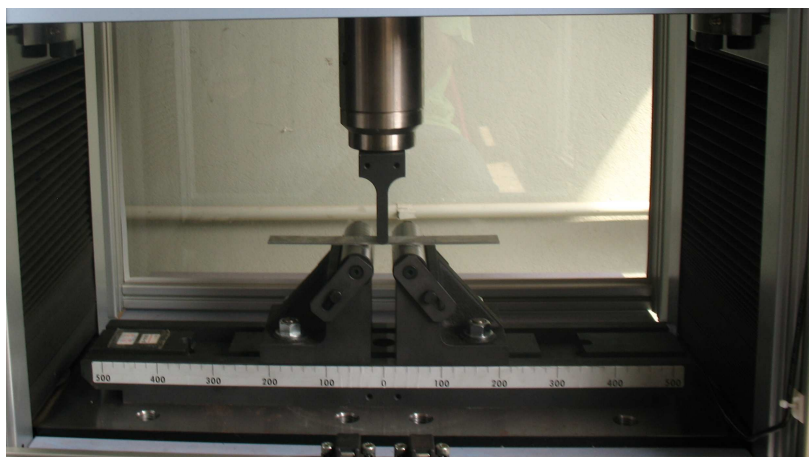


Figura 3.7. Cutelo e guias utilizados no ensaio de dobramento na máquina de ensaios estática servo-elétrica

O ensaio de embutimento foi realizado utilizando o equipamento de ensaios estático servo-elétrico da Shimadzu, que para este tipo de ensaio também tem capacidade de 200

kN. A Figura 3.8 mostra o penetrador e a matriz prensa chapas utilizados para o ensaio de embutimento na máquina de ensaios.



Figura 3.8. Penetrador e matriz prensa chapas utilizados para o ensaio de embutimento na máquina de ensaios estática servo-elétrica

3.2.7. Equipamento para realização do Ensaio de Sensitização

O equipamento utilizado para o ensaio de sensitização à corrosão intergranular consiste uma fonte CG Son Dual Traking DC Power Suply que aplica uma intensidade de corrente em uma solução de cristais de ácido oxálico a 10 % em um corpo de prova dentro de um Becker, como pode ser observado na Figura 3.9. Estes testes foram realizados pelo Instituto Federal de Educação, Ciência e Tecnologia do Maranhão.

Após o ensaio de sensitização com o equipamento citado acima foram realizadas as análises microestruturais dos corpos de prova. Para isso, utilizou um analisador de imagens pertencente ao Laboratório de Caracterização Microestrutural de Materiais da Universidade Federal do Maranhão (LCMM-DEFIS/UFMA). Esse sistema é constituído de uma câmera digital OLYMPUS PM C35DX, adaptada a um microscópio óptico OLYMPUS BX51 TRF, que transfere a imagem para um computador e monitor, respectivamente, que pode ser observado na Figura 3.10. Com base no programa de imagens “Image-Pro Plus” versão 4.5 para Windows, as imagens foram congeladas e armazenadas no computador para identificação das estruturas.

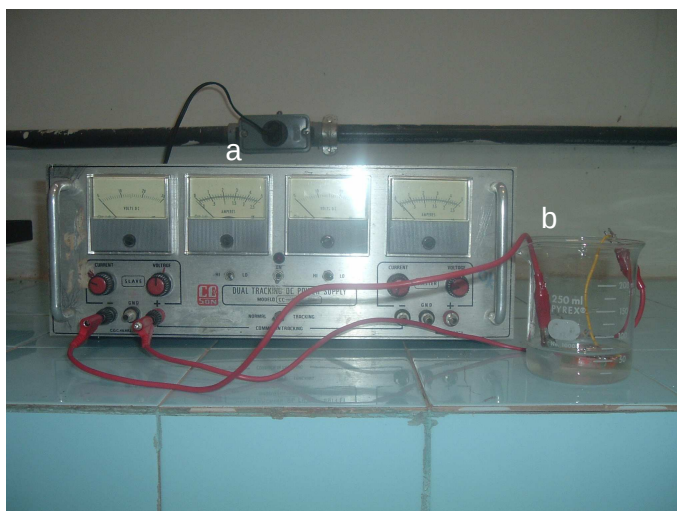


Figura 3.9. Equipamento para ataque eletroquímico: (a) Fonte CG Son Dual Tracking Dc Power Supply; (b) Becker e corpo de prova

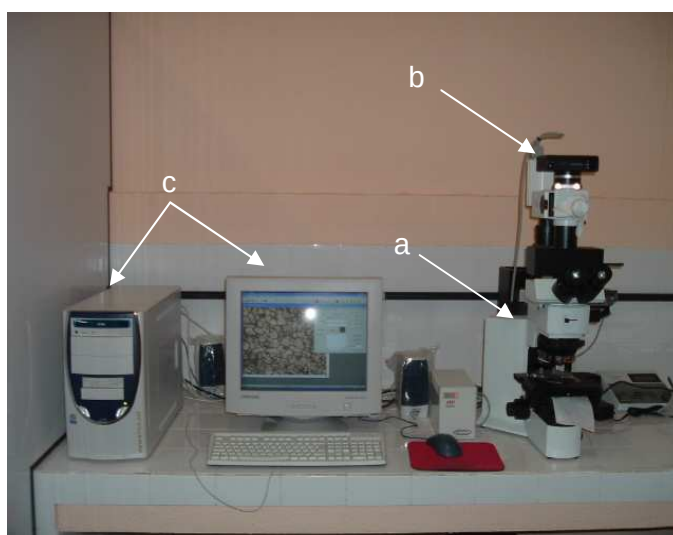


Figura 3.10. Conjunto aparelhos para obtenção das imagens microestruturais: (a) Microscópio Óptico OLYMPUS BX51 TRF; (b) Câmera Digital OLYMPUS PM C35DX; (c) Microcomputador

Realizou-se ainda o ensaio DL-EPR, utilizando-se uma célula convencional eletroquímica, Figura 3.11, de três eletrodos (um fabricado a partir de uma folha de platina, um eletrodo de calomelano saturado para servir como referência e o outro formado pelas amostras de aço inoxidável ferrítico). Esses eletrodos foram colocados dentro de uma solução eletrolítica 0,05 M H_2SO_4 (ácido sulfúrico) + 0,01 M KSCN (tiocianato de potássio). O eletrodo de trabalho constituiu-se das amostras a serem estudadas.

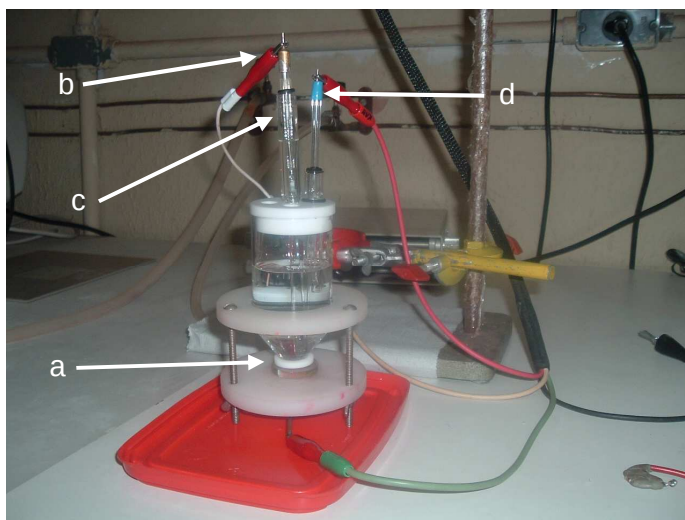


Figura 3.11. Célula eletroquímica composta por três eletrodos: (a) eletrodo de trabalho corpo de prova confeccionado a partir de aço ferrítico; (b) Eletrodo de referência de calomelano saturado ECS; (c) capilar de lugging; (d) eletrodo auxiliar de platina

O equipamento utilizado para realização deste ensaio foi um Potenciostato/Galvanostato modelo PAR 263A pertencente ao Laboratório de Eletroquímica da Universidade Federal do Maranhão (LELQ-DEQUI/UFMA) acoplado a um computador, como ilustrado na Figura 3.12, interfaceado ao software PowerSuite, onde eram obtidos e tratados os dados.

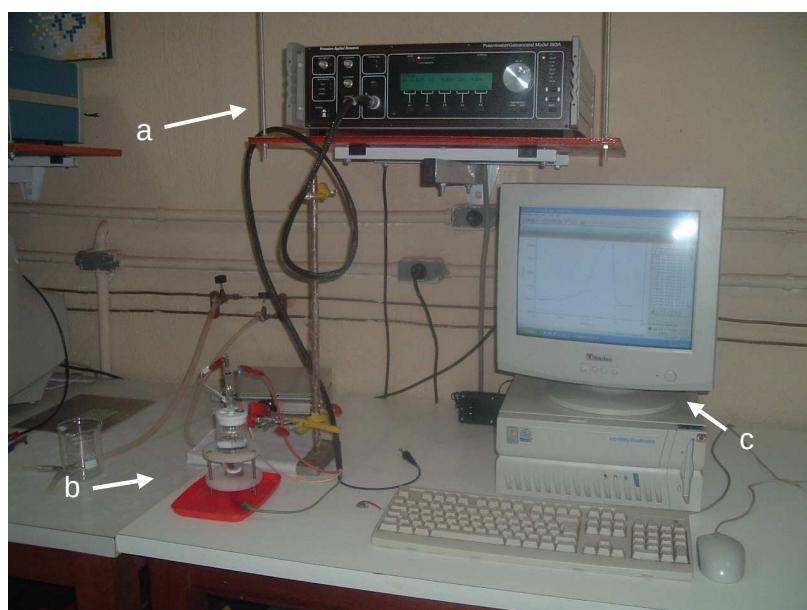


Figura 3.12. Conjunto aparelhos para obtenção das Curvas DL-EPR: (a) Potenciostato/Galvanostatato modelo PAR 263A; (b) célula eletroquímica; (c) Computador

3.3. Metodologia

A primeira etapa do trabalho foi composta pelo levantamento dos parâmetros de soldagem, buscando um mesmo calor imposto para todas as condições estudadas. A segunda etapa foi composta pela soldagem das placas de teste, confecção dos corpos de prova e realização dos ensaios mecânicos e de sensitização.

3.3.1. Parametrização

Para a realização desta etapa, utilizou-se inicialmente o metal de base UNS 43932 e o metal de adição ER308LSi e todos os gases de proteção estudados neste trabalho. Fixou-se a velocidade de alimentação, velocidade de soldagem, a tensão de soldagem, adequados à espessura de chapa (2 mm) e ao modo de transferência que se buscava (curto-circuito).

Para obtenção da mesma energia de soldagem (mesma corrente, tensão e velocidade de soldagem), variou-se a distância de bico de contato-peça (DBCP), deixando os demais parâmetros constantes (indutância de subida e de descida, vazão do gás adequada a todas as condições de soldagem). Como eram dois metais de base, três metais de adição e cinco gases de proteção, totalizaram-se trinta condições de soldagem.

3.3.2. Soldagem da placa de teste

Com os parâmetros de soldagem definidos, passou-se para a etapa de confecção dos corpos de prova para os ensaios mecânicos e de corrosão intergranular. Os corpos de prova foram retirados das placas de teste soldadas em juntas de topo, com uma chapa do mesmo metal de base funcionando como cobre-junta, como pode ser observado no esquema apresentado na Figura 3.13.

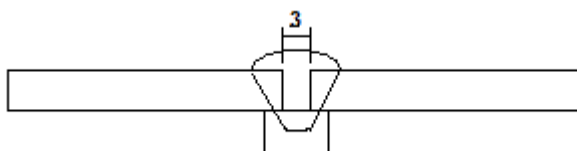


Figura 3.13. Configuração das soldas realizadas na placa de teste

Para a confecção dos corpos de prova de tração, de dobramento, de corrosão e microestrutural foram utilizadas duas chapas de dimensão de 300x100x2 mm soldadas em topo, com uma fresta de 3 mm entre elas. Testes preliminares foram realizados de forma a

verificar a ausência de defeitos de soldagem nos cordões de solda.

Foram retirados os corpos de prova para o ensaio de corrosão e de microestrutura. Das placas de teste de onde seriam retirados os corpos de prova de ensaios mecânicos foram usinados reforço e cobre-junta, retirando-se posteriormente três corpos de prova de tração e seis corpos de prova de dobramento para cada condição.

