

**UNIVERSIDADE FEDERAL DE SANTA CATARINA
DEPARTAMENTO DE ENGENHARIA MECÂNICA
PROGRAMA DE PÓS-GRADUAÇÃO EM CIÊNCIA E
ENGENHARIA DE MATERIAIS**

Bernardo João Rachadel

**ESTUDO PARA A OTIMIZAÇÃO DA SOLDAGEM MIG/MAG
ROBOTIZADA DE PEÇAS EM AÇO INOXIDÁVEL FERRÍTICO
CONFORMADAS POR ESTAMPAGEM**

Dissertação submetida ao Programa de Pós-Graduação em Ciência e Engenharia de Materiais da Universidade Federal de Santa Catarina para a obtenção do Grau de Mestre em Ciência e Engenharia de Materiais.

Orientador: Prof. Dr. Carlos Enrique Niño Bohórquez

Florianópolis, março de 2013

Ficha de identificação da obra elaborada pelo autor,
através do Programa de Geração Automática da Biblioteca
Universitária da UFSC.

Rachadel, Bernardo João

Estudo para otimização da soldagem MIG/MAG robotizada de
peças em aço inoxidável ferrítico conformadas por estampagem
/ Bernardo João Rachadel ; orientador, Carlos Enrique Niño
Bohórquez - Florianópolis, SC, 2013.

109 p.

Dissertação (mestrado) - Universidade Federal de Santa
Catarina, Centro Tecnológico. Programa de Pós-Graduação em
Ciência e Engenharia de Materiais.

Inclui referências

1. Ciência e Engenharia de Materiais. 2. Engenharia
mecânica. 3. Soldagem MIG/MAG - processo. 4. Soldagem
robotizada. 5. Aço inoxidável ferrítico. I. Bohórquez, Carlos
Enrique Niño . II. Universidade Federal de Santa Catarina.
Programa de Pós-Graduação em Ciência e Engenharia de
Materiais. III. Título.

Bernardo João Rachadel

**ESTUDO PARA A OTIMIZAÇÃO DA SOLDAGEM MIG/MAG
ROBOTIZADA DE PEÇAS EM AÇO INOXIDÁVEL FERRÍTICO
CONFORMADAS POR ESTAMPAGEM**

Esta Dissertação foi julgada adequada para obtenção do Título de Mestre em Engenharia e Ciência de Materiais e aprovada em sua forma final pelo Programa de Pós-Graduação em Ciência e Engenharia de Materiais.

Florianópolis, 26 de março de 2013.

Prof. Antonio Pedro Novaes de Oliveira, Dr. Ing.
Coordenador do Curso

Banca Examinadora:

Prof. Carlos Enrique Niño Bohórquez, Dr. Eng.
Orientador
Universidade Federal de Santa Catarina

Prof. Carlos Augusto Silva de Oliveira, D.Sc.
Universidade Federal de Santa Catarina

Prof. Augusto José de Almeida Buschinell, Dr. Ing.
Universidade Federal de Santa Catarina

Prof. Hélio Ormeu Ribeiro, Dr. Eng.
Instituto Federal de Educação, Ciência e Tecnologia de Santa Catarina

Dedico esta dissertação a minha
mãe Maria Nilta e meu pai João
Joaquim (*in memoriam*).

AGRADECIMENTOS

A Deus, o criador.

À minha esposa Nelzita e aos filhos Karla, Renata e Bernardo Junior, que durante este período sempre me deram apoio.

Aos meus pais João Joaquim Rachadel (*in memorian*) e Maria Nilta Rachadel, que sempre me incentivaram a estudar.

Ao meu orientador, Professor Carlos Enrique Niño Bohórquez pela amizade, dedicação e confiança na realização deste trabalho.

Ao Instituto Federal de Ciência e Tecnologia de Santa Catarina (IFSC), pelo apoio no desenvolvimento deste trabalho.

À Universidade Federal de Santa Catarina e ao Programa de Pós-Graduação em Ciência e Engenharia de Materiais pela oportunidade de aprofundar minha formação acadêmica.

Aos meus colegas do IFSC pelas contribuições e discussões durante os estudos em especial aos professores Hélio, Erwin, Aurélio, Milton, Bruno, Henrique, Luiz, Marcelo Vandresen e Izac.

Ao Técnico do Laboratório de Mecânica do IFSC, Gabriel Costa Sousa, pela colaboração e construção dos gabaritos usados na soldagem das amostras.

Aos bolsistas do laboratório de solda do IFSC Álvaro, Leonardo e Gustavo pela contribuição na execução das soldas.

Aos colegas do LabMat-UFSC Misleine e Diego que ajudaram na realização dos ensaios.

Aos bolsistas do Lab. Materiais do IFSC Tarcisio e Daniel pela contribuição na preparação das amostras para análise metalográfica.

A empresa Tuper, na pessoa do Eng. Alessandro Barbosa, pelo fornecimento de informações e dos materiais para a confecção dos corpos de provas.