Para a confecção dos corpos de prova de embutimento, devido a diferenças nas dimensões dos corpos de prova, foram utilizadas duas chapas de dimensão de 300x50x2 mm soldadas em topo, também com fresta de 3 mm entre as chapas. O mesmo procedimento realizado descrito anteriormente para a obtenção dos corpos de prova de tração e dobramento foram realizados para os de embutimento.

3.3.3. Análise Microestrutural

Para a realização desta etapa, os corpos de prova foram lixados, polidos e atacados com o reagente Vilella. Utilizou-se, então, o microscópio óptico para realizar análises com os aumentos 40x, 100x, 400x e 1000x, para posteriormente as imagens serem analisadas.

3.3.3.1. Medida de tamanho de grão

A medida do tamanho de grão foi realizada utilizando o método planimétrico de Jefferies no centro da zona fundida e na zona termicamente afetada. Este método consiste em desenhar um círculo em uma macrografia, delimitando uma área S conhecida, conforme mostra a Figura 3.14.

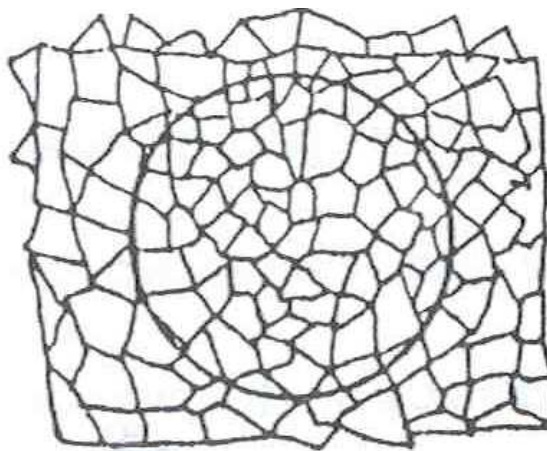


Figura 3.14. Esquema da metodologia utilizada pelo método planimétrico de Jefferies para determinação do tamanho de grão

Dentro do círculo determina-se o número de grãos inteiros no círculo (n_c) e o número de grãos interceptados pela circunferência (n_i). Com base nos valores encontrados determina-se o número de grãos equivalentes (n_{eq}), somando-se o número de grãos inteiros no círculo a metade do número de grãos interceptados na circunferência, como se pode notar na Equação 3.1.

$$n_{eq} = \frac{n_i}{2} + n_c \quad (3.1)$$

O número de grãos por unidade de área (n_A) é dado por n_{eq}/A , onde A é a área real do espécime examinado, conforme mostra a Equação 3.2. Se a micrografia foi obtida com m vezes, então se determina A pela Equação 3.3, onde S é uma área marcada na figura por um círculo, com valor já conhecido.

$$n_A = \frac{n_{eq}}{A} \quad (3.2)$$

$$A = \frac{S}{m^2} \quad (3.3)$$

O número de grãos por unidade de comprimento (n_L) está relacionado com o n_A conforme segue na Equação 3.4.

$$n_A = 0,735 \cdot n_L \quad (3.4)$$

Logo, determina-se o diâmetro médio dos grãos ($\bar{l}$) conforme mostra a Equação 3.5.

$$\bar{l} = \frac{1}{n_L} \quad (3.5)$$

Para se ter uma maior confiabilidade nos resultados, o tamanho de grão foi medido três vezes, sendo as amostras tiradas do início, meio e final do cordão de solda.

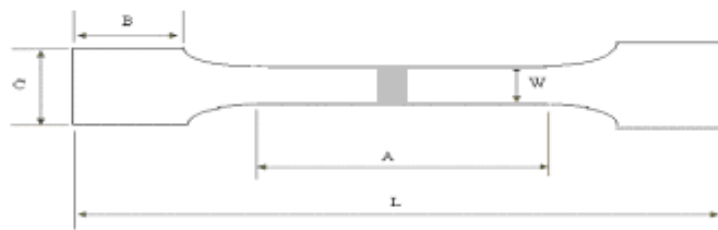
3.3.3.2. Análise de Microdureza

Realizaram-se para os metais de base e para cada uma das condições de soldagem

estudadas cinco medidas de microdureza no centro da zona fundida e cinco na zona termicamente afetada, próximo à zona fundida (região de grãos grosseiros). Destas cinco medidas retirou-se o maior e o menor valor para se obter a média e o desvio padrão, aumentando-se assim a confiabilidade nos resultados. Padronizou-se a força de 0,2452N, ou seja, 25g, com tempo de indentação de cinquenta segundos. A dimensão da pirâmide utilizada foi a padrão para o ensaio HV.

3.3.4. Ensaio de Tração

A Figura 3.15 apresenta as dimensões do corpo de prova de tração, que foram dimensionadas a partir da norma ABNT NBR 6152 (1992) – Determinação das propriedades mecânicas à tração. O ensaio de tração foi realizado para verificar se a condição de soldagem foi adequada o suficiente, de modo que a fratura não ocorresse no cordão de solda (zona fundida e zona termicamente afetada), sendo então um ensaio qualitativo, do tipo passa ou não passa, que em soldagem é utilizado em qualificações de procedimentos. Avaliou-se também a tensão máxima obtida no ensaio, conforme indicado na Figura 3.16, para verificar se esta varia em função do gás de proteção utilizado.



$$w = 12,5 \text{ mm} \quad L = 200 \text{ mm} \quad A = 57 \text{ mm} \quad B = 50 \text{ mm} \quad C = 20 \text{ mm}$$

Figura 3.15. Dimensões do corpo de prova de tração, baseado na norma NBR 6152

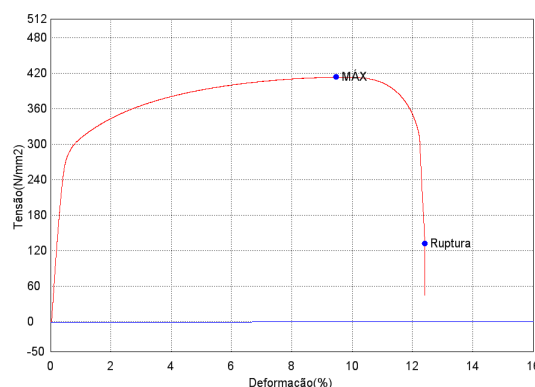


Figura 3.16. Gráfico da tensão em função da deformação para o ensaio de tração, indicando a tensão máxima (MAX) avaliada para cada ensaio

3.3.5. Ensaio de Dobramento

Nesta etapa, realizou-se o ensaio de dobramento na face e na raiz para as trinta condições de soldagem, com três repetições para cada condição, totalizando cento e oitenta ensaios.

Para a confecção dos corpos de prova baseou-se na norma ABNT NBR 6153 (1998) – Dobramento em barras de aço com diâmetro até 20 mm, com adaptações em relação as dimensões do cutelo, devido ao acessório de dobramento disponível para a realização do mesmo. A Figura 3.17 apresenta uma representação esquemática com as principais medidas do acessório de dobramento. Os corpos de prova de dobramento possuem dimensões de 22 mm de largura, sendo que a solda fica no centro do corpo de prova.

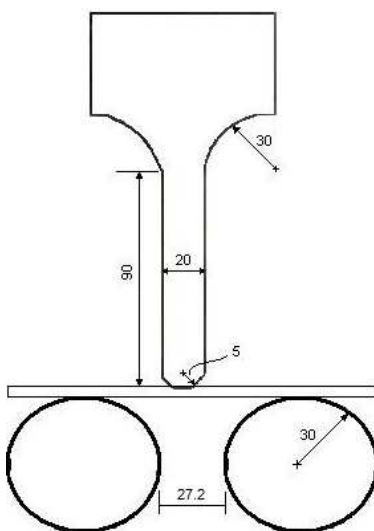


Figura 3.17. Representação esquemática das principais medidas do acessório de dobramento

Apesar do ensaio de dobramento ser apenas qualitativo, analisou-se a força máxima (MAX) para a realização do mesmo, desprezando-se o maior pico de força, pois se constatou que ele ocorria, conforme apresenta a Figura 3.18, devido ao contato da chapa com a parte arredondada do punção. Analisou-se ainda a energia (E) necessária para a realização do ensaio, representada pela área hachurada da Figura 3.18.

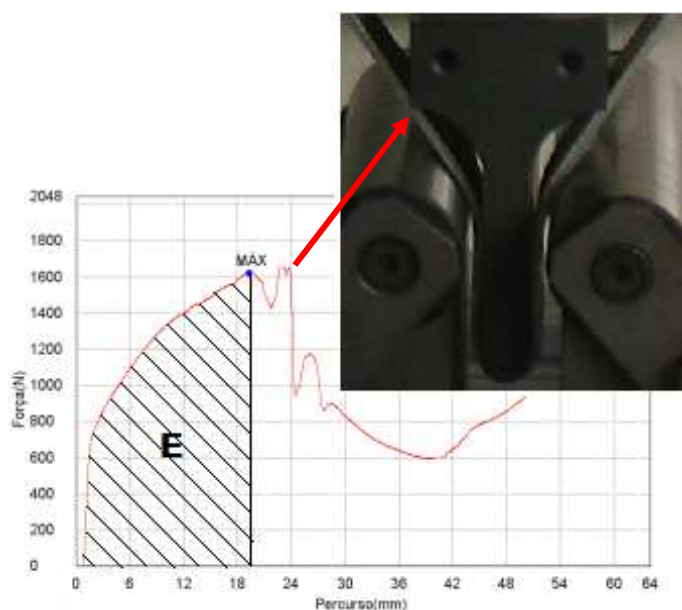


Figura 3.18. Gráfico da força em função do percurso para o ensaio de dobramento enfatizando a energia (E) necessária para a realização do ensaio, o ponto de força máxima e um segundo pico da força desenvolvido pelo encontro da chapa com os cantos arredondados do punção de dobramento

3.3.6. Ensaio de Embutimento

Realizou-se o ensaio de embutimento na face e na raiz, com três repetições para cada condição de soldagem utilizada neste trabalho. Baseou-se para a realização deste ensaio na norma ABNT NBR 5902 (1980) – Determinação do índice de embutimento em chapas de aço pelo método Erichsen modificado. A Figura 3.19 apresenta uma representação esquemática do corte transversal da prensa utilizada no ensaio Erichsen. Pela norma o punção deveria possuir um diâmetro de 20 mm, d_i de 33 mm, d de 40 mm e D de 70 mm. Entretanto, a matriz prensa chapas e o punção da máquina de ensaios do LAPROSOLDA, que foi utilizada neste trabalho, possui dimensões diferentes das especificadas pela norma, sendo que o punção possui um diâmetro de 23 mm e d , d_i e D possuem um diâmetro de 40 mm. Apesar de não contemplar a norma, decidiu-se utilizar o equipamento disponível, pois o intuito do teste é de comparar as condições de soldagem que foram realizadas neste trabalho.

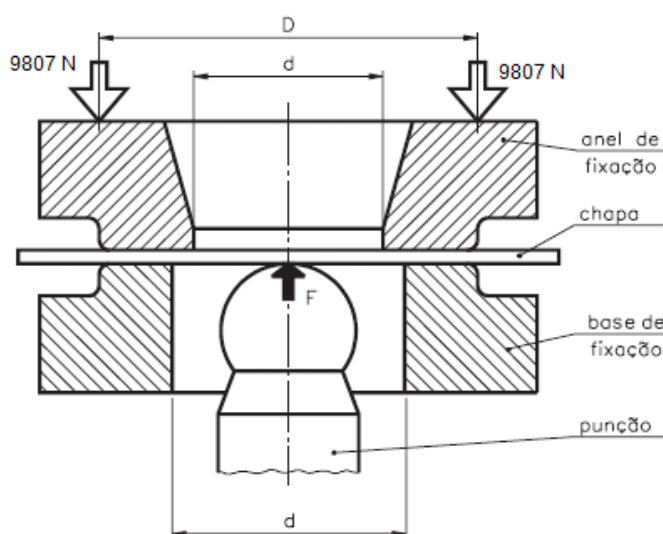


Figura 3.19. Figura esquemática do corte transversal da prensa

Outro fator importante especificado pela norma é que a chapa deve ser pressionada com uma carga de 9.807 N. Como o acessório utilizado para a realização do ensaio de embutimento possui um prensa chapas que aplica a força por meio de quatro parafusos utilizou-se um torquímetro para padronizar a pressão em todos os corpos de prova, como se observa na Figura 3.20. Calculou-se o torque necessário em cada parafuso para que a chapa ficasse sobre uma pressão especificada pela norma.