Ao colega professor Euclides do Instituto Federal de Ciência e tecnologia do Paraná – Campus Paranaguá, pelas contribuições em especial na realização e análise dos ensaios de corrosão.

A todos, muito obrigado.

RESUMO

O presente trabalho teve por finalidade elaborar os procedimentos para a soldagem robotizada pelo processo MIG/MAG de coletor de escapamento, fabricado a partir de chapas conformadas em aço inoxidável ferrítico. O material de base usado foi um aço inoxidável ferrítico AISI 441 com espessura de 1,8 mm, o material de adição utilizado foi arame eletrodo de aço inoxidável AWS ER 430Ti com diâmetro de 1,0 mm. Empregaram-se três tipos de gases de proteção, a saber: misturas de argônio com 4% de CO₂, 15% de CO₂ e 2% de O₂. Os experimentos objetivaram determinar as condições de soldagem que produzem uma solda satisfatória, sob os aspectos de estabilidade do arco e de dimensões e geometria do cordão. Primeiro, foi realizada a deposição de cordões sobre chapa plana *bead on plate* de 60 x 150 mm de largura e comprimento, respectivamente, para estabelecer as melhores condições para obter um arco estável. Nesta etapa foram variados apenas os valores do *arc trim* (ajuste do comprimento do arco) e DBCP (distância bico de contato peça), mantendo-se as demais variáveis fixas. Em seguida, foram feitas soldagens na posição plana, em junta sobreposta, para determinar as condições que resultam em um cordão de geometria e tamanho satisfatórios. As seções transversais às soldas foram submetidas à análise microestrutural, metalografia quantitativa, medição de dureza e ensaios de corrosão intergranular. Nestes ensaios constatou-se, como esperado, que ao diminuir o valor de *arc trim* ocorre um aumento na velocidade do arame, o que diminui o comprimento e a tensão do arco. Ao utilizar uma maior DBCP, há um aumento significativo na tensão do arco. Os valores de microdureza não tiveram variação significativa nas três regiões que compõem a solda, ou seja, zona de fusão, ZAC (zona afetada pelo calor) e metal de base. Nas análises realizadas em relação ao tamanho de grão na região da ZAC, notou-se moderado crescimento de grão. As condições mais adequadas para a soldagem foram *arc trim* de -8, DBCP de 12 mm e gás de proteção Ar + 2% de O₂. Com elas a soldagem transcorreu sem curtos-circuitos, e os cordões de solda obtidos tiveram aspecto uniforme e ficaram livres de descontinuidades.

PALAVRAS CHAVES: aço inoxidável ferrítico, soldagem MIG/MAG, *arc trim*, *meltback*, DBCP.

ABSTRACT

The present work aims to develop MIG/MAG arc welding procedures for automated applications for lap joints in ferritic stainless steel used in automotive exhaust manifolds. The base material used was ferritic stainless steel type AISI 441 with a thickness of 1.8 mm and the filler material used was a wire AWS ER 430Ti stainless steel with a diameter of 1.0 mm. The tests were conducted using three different kinds of shielding gas: Argon with 4% CO₂, Argon with 15% CO₂ and Argon with 2% O₂. The experiments were designed in order to determinate the welding conditions that produce the best arc stability, bead geometry and bead dimensions. To establish the best conditions for obtaining a stable arc, welding beads were deposited on flat steel sheet specimens (bead on plate) measuring 60 mm width and 150 mm length. In those tests, were varied only the values of the arc trim (arc length adjustment) and the CTWD (contact tip to work distance), keeping constant the other variables. Afterward, welds were made in the flat position in lap joint, in order to study the conditions which resulted in a satisfactory bead geometry and size. The welding cross sections were analyzed through metallographic tests, micro-hardness, intergranular corrosion tests and grain size measurements. It was verified, as expected, that by decreasing the value of arc trim there was an increase in the wire speed, which reduced the arc length. The microhardness values have not changed significantly in the three main regions of the weld, comprising the weld metal, or fusion zone, HAZ (Heat-affected zone) and the base metal. Analyses undertaken in the HAZ region revealed a moderate grain growth. The welding parameters that resulted in the best welding conditions were *arc trim* -8, DBCP 12 mm and shielding gas Argon with 2% O₂. With this condition, the process was performed without short circuiting and the weld beads had uniform appearance and absence of discontinuities.

KEYWORDS: ferritic stainless steel, MIG/MAG, arc trim, meltback, CTWD.