Os corpos de prova para este ensaio tiveram a dimensão de 100x100 mm, com o cordão de solda no centro do corpo de prova. Os furos nas chapas possuíam diâmetros superiores aos dos parafusos de fixação para viabilizar a passagem dos parafusos e possibilitar posterior centralização do cordão de solda com o punção.



Figura 3.20. Torquímetro utilizado para padronizar a pressão aplicada na chapa por meio do prensa chapas do ensaio de embutimento

Utilizou-se como lubrificante a vaselina, pois a mesma apresenta um comportamento parecido com o polietileno. Segundo Madeira (2007) e Yasuda et al. (1984), quando se ensaia com este tipo de lubrificante há uma maior participação da zona fundida na deformação do que quando se utiliza a graxa como lubrificante.

O ensaio de embutimento tem a função de complementar os ensaios de tração e de dobramento, uma vez que estes ensaios são meramente qualitativos. Com o ensaio de embutimento conseguem-se informações complementares aos ensaios anteriores, obtendo-se informações relacionadas à ductilidade da junta soldada. Dentre estas informações destacam-se a força máxima (MAX), o deslocamento máximo (D_{MAX}) que o punção realizou até o momento que a força começa a decrescer e a energia necessária para a realização do ensaio, calculada pela área (A) abaixo da curva da força em função do deslocamento, que podem ser observados na Figura 3.21.

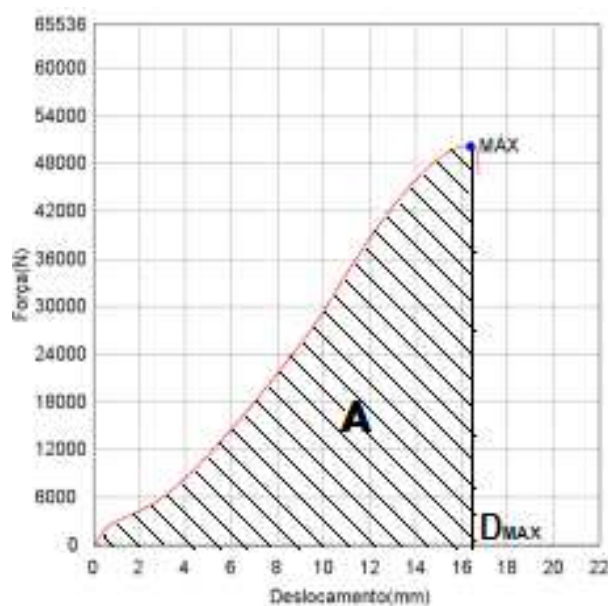


Figura 3.21. Gráficos da força em função do deslocamento para o ensaio de embutimento e os parâmetros força máxima (MAX), deslocamento máximo (D_{MAX}), energia pela área (A)

3.3.7. Ensaio de sensitização

Realizou-se o ensaio de corrosão para os dois metais de base, soldados com os três metais de adição, com os gases de proteção Ar+2%O₂, Ar+8%CO₂ e Ar+25%CO₂, sendo que para o arame ER308LSi foi analisado somente com o gás Ar+2%O₂ (condição referência, por ser o mais utilizado pela indústria), totalizando doze testes.

Inicialmente atacaram-se os corpos de prova em uma solução de cristais de ácido oxálico a 10 %, com o objetivo de auxiliar na posterior classificação das microestruturas,

conforme apresentado no Capítulo II na Figura 2.13, classificando-as como sendo “step” (limite de contornos de grãos não envoltos por carboneto de cromo), “dual” (alguns contornos com “ditches”, somado a “steps”, mas sem nenhum grão completamente contornado por “ditches”) ou “ditch” (um ou mais grãos completamente envoltos por carboneto de cromo).

O ataque eletroquímico foi utilizado para a aceitação do material, contudo, ele gera resultados qualitativos. Tornou-se necessário, então, a aplicação associada do ensaio DL-EPR, para avaliar quantitativamente a suscetibilidade da junta soldada ao ataque intergranular, conforme já mencionado no Capítulo II e apresentado na Figura 2.14.

Para este ensaio, utiliza-se uma célula convencional eletroquímica de três eletrodos, sendo eles o eletrodo auxiliar fabricado a partir de uma folha de platina, um eletrodo de calomelano saturado (SCE) como o de referência e as amostras de aço inoxidável ferrítico como eletrodo de trabalho. Esses eletrodos foram colocados dentro de uma solução eletrolítica 0,05 M H_2SO_4 (ácido sulfúrico) + 0,01 M KSCN (tiocianato de potássio). O eletrodo de trabalho foi construído com as amostras do aço inoxidável ferrítico, conforme Figura 3.22.

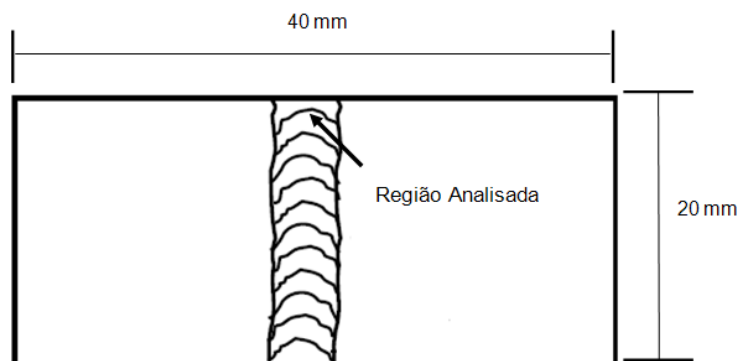


Figura 3.22. Região analisada no ensaio DL-EPR

Neste ensaio, a amostra é polarizada potenciocineticamente a partir do potencial de corrosão com uma velocidade de varrimento de 1,67 mV/s até um potencial em que a mesma fica passivada invertendo a direção de varrimento.

CAPÍTULO IV

DETERMINAÇÃO DOS PARÂMETROS DE SOLDAGEM

Neste capítulo é apresentada a metodologia utilizada para encontrar as condições de soldagem para os dois metais de base, três metais de adição e cinco tipos de gás de proteção, com calor imposto similar. Apresenta ainda os aspectos dos cordões e as correntes e tensões obtidas durante a transferência metálica. Além de medições dos perfis dos cordões de solda e diluição das juntas soldadas.

4.1. Introdução

As condições de soldagem deste trabalho foram obtidas soldando-se chapas de 2 mm de espessura em junta de topo com chanfro em “I” e fresta de 3 mm, utilizando um cobre-junta de mesmo material do metal de base, conforme apresentado na Figura 3.13, Capítulo 3.

As obtenções das condições de soldagem foram realizadas em três etapas distintas, sendo estas definidas pelo metal de adição utilizado (ER308LSi, ER430Ti e ER430LNb). As mesmas serão discutidas com detalhes nos tópicos que se seguem, apresentando a obtenção dos parâmetros de soldagem e estudos relacionados a estes.

4.2. Obtenção das condições de soldagem para o metal de adição ER308LSi

Os testes preliminares com o metal de adição foram realizados inicialmente com o material de base UNS 43932 e os cinco gases de proteção (Ar, Ar+2%O₂, Ar+4%CO₂, Ar+8%CO₂ e Ar+25%CO₂), soldando-se juntas de topo com chanfro em “I”. Conforme já mencionado, comercialmente o gás de proteção mais utilizado para a soldagem com o metal

de adição austenítico é o Ar+2%O₂. Segundo Stenbacka; Persson (1992), na soldagem MIG/MAG dos aços inoxidáveis, é comum o uso de argônio com um ou dois por cento de um elemento oxidante (oxigênio ou gás carbônico). Logo, como gás de referência utilizou-se Ar+2%O₂, além do argônio por ser um gás inerte, não exerce, portanto, interações na solda. Os gases de proteção com adições de dióxido de carbono, para os metais de adição austeníticos foram estudados com o intuito de verificar as modificações que podem ocorrer na microestrutura e nas propriedades mecânicas das juntas soldadas. Com isso, será possível comparar com o trabalho de Liao; Chen (1998) que realizou estudos com variações no gás de proteção (adição de dióxido de carbono) nos aços inoxidáveis austeníticos. Para a realização do cálculo do calor imposto utilizou-se a Equação 4.1, sendo que se desconsiderou neste cálculo o rendimento térmico da soldagem.

$$E_I = \eta \cdot \frac{U_M \cdot I_M}{V_{SOLD}} \quad (4.1)$$

Onde: E_I é o calor imposto (J/m);

η é o rendimento térmico da soldagem (%), considerado igual a 1, ou seja, 100 %;

U_M é a tensão média da soldagem (V);

I_M é a corrente média da soldagem (A);

V_{SOLD} é a velocidade de soldagem de processo (m/s).

Inicialmente determinou-se um valor de abertura (fresta) adequado para a junta de topo, utilizando-se cobre-junta de mesmo material do metal de base, com o intuito de se obter uma penetração total e evitar a falta de fusão lateral. Respeitando as considerações expostas anteriormente definiu-se que a fresta com valor de 3 mm.

Definida a abertura a ser utilizada, iniciou-se a busca da tensão de soldagem (U), velocidade de soldagem (V_{SOLD}) e velocidade de alimentação (V_{ALIM}), que uma vez definidas foram padronizadas no restante do trabalho. Estes parâmetros de soldagem foram analisados utilizando-se o gás de proteção argônio, uma vez que este é o menos apropriado para realizar soldagem por curto-circuito, sendo, portanto, considerado o de mais difícil soldabilidade entre os gases estudados.

A Tabela 4.1 apresenta os testes preliminares realizados com o metal de adição ER308LSi. Se iniciou a busca pela condição ideal com uma velocidade de alimentação de 6,7.10⁻² m/s (4 cm/min), distância de bico de contato-peça (DBCP) de 12 mm, tensão de soldagem de 20 V e uma velocidade de soldagem de 8.10⁻³ m/s, mas o cordão de solda não apresentou aspecto adequado, além de gerar falta de fusão na lateral do cordão de solda.

Tabela 4.1. Testes preliminares realizados com o metal de adição ER308LSi e o metal de base UNS 43932

Gás	U [V]	V_{SOLD} 10^{-3} [m/s]	V_{ALIM} 10^{-2} [m/s]	$K_{S/D}$	U_M [V]	DBCP 10^{-3} [m]	I_M [A]	E_i [J/m]
Ar	20	8	6,7	20/20	18,1	12	123,8	268894
Ar	16	5	6,7	20/20	14,8	12	90,3	267288
Ar	16	3	6,7	20/20	14,8	12	92	408480
Ar+2%O₂	16	3	6,7	20/20	14,8	14	94	417360
Ar+4%CO₂	16	3	6,7	20/20	14,8	14	93	412920
Ar+8%CO₂	16	3	6,7	20/20	14,8	15	93	412920
Ar+25%CO ₂	16	3	6,7	20/20	14,8	12	99	439560
Ar+25%CO ₂	16	3	6,7	20/20	14,8	14	98	435120
Ar+25%CO₂	16	3	6,7	20/20	14,8	16	94	417360

Onde: U é a tensão regulada na fonte de soldagem; V_{SOLD} é a velocidade de soldagem; V_{ALIM} é a velocidade de alimentação regulada no alimentador; K_S é a indutância de subida e K_D a indutância de descida; U_M é a tensão média, medida na saída da fonte de soldagem; DBCP é a distância de bico de contato peça utilizado; I_M é a corrente média medida na saída da fonte de soldagem e E_i o calor imposto.

Diminuindo-se a velocidade de soldagem para $5 \cdot 10^{-3}$ m/s e a tensão para 16 V, ficou-se mais próximo de um aspecto adequado. Mantendo-se a tensão de soldagem em 16 V e diminuindo-se a velocidade de soldagem para $3 \cdot 10^{-3}$ m/s, identificou-se, por meio de análise visual e macrografia da sessão transversal da solda, que o cordão ficou com um aspecto adequado e isento de defeitos de soldagem. Desta forma, definiu-se a padronização da tensão de soldagem (ajustada na máquina) em 16 V, a velocidade de alimentação em $6,7 \cdot 10^{-2}$ m/s, a Indutância de descida e de subida em 20, que é um valor médio da máquina utilizada e, finalmente, definiu-se a corrente média de soldagem em 92 A.

Buscou-se para os demais gases de proteção condições de soldagem que apresentassem uma corrente média de aproximadamente 92 A, com tolerância de 3 A. Para tal, como se pode observar na Tabela 4.1, tornou-se necessário realizar ajustes somente no valor da DBCP. Com estas variações, para um mesmo gás de proteção, conseguem-se modificações nos valores das correntes de soldagem. Este fato ocorre em função da variação do comprimento do eletrodo ("stick-out"), que acarreta em um maior ou menor aquecimento do eletrodo antes de ocorrer a fusão (efeito joule). Baseado nas condições estudadas na Tabela 4.1 (valores em negrito) definiu-se, então, os parâmetros de soldagem

para o metal de adição ER308LSi a serem utilizadas para os dois metais de base (UNS 43932 e AISI 441), como se observa na Tabela 4.2.

Tabela 4.2. Condições de soldagem para o metal de adição ER308LSi e metais de base UNS 43932 e AISI 441

Arame	Gás de Proteção	V_{SOLD} 10^{-3} [m/s]	V_{ALIM} 10^{-2} [m/s]	U_M [V]	$K_{S/D}$	DBCP 10^{-3} [m]	I_M [A]	f [Hz]
ER308LSi	Ar	3	6,7	14,8	20/20	12	92	14
	Ar+2%O ₂					14	94	22
	Ar+4%CO ₂					14	93	23
	Ar+8%CO ₂					15	93	32
	Ar+25%CO ₂					16	94	38

Com o aumento do gás ativo em mistura ao argônio houve a necessidade de um aumento da DBCP de modo a se obter a mesma corrente de soldagem. Este aumento é realizado de modo a compensar a mudanças nos perfis dos arcos elétricos causadas com a alteração do gás de proteção utilizado. Segundo Suban; Tusek (2001) diferenças na condutividade térmica, que é propriedade de cada tipo de gás de proteção, causa alterações no perfil do arco (alterações no comprimento e largura do arco). Hilton; Norrish (1988) comentam que a adição de dióxido de carbono ou oxigênio ao argônio diminui o núcleo de condução do arco aumenta a condutividade térmica devido a possíveis alterações no perfil do arco elétrico.

A Figura 4.1 apresenta os oscilogramas de corrente e tensão medidos na saída da fonte de soldagem ao se utilizar o metal de adição ER308LSi e o gás de proteção Ar+2%O₂. Para os demais gases de proteção os oscilogramas estão no Anexo A, Figuras A1 a A5, onde se observa que para todas as condições se obteve transferências por curto-circuito. Nota-se ainda, como mostra a Tabela 4.1 e pode ser observado pelas quantidades de picos nos gráficos de corrente das Figuras A1 a A5 que com o acréscimo de elementos oxidantes aumentou-se a frequência de curto-circuito. Jönsson et al. (1995) comentam que a adição de oxigênio ao argônio promove redução do tamanho da gota no arco, pela diminuição da tensão superficial no contato gota/eletrodo, e aumenta sua taxa de transferência em aço.

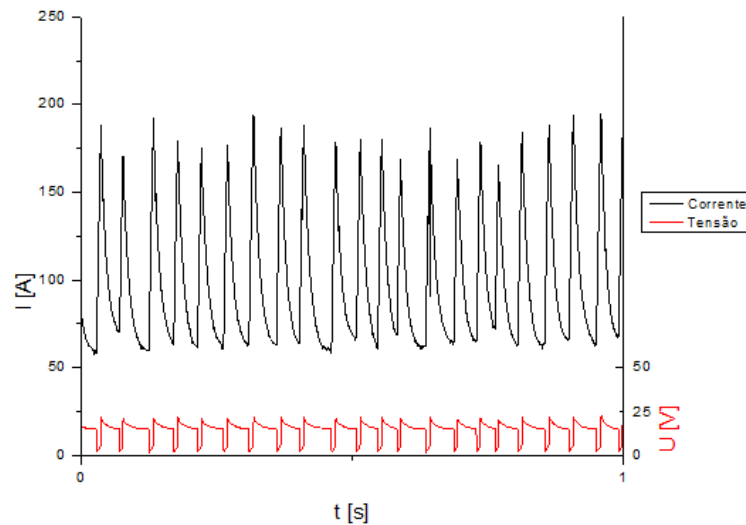


Figura 4.1. Oscilograma da corrente e da Tensão obtidos na condição onde se utilizou o metal de adição ER308LSi e o gás de proteção Ar+2%O₂

A Figura 4.2 apresenta os aspectos dos cordões de solda com os parâmetros da Tabela 4.2 para o metal de base UNS 43932. Os aspectos dos cordões de solda realizados no metal de base AISI 441 são apresentados no Anexo A, Figura A6. Os cordões apresentam aspectos similares, verificando-se uma baixa quantidade de respingo. Quando se soldou o metal de base UNS 43932, evidencia-se o aparecimento de núcleos de óxidos com todos os gases, com exceção de quando se utilizou o argônio puro, indicados nas figuras com um círculo.

A Figura 4.3 apresenta a forma como foram realizadas as medições dos perfis dos cordões de solda (largura (L), penetração (P) e reforço (R)) realizadas na sessão transversal do corpo de prova para todas as condições estudadas. A Tabela 4.3 apresenta as médias e desvios padrões dos perfis (largura, penetração e reforço) dos cordões de solda. Para realização do cálculo destes valores foram realizadas três medições (início (A), meio (B) e final (C)) na sessão transversal do cordão para cada variável, que podem ser observadas nas Tabelas A1, A2 e A3, Anexo A.

A Figura 4.4 apresenta o gráfico da largura do cordão de solda em função do tipo de gás de proteção utilizado para os metais de base UNS 43932 e o AISI 441. A linha ligando os pontos de estudo foi colocada com o intuito de auxiliar na compreensão das variações obtidas. Observa-se que, de uma forma geral, as larguras dos cordões ficaram na mesma faixa de desvio padrão para todos os gases de proteção utilizados.

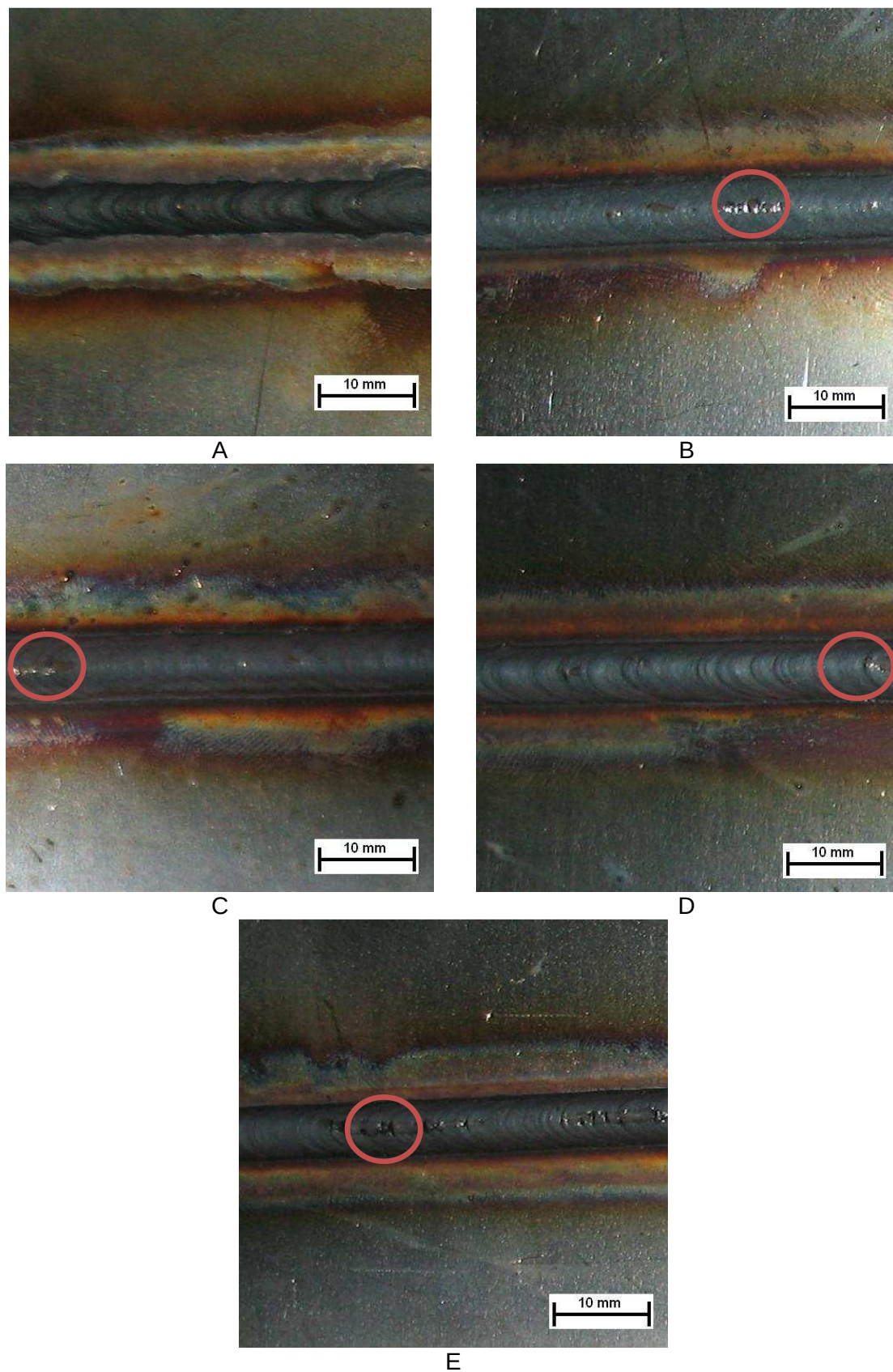


Figura 4.2. Aspectos dos cordões de solda do metal de base UNS 43932, metal de adição ER308LSi e gás de proteção: (a) Ar, (b) Ar+2%O₂, (c) Ar+4%CO₂, (d) Ar+8%CO₂ e (e) Ar+25%CO₂

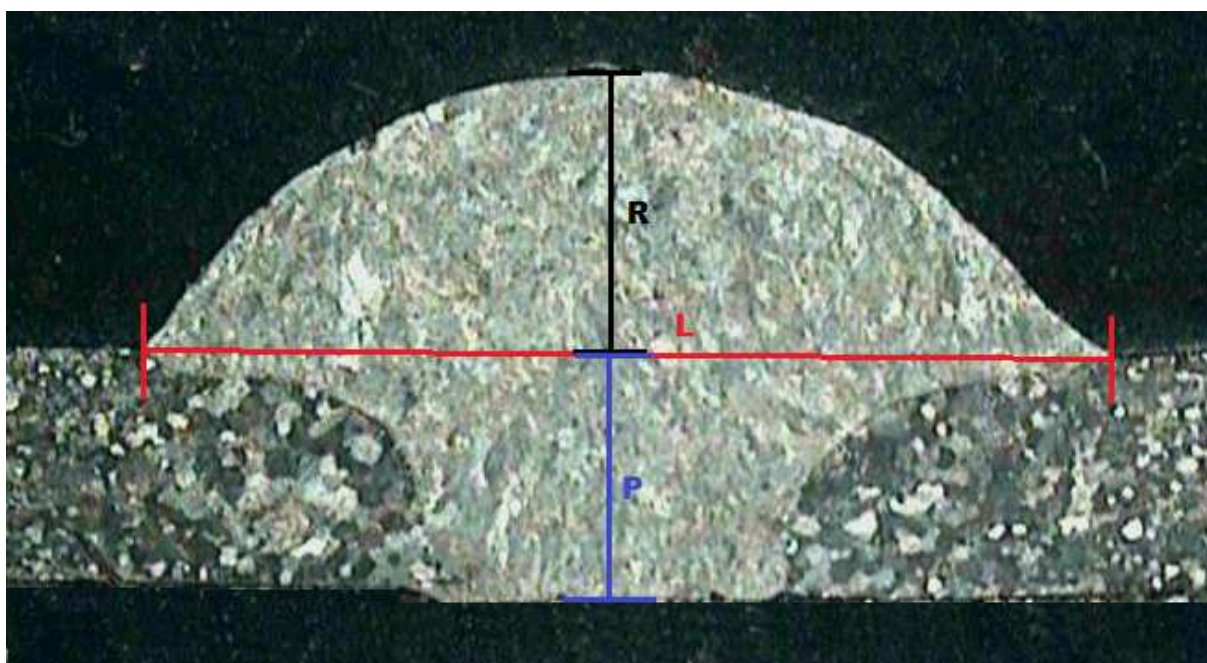


Figura 4.3. Medições da largura (L), penetração (P) e reforço (R) realizadas na sessão transversal da placa de teste soldada com o metal de adição ER308LSi e gás de proteção Ar+25%CO₂ no metal de base AISI 441

Tabela 4.3. Médias e desvios padrões dos perfis (largura, penetração e reforço) dos cordões de soldados com o metal de adição ER308LSi nos metais de base UNS 43932 e AISI 441

MB	Arame	Gás de Proteção	Largura 10 ⁻³ [m]		Penetração 10 ⁻³ [m]		Reforço 10 ⁻³ [m]	
			Média	Desvio	Média	Desvio	Média	Desvio
UNS 43932	ER308LSi	Ar	7,01	0,51	2,30	0,02	2,59	0,22
		Ar+2%O ₂	7,22	0,12	2,24	0,09	2,40	0,24
		Ar+4%CO ₂	7,13	0,11	2,15	0,02	2,53	0,06
		Ar+8%CO ₂	6,89	0,32	2,05	0,02	2,61	0,50
		Ar+25%CO ₂	6,86	0,26	2,25	0,30	2,63	0,41
AISI 441	ER308LSi	Ar	7,13	0,34	2,12	0,08	2,44	0,15
		Ar+2%O ₂	7,35	0,42	2,16	0,07	2,13	0,21
		Ar+4%CO ₂	7,19	0,58	2,23	0,24	2,34	0,25
		Ar+8%CO ₂	7,28	0,22	2,26	0,13	2,18	0,20
		Ar+25%CO ₂	6,81	0,69	2,17	0,19	2,63	0,25

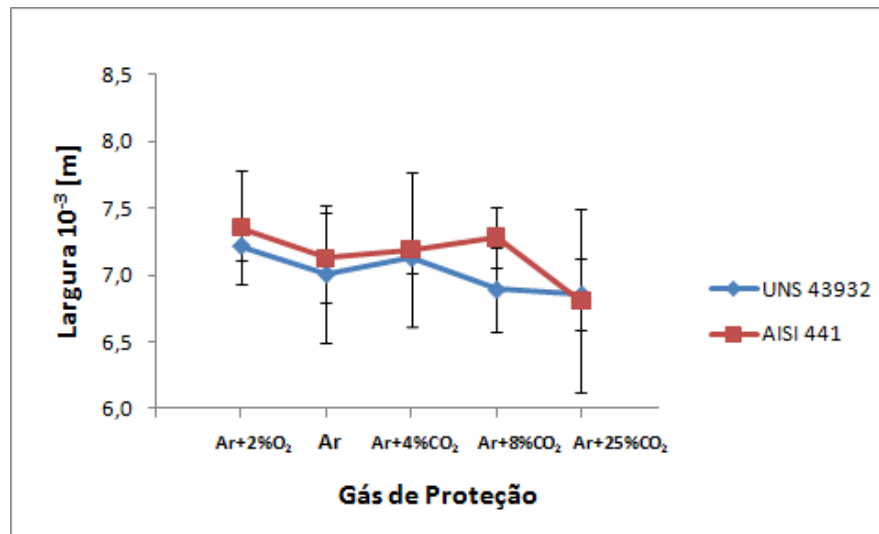


Figura 4.4. Largura em função do gás de proteção medida na sessão do corpo de prova soldado com o metal de adição ER308LSi nos metais de base UNS 43932 e AISI 441

A Figura 4.5 apresenta o gráfico da penetração dos cordões soldados e a Figura 4.6 apresenta o gráfico do reforço do cordão de solda em função do tipo de gás de proteção utilizado para os metais de base UNS 43932 e o AISI 441. Pode-se realizar uma análise similar a da largura, uma vez que de uma forma geral os valores ficaram todos dentro da mesma faixa de desvio padrão para cada item analisado.

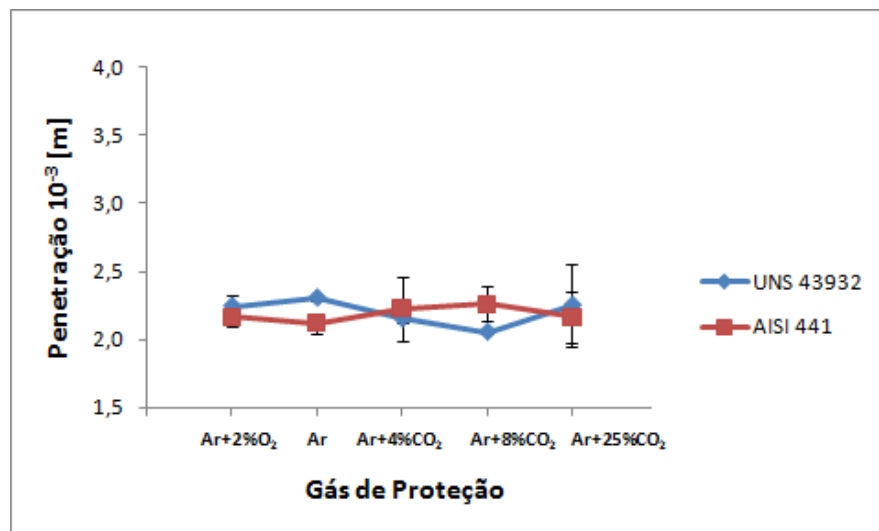


Figura 4.5. Penetração em função do gás de proteção medida na sessão do corpo de prova soldado com o metal de adição ER308LSi nos metais de base UNS 43932 e AISI 441

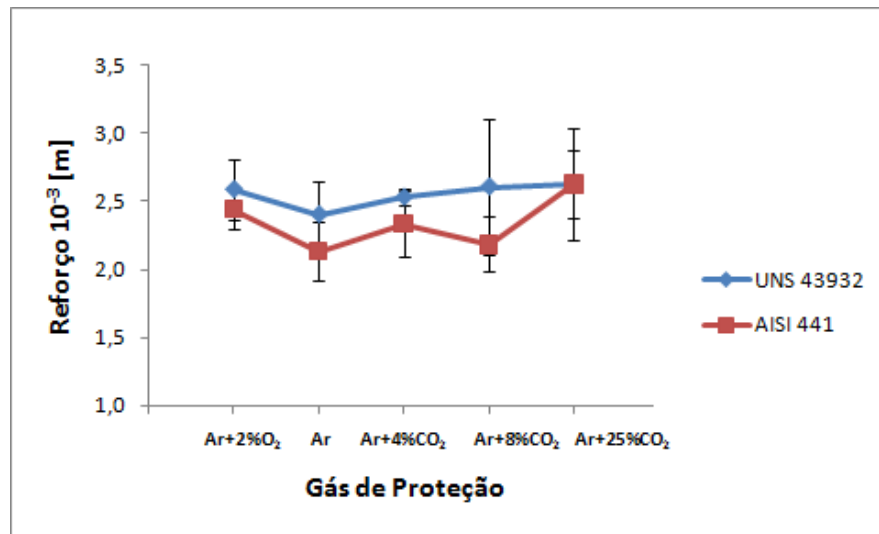


Figura 4.6. Reforço em função do gás de proteção utilizado medido na sessão do corpo de prova soldado com o metal de adição ER308LSi nos metais de base UNS 43932 e AISI 441

Realizou-se ainda a medição da diluição utilizando a Equação 4.2.

$$\delta = \frac{A_F}{A_T} \cdot 100 (\%) \quad (4.2)$$

Onde δ representa a diluição, A_F representa a área fundida do metal base (Figura 4.7 b) e A_T representa a área total do cordão de solda (Figura 4.7 c).

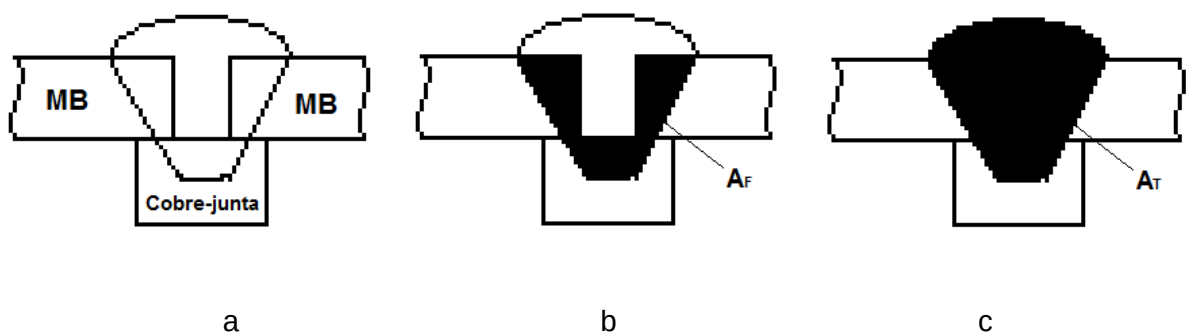


Figura 4.7. Representação esquemática (a) da junta soldada; (b) da área fundida (A_F) e (c) da área total (A_T) a serem medidas nas sessões transversais dos corpos de prova soldados

A Tabela 4.4 apresenta a diluição encontrada para todos os gases de proteção utilizados na soldagem com o metal de adição ER308LSi. Para a realização dos cálculos da diluição foram utilizados os três valores medidos de área total e os três de área fundida apresentados na Tabela A4, Anexo A.

Tabela 4.4. Medições de diluição calculadas para os corpos de prova soldados com o metal de adição ER308LSi nos metais de base UNS43932 e AISI 441

MB	Arame	Gás de Proteção	Diluição				
			A	B	C	Média	Desvio
UNS 43932	ER308LSi	Ar	22,30	21,56	16,79	20,22	2,99
		Ar+2%O ₂	20,71	25,43	19,85	22,00	3,00
		Ar+4%CO ₂	19,25	20,63	19,94	19,94	0,69
		Ar+8%CO ₂	21,26	13,17	21,16	18,53	4,64
		Ar+25%CO ₂	23,55	20,47	13,71	19,24	5,03
AISI 441	ER308LSi	Ar	17,72	15,84	38,55	24,03	12,61
		Ar+2%O ₂	28,64	24,29	19,55	24,16	4,55
		Ar+4%CO ₂	27,12	20,22	18,41	21,92	4,60
		Ar+8%CO ₂	23,62	34,76	28,23	28,87	5,59
		Ar+25%CO ₂	13,59	22,64	22,02	19,41	5,05

A Figura 4.8 apresenta o gráfico da diluição do cordão de solda em função do tipo de gás de proteção utilizado para os metais de base UNS 43932 e AISI 441. Observa-se que a diluição ficou dentro da mesma faixa de desvio padrão para os dois metais de base.

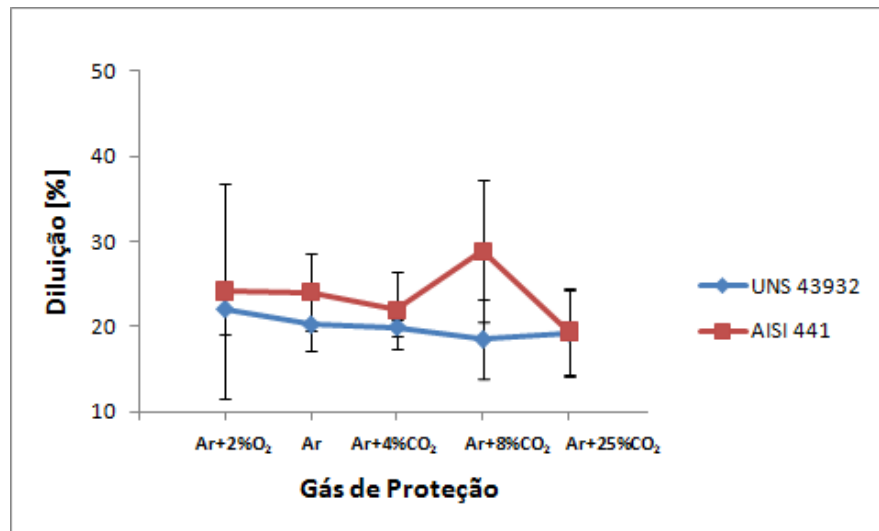


Figura 4.8. Diluição em função do gás de proteção utilizado medida na sessão do corpo de prova soldado com o metal de adição ER308LSi nos metais de base UNS 43932 e AISI 441

4.3. Obtenção das condições de soldagem para o metal de adição ER430Ti

A Tabela 4.5 apresenta os testes preliminares realizados com o metal de adição ER430Ti e metal de base UNS 43932, para os cinco gases de proteção estudados. Para a obtenção dos parâmetros utilizou-se a tensão de soldagem regulada na máquina de 14,8 V, velocidade de soldagem de $3 \cdot 10^{-3}$ m/s, velocidade de alimentação de $6,7 \cdot 10^{-2}$ m/s e a indutância de subida e descida, conforme definidos durante a obtenção dos parâmetros de solda para o metal de adição ER308LSi.

Baseado nas distâncias de bico de contato peça obtidas para a soldagem com o arame ER308LSi (que podem ser observadas na Tabela 4.2) realizou-se pequenas alterações na DBCP de modo a se obter correntes médias de soldagem de aproximadamente 92 A.

Tabela 4.5. Testes preliminares realizados com o metal de adição ER430Ti e o metal de base UNS 43932

Gás	U [V]	V_{SOLD} 10^{-3} [m/s]	V_{ALIM} 10^{-2} [m/s]	K_{SID}	U_M [V]	DBCP 10^{-3} [m]	I_M [A]	E [J/m]
Ar	16	3	6,7	20/20	14,8	12	99	439560
Ar	16	3	6,7	20/20	14,8	14	98	435120
Ar	16	3	6,7	20/20	14,8	16	90	399600
Ar+2%O ₂	16	3	6,7	20/20	14,8	17	87	386280
Ar+2%O₂	16	3	6,7	20/20	14,8	16	90	399600
Ar+4%CO₂	16	3	6,7	20/20	14,8	17	89	395160
Ar+8%CO₂	16	3	6,7	20/20	14,8	14	89	395160
Ar+25%CO ₂	16	3	6,7	20/20	14,8	17	79	350760
Ar+25%CO ₂	16	3	6,7	20/20	14,8	16	84	372960
Ar+25%CO₂	16	3	6,7	20/20	14,8	14	89	395160

A Tabela 4.6 apresenta as condições de soldagem que foram selecionadas para trabalhar com o metal de adição ER430Ti nos metais de base UNS 43932 e AISI 441. Nota-se que não houve uma necessidade de aumento da DBCP com o aumento do teor de dióxido de carbono em mistura com argônio, como foi observado para o arame ER308LSi, chegando em alguns casos até mesmo ter que se realizar uma diminuição do valor da DBCP. Este fato também foi observado por Resende (2007) em seu trabalho e pode estar relacionado com uma possível instabilidade na transferência metálica causada pelo titânio presente na composição química do metal de adição.

Tabela 4.6. Condições de soldagem para o metal de adição ER430Ti e metais de base UNS 43932 e AISI 441

Arame	Gás de Proteção	V_{SOLD} 10^{-3} [m/s]	V_{ALIM} 10^{-2} [m/s]	UM [V]	K_{SID}	DBCP 10^{-3} [m]	I_M [A]	f [Hz]
ER430Ti	Ar	3	6,7	14,8	20/20	16	90	17
	Ar+2%O ₂					17	89	21
	Ar+4%CO ₂					16	89	27
	Ar+8%CO ₂					14	89	20
	Ar+25%CO ₂					14	89	19

Comparando-se as frequências de curto-circuito apresentadas na Tabela 4.6 e nos oscilogramas de corrente e tensão de soldagem apresentados nas Figuras A.7 a A.11, Anexo A, com as obtidas quando se usou o metal de adição ER308LSi, nota-se que a transferência metálica é muito mais regular (menores frequências), fato também observado por Resende (2007) e Madeira (2007). Nota-se também que não ocorreu um aumento da quantidade de curto-circuitos com o acréscimo de gás ativo em mistura com o argônio, que pode estar relacionado com a instabilidade do metal de adição, que segundo Resende (2007), é causada pela maior rugosidade do metal de adição ER430Ti, que faz com que o arame se prenda no conduíte, atrapalhando assim a transferência metálica.

Os aspectos dos cordões soldados com o arame ER430Ti e gases de proteção utilizados, respectivamente nos metais de base UNS 43932 e AISI 441, conforme se apresentam as condições de soldagem da Tabela 4.6 podem ser observados nas Figuras A.12 e A.13, Anexo A. Os cordões apresentam aspectos similares, com baixa quantidade de respingo. Quando se soldou o metal de base UNS 43932 evidenciou-se o aparecimento de núcleos de óxidos (escória) somente quando se utilizou o gás de proteção Ar+8%CO₂.

A Tabela 4.7 apresenta as média e o desvio padrão dos perfis (largura, penetração e reforço) dos cordões de solda realizados com o metal de adição ER430Ti nos metais de base UNS 43932 e AISI 441. Da mesma forma realizada com os cordões soldados com o metal de adição ER308LSi, realizaram-se três medições na sessão transversal do cordão para cada variável, sendo uma no início (A), uma no meio (B) e uma no final (C) do cordão de solda, que podem ser observadas nas Tabelas A.5, A.6 e A.7, Anexo A.

Tabela 4.7. Médias e desvios padrões dos perfis (largura, penetração e reforço) dos cordões soldados com o metal de adição ER430Ti nos metais de base UNS 43932 e AISI 441

MB	Arame	Gás de Proteção	Largura 10 ⁻³ [m]		Penetração 10 ⁻³ [m]		Reforço 10 ⁻³ [m]	
			Média	Desvio	Média	Desvio	Média	Desvio
UNS 43932	ER308LSi	Ar	7,09	0,26	2,53	0,21	1,89	0,24
		Ar+2%O ₂	7,26	0,22	2,14	0,11	2,23	0,15
		Ar+4%CO ₂	6,98	0,15	2,14	0,08	2,12	0,21
		Ar+8%CO ₂	6,90	0,18	2,58	0,26	2,21	0,45
		Ar+25%CO ₂	7,09	0,52	2,86	0,36	1,95	0,49
AISI 441	ER308LSi	Ar	7,35	0,40	2,46	0,04	2,17	0,03
		Ar+2%O ₂	7,34	0,39	2,31	0,08	1,94	0,20
		Ar+4%CO ₂	7,23	0,38	2,32	0,10	1,97	0,07
		Ar+8%CO ₂	7,46	0,56	2,36	0,11	1,83	0,27
		Ar+25%CO ₂	7,88	0,55	2,35	0,04	2,64	0,69

A Figura 4.9 apresenta o gráfico da largura do cordão de solda em função do tipo de gás de proteção utilizado nos metais de base UNS 43932 e AISI 441. Observa-se que de uma forma geral, levando em consideração o desvio padrão, a largura dos cordões ficaram na mesma faixa para todos os gases de proteção utilizados.

A Figura 4.10 apresenta o gráfico da penetração e a Figura 4.11 apresenta o gráfico do reforço do cordão de solda em função do tipo de gás de proteção utilizado nos metais de base UNS 43932 e AISI 441. Pode-se realizar para a penetração e reforço do cordão de solda uma análise similar, onde se observa de uma forma geral que os valores ficaram todos dentro de uma mesma faixa, independentemente do metal de adição e gás de proteção utilizados.

A Tabela 4.8 apresenta a diluição encontrada para todos os gases de proteção utilizados para o metal de adição ER430Ti. Para a realização dos cálculos foram utilizados os valores apresentados na Tabela A.8 (três valores medidos de área total e os três de área fundida), utilizando a Equação 4.2.

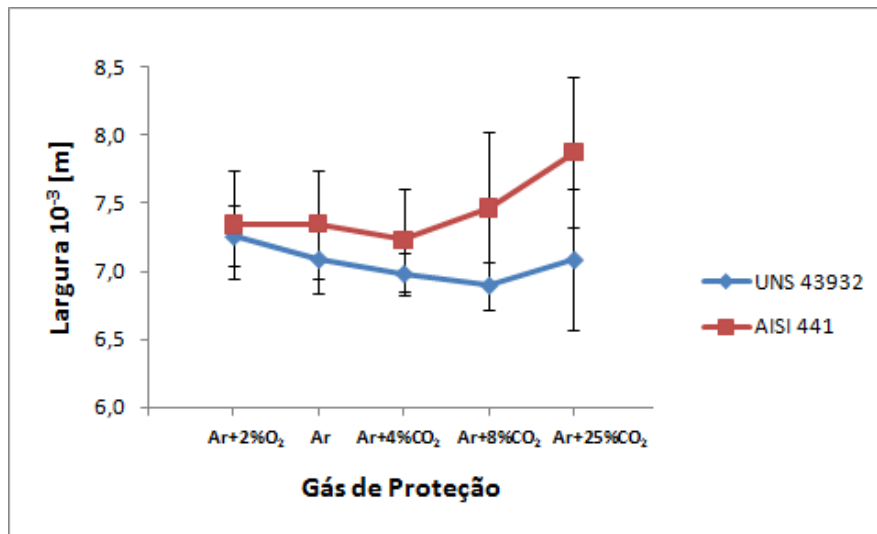


Figura 4.9. Largura em função do gás de proteção utilizado medida na sessão do corpo de prova soldado com o metal de adição ER430Ti nos metais de base UNS 43932 e AISI 441

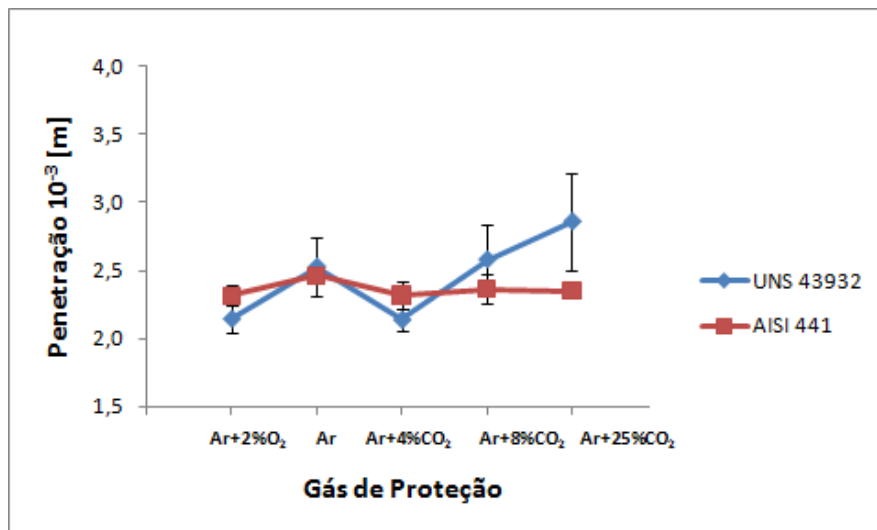


Figura 4.10. Penetração em função do gás de proteção utilizado medida na sessão do corpo de prova soldado com o metal de adição ER430Ti nos metais de base UNS 43932 e AISI 441

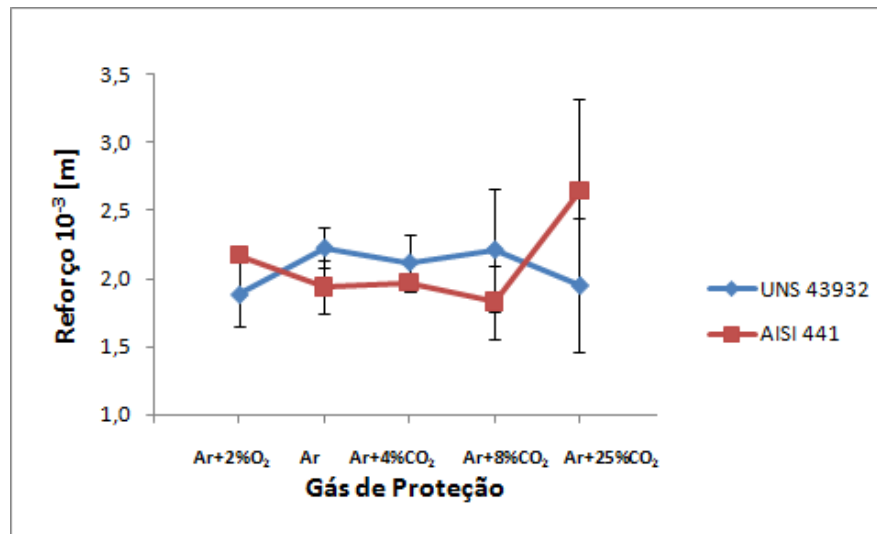


Figura 4.11. Reforço em função do gás de proteção utilizado medido na sessão do corpo de prova soldado com o metal de adição ER430Ti nos metais de base UNS 43932 e AISI 441

Tabela 4.8. Medições de diluição realizadas na sessão transversal dos corpos de prova soldados com o metal de adição ER430Ti nos metais de base UNS43932 e AISI 441

MB	Arame	Gás de Proteção	Diluição				
			A	B	C	Média	Desvio
UNS 43932	ER430Ti	Ar	41,04	43,78	52,09	45,64	5,75
		Ar+2%O ₂	35,11	25,20	30,21	30,17	4,95
		Ar+4%CO ₂	32,46	26,20	31,13	29,93	3,30
		Ar+8%CO ₂	35,49	21,29	44,48	33,75	11,69
		Ar+25%CO ₂	46,49	37,20	44,19	42,63	4,84
AISI 441	ER430Ti	Ar	39,31	43,41	39,27	40,66	2,38
		Ar+2%O ₂	39,60	38,59	30,84	36,34	4,80
		Ar+4%CO ₂	27,27	39,61	40,91	35,93	7,53
		Ar+8%CO ₂	38,37	32,03	42,06	37,48	5,07
		Ar+25%CO ₂	26,09	27,38	40,26	31,24	7,83

A Figura 4.12 apresenta o gráfico da diluição do cordão de solda em função do tipo de gás de proteção utilizado nos metais de base UNS 43932 e AISI 441. Observa-se que, levando em consideração as barras de desvio padrão, a diluição ficou dentro de uma mesma faixa para os dois metais de base.

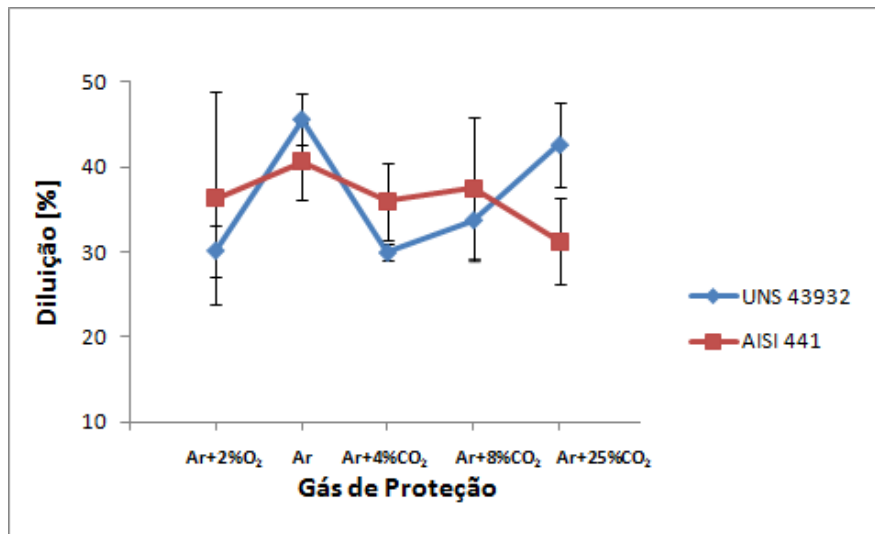


Figura 4.12. Diluição em função do gás de proteção utilizado medida na sessão do corpo de prova soldado com o metal de adição ER430Ti nos metais de base UNS 43932 e AISI 441

4.4 Obtenção das condições de soldagem para o metal de adição ER430LNb

A Tabela 4.9 apresenta os testes preliminares com o metal de adição ER430LNb, que foram realizados no metal de base UNS 43932, para os cinco gases de proteção. Para a obtenção dos parâmetros de soldagem utilizaram-se a tensão de soldagem regulada na máquina (14,8 V), velocidade de soldagem ($3 \cdot 10^{-3}$ m/s), velocidade de alimentação ($6,7 \cdot 10^{-2}$ m/s) e a indutância de subida e descida definidas durante a obtenção dos parâmetros de soldagem para o metal de adição ER308LSi.

Da mesma forma realizada com o metal de adição ER430Ti, baseou-se nas distâncias de bico de contato peça obtidas para a soldagem com o arame ER308LSi (que podem ser observadas na Tabela 4.2), pequenas alterações na DBCP de modo a se obter correntes médias de soldagem de aproximadamente 92 A.

A Tabela 4.10 apresenta as condições de soldagem que foram selecionadas para trabalhar com o metal de adição ER430LNb e metais de base UNS 43932 e AISI 441. Nota-se que de forma similar ao que ocorreu com o metal de adição ER308LSi houve um aumento da DBCP com o aumento do teor de dióxido de carbono em mistura com argônio, além de um aumento das frequências de curto-circuito com o aumento do teor de elemento oxidante no gás de proteção.

Tabela 4.9. Testes preliminares realizados com o metal de adição ER430LNb e o metal de base UNS 43932

Gás	U [V]	V_{SOLD} 10^{-3} [m/s]	V_{ALIM} 10^{-2} [m/s]	$K_{S/D}$	U_M [V]	DBCP 10^{-3} [m]	I_M [A]	E [J/m]
Ar	16	3	6,7	20/20	14,8	16	90	399600
Ar+2%O ₂	16	3	6,7	20/20	14,8	20	92	408480
Ar+4%CO ₂	16	3	6,7	20/20	14,8	20	89	395160
Ar+8%CO ₂	16	3	6,7	20/20	14,8	14	112	497280
Ar+8%CO ₂	16	3	6,7	20/20	14,8	20	94	417360
Ar+8%CO ₂	16	3	6,7	20/20	14,8	21	92	408480
Ar+25%CO ₂	16	3	6,7	20/20	14,8	22	91	404040

Tabela 4.10. Condições de soldagem para o metal de adição ER430LNb e metais de base UNS 43932 e AISI 441

Arame	Gás de Proteção	V_{SOLD} 10^{-3} [m/s]	V_{ALIM} 10^{-2} [m/s]	$K_{S/D}$	DBCP 10^{-3} [m]	I_M [A]	f [Hz]
ER430LNb	Ar	3	6,7	20/20	16	90	17
	Ar+2%O ₂				20	92	21
	Ar+4%CO ₂				20	89	23
	Ar+8%CO ₂				21	92	30
	Ar+25%CO ₂				22	91	41

Observa-se pela Tabela 4.10 e pelos oscilogramas de corrente e tensão de soldagem, medidos na saída da fonte, que quando se soldou com o metal de adição ER430LNb e ,respectivamente, os gases de proteção utilizados apresentados nas Figuras A.14 a A.18, Anexo A, que a frequência de curto-circuito aumentou com o acréscimo do teor de elemento oxidante no gás de proteção, similar ao que ocorreu com o metal de adição ER308LSi (Tabela 4.2).

Os aspectos dos cordões soldados com o arame ER430LNb e gases de proteção Ar, Ar+2%O₂, Ar+4%CO₂, Ar+8%CO₂ e Ar+25%CO₂, respectivamente nos metais de base UNS 43932 e AISI 441 podem ser observados nas Figuras A.19 e A.20, Anexo A. Observa-se que os cordões apresentam aspectos similares, com baixa quantidade de respingo e sem presença de óxidos, conforme foi evidenciado para os outros metais de adição utilizados.

A Tabela 4.11 apresenta as medições dos perfis dos cordões de solda (respectivamente largura, penetração e reforço) realizadas nos cordões soldados com o arame ER430LNb nos metais de base UNS 43932 e AISI 441. Da mesma forma realizada com os cordões soldados com os demais metais de adição, fizeram-se três medições na

sessão transversal do cordão (que podem ser observadas nas Tabelas A.8, A.9 e A.10, Anexo A) para cada variável, sendo uma no início (A), uma no meio (B) e uma no final (C) do cordão de solda. Com estas três medidas tirou-se uma média aritmética e calculou-se o desvio padrão, para se ter maior confiabilidade nos resultados.

Tabela 4.11. Médias e desvios padrões dos perfis (largura, penetração e reforço) dos cordões de soldados com o metal de adição ER430LNb nos metais de base UNS 43932 e AISI 441

MB	Arame	Gás de Proteção	Largura 10 ⁻³ [m]		Penetração 10 ⁻³ [m]		Reforço 10 ⁻³ [m]	
			Média	Desvio	Média	Desvio	Média	Desvio
UNS 43932	ER430LNb	Ar	6,92	0,12	2,70	0,56	2,36	0,86
		Ar+2%O ₂	7,05	0,08	2,45	0,20	2,42	0,34
		Ar+4%CO ₂	7,05	0,18	2,42	0,31	2,71	0,23
		Ar+8%CO ₂	6,97	0,11	2,43	0,25	2,67	0,58
		Ar+25%CO ₂	6,78	0,20	2,30	0,10	2,50	0,12
AISI 441	ER430LNb	Ar	7,07	0,23	2,52	0,03	2,70	0,32
		Ar+2%O ₂	6,96	0,28	2,39	0,10	2,31	0,34
		Ar+4%CO ₂	7,26	0,23	2,38	0,19	2,83	0,39
		Ar+8%CO ₂	6,97	0,21	2,52	0,22	2,70	0,49
		Ar+25%CO ₂	7,27	0,24	2,83	0,50	2,85	0,02

As Figuras 4.13, 4.14 e 4.15 apresentam respectivamente os gráficos da largura, penetração e reforço medidos nas sessões transversais dos cordões de solda em função do tipo de gás de proteção utilizado para os metais de base UNS 43932 e AISI 441. Observa-se que de uma forma geral, levando em consideração o desvio padrão, os perfis dos cordões ficaram em uma mesma faixa para todos os gases de proteção utilizados.

A Tabela 4.12 apresenta os valores médios e o desvio padrão de diluição para os cordões de soldados com o metal de adição ER430LNb, para o cálculo utilizou-se os três valores medidos de área total e os três de área fundida, apresentados na Tabela A.12, Anexo A.

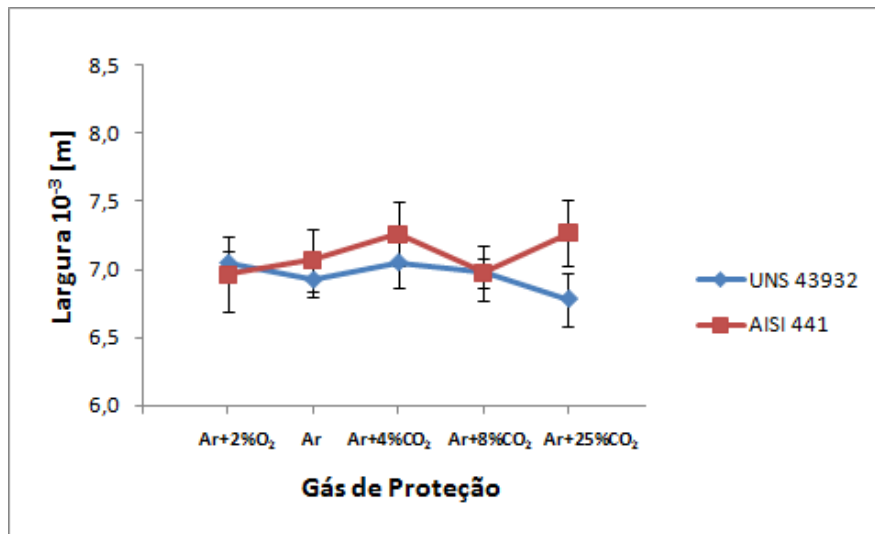


Figura 4.13. Largura em função do gás de proteção utilizado medido na sessão do corpo de prova soldado com o metal de adição ER430LNb no metal de base UNS 43932 e AISI 441

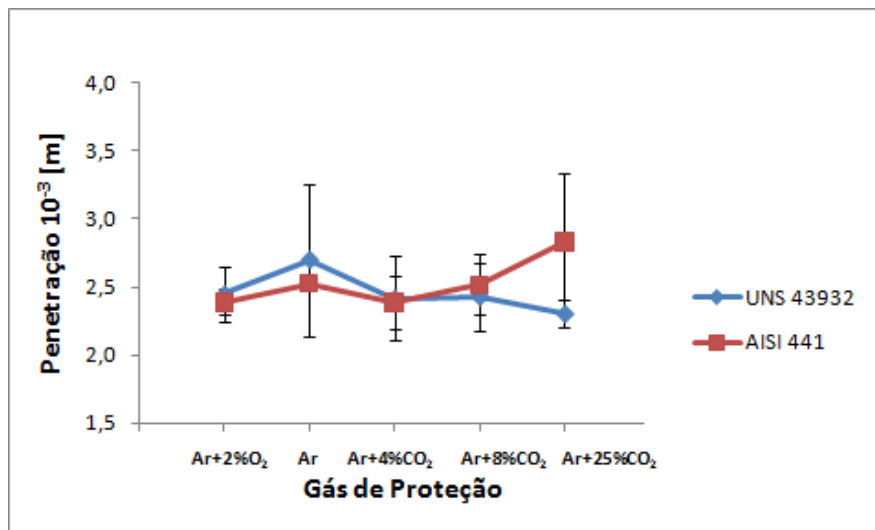


Figura 4.14. Penetração em função do gás de proteção utilizado medido na sessão do corpo de prova soldado com o metal de adição ER430LNb no metal de base UNS 43932 e AISI 441

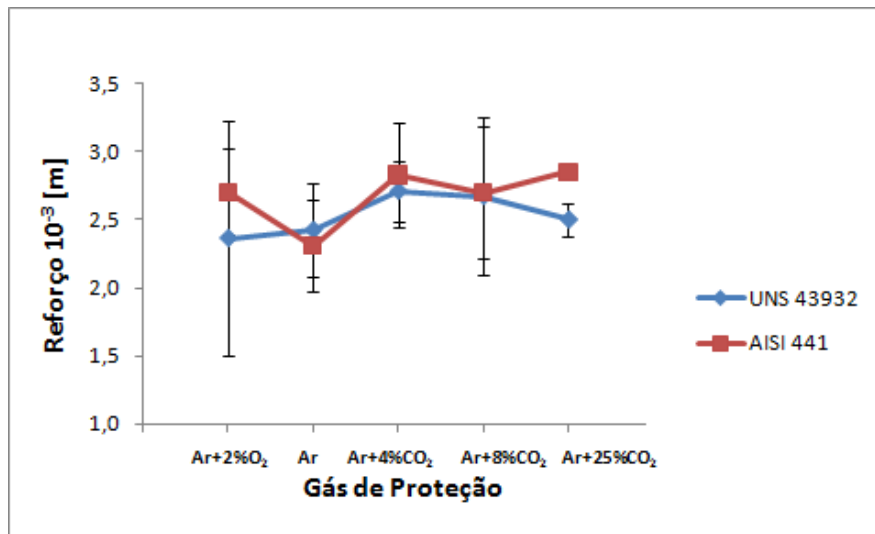


Figura 4.15. Reforço em função do gás de proteção utilizado medido na sessão do corpo de prova soldado com o metal de adição ER430LNb no metal de base UNS 43932 e AISI 441

Tabela 4.12. Medições da diluição realizadas na sessão transversal dos corpos de prova soldados com o metal de adição ER430LNb nos metais de base UNS43932 e AISI 441

MB	Arame	Gás de Proteção	Diluição				
			A	B	C	Média	Desvio
UNS 43932	ER430LNb	Ar	20,19	61,48	20,33	34,00	23,80
		Ar+2%O ₂	22,08	26,78	36,85	28,57	7,55
		Ar+4%CO ₂	34,48	9,06	22,95	22,17	12,73
		Ar+8%CO ₂	36,71	15,16	27,62	26,50	10,82
		Ar+25%CO ₂	26,08	24,79	36,55	29,14	6,45
AISI 441	ER430LNb	Ar	29,74	35,67	35,83	33,75	3,47
		Ar+2%O ₂	45,76	30,36	33,84	36,65	8,08
		Ar+4%CO ₂	21,87	35,10	30,18	29,05	6,69
		Ar+8%CO ₂	30,15	26,33	21,66	26,05	4,25
		Ar+25%CO ₂	23,91	41,29	32,60	32,60	8,69

A Figura 4.16 apresenta o gráfico da diluição do cordão de solda em função do tipo de gás de proteção utilizado para os metais de base UNS 43932 e AISI 441. Observa-se que, levando em consideração as barras de desvio padrão, a diluição ficou dentro de uma mesma faixa para os dois metais de base.

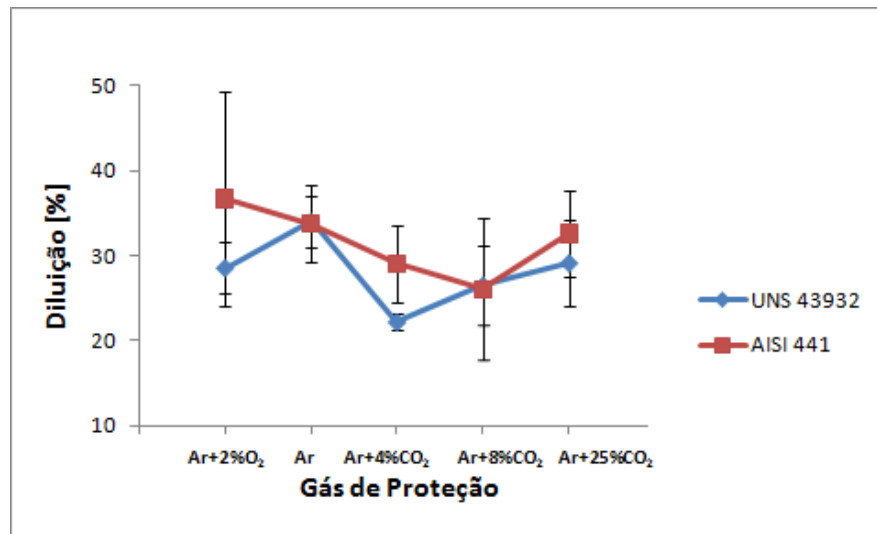


Figura 4.16. Diluição em função do gás de proteção utilizado medido na sessão do corpo de prova soldado com o metal de adição ER430LNb no metal de base UNS43932 e AISI 441

4.5. Comparativos entre os metais de adição

A Tabela 4.13 apresenta os valores médios e o desvio padrão calculados para cada par metal de adição e metal de base. Estes valores foram calculados utilizando as diluições encontradas para os cinco gases de proteção estudados para cada par metal de adição e metal de base.

Tabela 4.13. Diluição Média e Desvio Padrão para cada par Metal de Base e Metal de Adição

MB	Metal de Adição	Diluição Média	Desvio Diluição
UNS 43932	ER308LSi	20,0	1,3
UNS 43932	ER430Ti	39,0	11,2
UNS 43932	ER430LNb	28,1	4,3
AISI 441	ER308LSi	25,4	7,1
AISI 441	ER430Ti	38,0	8,5
AISI 441	ER430LNb	31,6	4,1

Com base nos valores apresentados na Tabela 4.13 as Figuras 4.17 e 4.18 apresentam a diluição em função do metal de adição utilizado respectivamente para o metal de base UNS 43932 e AISI 441.

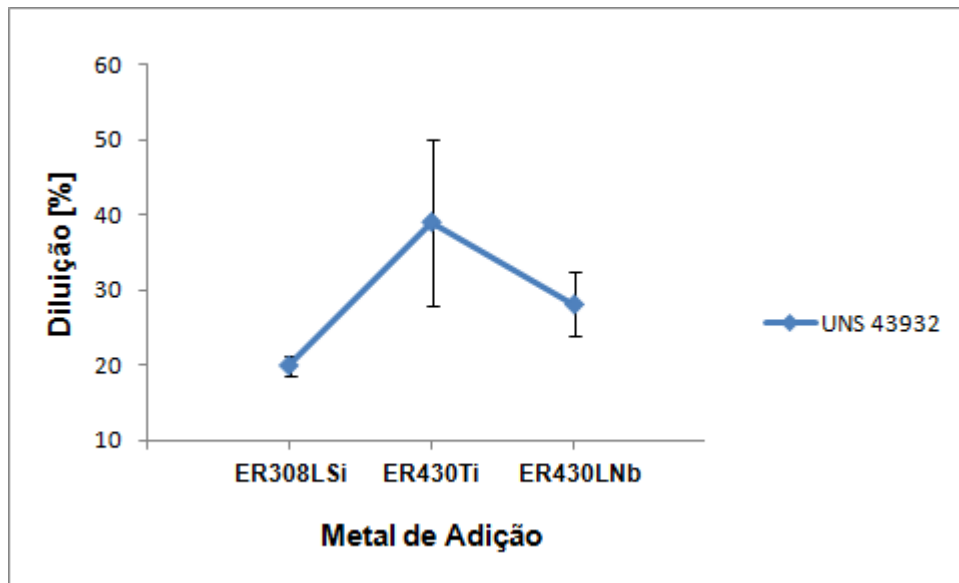


Figura 4.17. Diluição em função do metal de adição para o metal de base UNS 43932

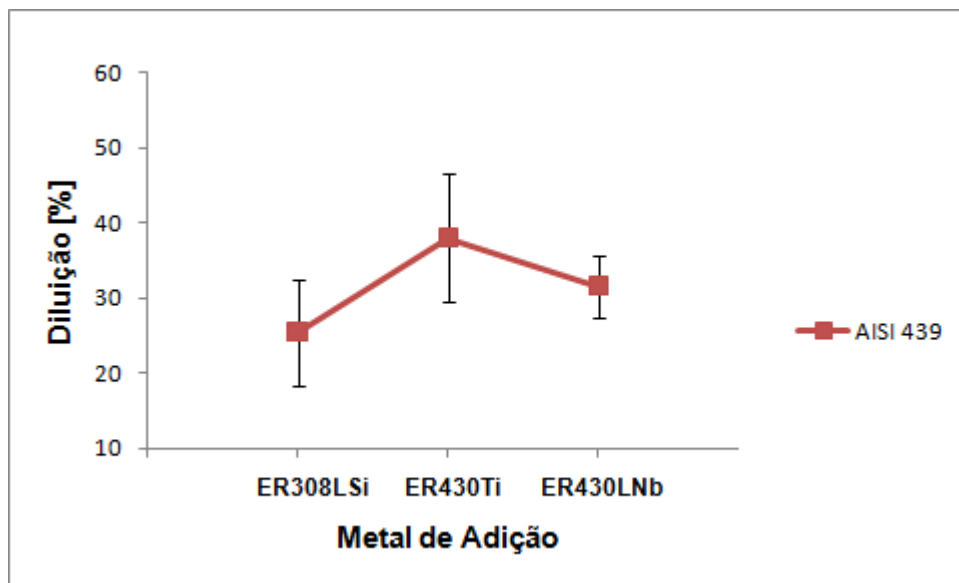


Figura 4.18. Diluição em função do metal de adição para o metal de base AISI 441

Nota-se que, levando-se em consideração o desvio padrão, pode-se afirmar que todos os metais de adição estudados ficaram aproximadamente dentro de uma mesma faixa de diluição. É importante se observar é que os desvios padrões obtidos para o metal de adição ER430Ti foram muito superiores aos dos demais metais de adição para ambos metais de base. Este fato pode estar relacionado à instabilidade ao se soldar com este metal de adição, conforme já comentado anteriormente.

Analisando em termos de valores médios, é possível afirmar, para os dois metais de base, que o metal de adição ER308LSi apresentou menores diluições e maiores valores

foram observados com o metal de adição ER430Ti. Madeira (2007) notou para mesmas regulagens da fonte de tensão constante, que o metal de adição ER430Ti necessita de maiores valores de corrente em relação aos outros dois arames, podendo este fato estar relacionado com as variações observadas. Porém, são necessários estudos mais detalhados, que serão indicados a serem desenvolvidos em trabalhos futuros

4.6. Síntese dos resultados do Capítulo

Buscou-se neste capítulo encontrar condições de soldagem para os dois metais de bases, três metais de adição e cinco tipos de gás de proteção utilizados que apresentasse aproximadamente o mesmo calor imposto, considerando um rendimento térmico de 100%. Deste objetivo pode-se citar que:

- Conseguiu-se soldar em todas as condições com calor imposto similar, em média de 400 KJ/m, alterando exclusivamente a distância de bico de contato peça. Trabalhou-se com uma variação de 12 a 16 mm de DBCP para o metal de adição ER308LSi, com 14 a 17 para o ER430Ti e com 16 a 22 para o ER430LNb. Para os metais de adição ER308LSi e ER430LNb houve um aumento da DBCP com o aumento de dióxido de carbono no gás de proteção, que não ocorreu para o metal de adição ER430Ti.

- Os perfis dos cordões de solda para todas as condições ficaram com geometrias similares, com valores médios de largura, reforço e penetração, respectivamente, em aproximadamente 7,0, 2,5 e 2,2 mm.

- A diluição para o metal da adição ER430Ti, que em valor médio ficou em 38%, foi um pouco superior aos demais arames utilizados (ER308LSi 25% e ER430LNb 28%), mas dentro de uma faixa de trabalho esperada e próximo aos demais materiais.