LISTA DE FIGURAS

Figura 3.1 - Diagrama pseudobinário Fe-Cr-Ni com 70% de ferro (LIPPOLD e SAVAGE, 1979 <i>apud</i> LIPPOLD e KOTECKI, 2005).....	31
Figura 3.2 - Diagrama de fase pseudobinário do aço inoxidável duplex. Na faixa hachurada são indicadas as principais ligas comerciais (LIPPOLD e KOTECKI, 2005).....	34
Figura 3.3 - Diagrama de fase Fe Cr (KOU, 2003).....	36
Figura 3.4 - Diagrama de fases pseudobinário para ligas Fe-C-Cr com 17% Cr (CASTRO e TRICOT, 1962 <i>apud</i> LIPPOLD e KOTECKI, 2005).....	38
Figura 3.5 - Efeito dos teores de intersticiais e de cromo na ductilidade e resistência à corrosão do material como soldado (DAVIS, 2006).	40
Figura 3.6 - Junta soldada de aço inoxidável ferrítico: A - metal de solda; B - ZAC, C - metal de base (LIPPOLD e KOTECKI, 2005).....	41
Figura 3.7 - Temperatura <i>solvus</i> para compostos estabilizadores (GORDON e BENNEKOM, 1996).	44
Figura 3.8 - A influência da adição de CO ₂ ao Ar no perfil e penetração do cordão de solda (WEMAN e LINDEN, 2006).....	48
Figura 3.9 - Transferência das gotas e valores de corrente e tensão no arco ao soldar no modo MIG-P (subíndices p, b, m, significam pulso, base e médio, respectivamente) (SCOTTI e PONOMAREV, 2008).....	51
Figura 3.10 - Ilustração de um sensor a laser típico, montado à frente da tocha de soldagem. (CEDERBERG <i>et al.</i> <i>apud</i> PIRES <i>et al.</i> , 2006).....	55
Figura 3.11 - Esquerda: definição de Ponto central da ferramenta (<i>tool center point</i> , TCP) e os sentidos durante o tecimento através do sensor de arco elétrico. Direita: a posição ideal de detecção do arco para o rastreamento da junta (FRIDENFALK <i>apud</i> PIRES <i>et al.</i> , 2006).	56
Figura 4.1 - Vista frontal do coletor de gases, com os valores da folga em mm, medida em vários locais ao longo das juntas a soldar.	58
Figura 4.2 - Macrografias das seções transversais do cordão de solda do CP 1.62	
Figura 4.3 - Macrografias das seções transversais do cordão de solda do CP 2.63	
Figura 4.4 - Obtenção da equação que relaciona o diâmetro médio dos grãos e o tamanho ASTM, com base nos dados da norma ASTM E112-10.	67
Figura 4.5 - Macrografia da solda, onde são indicadas a partes que a compõem.	68
Figura 4.6 - Desenho esquemático do <i>Rollover</i> (Norma GM 14058).	69
Figura 4.7 - Desenho esquemático do <i>Meltback</i> (Norma GM 14058)	69
Figura 4.8 - Desenho esquemático dos principais critérios de aceitabilidade segundo a norma GMW14058.	71
Figura 4.9 - Equipamentos usado na soldagem das amostras: a - controlador, b - alimentador de arame, c - fonte de energia e d – robô de soldagem.	71
Figura 4.10 - Desenho esquemático do equipamento usado no ensaio de corrosão.	73
Figura 5.1 - Variação da tensão e velocidade de alimentação do arame em função do <i>arc trim</i>	76

Figura 5.2 - Oscilograma de tensão para $arc\ trim = -8$. A frequência de curtos-circuitos é ao redor de 2 por segundo.	77
Figura 5.3 - Oscilograma de tensão para $arc\ trim = -10$. Frequência de curtos-circuitos entre 15 a 20 por segundo.	77
Figura 5.4 - Ampliação da escala de tempo ao redor de um curto-circuito.	78
Figura 5.5 - Ampliação do oscilograma nas duas escalas de medida, para avaliar a resolução na leitura da tensão.	78
Figura 5.6 - Variação da tensão em função do DBCP	80
Figura 5.7 - Oscilograma de solda realizada variando o DBCP ao longo do cordão: de 1 a 3 s, DBCP de 10 mm, de 3 a 5,5 s, 12 mm e de 5,5 a 8,5 s, 14 mm.	81
Figura 5.8 - Tensão média e desvio padrão com a variação do DBCP.	82
Figura 5.9 - Ao soldar com DBCP pequena (neste caso 10 mm) ocorreram curtos-circuitos.	82
Figura 5.10 - Oscilograma para DBCP grande (de 16 mm). A tensão do arco é maior e apresenta grande variabilidade (a linha em vermelho corresponde à tensão média, avaliada em períodos de 01 ms).	83
Figura 5.11 - Detalhe do intervalo com DBCP de 10 mm (2 a 3 s).	84
Figura 5.12 - Detalhe do intervalo com DBCP de 12 mm (4 a 5 s).	84
Figura 5.13 - Detalhe do intervalo com DBCP de 14 mm (7 a 8 s).	85
Figura 5.14 - Macrografias das seções transversais do cordão de solda com folgas 0,0; 0,8 e 1,6 mm.	86
Figura 5.15 - Cordão de solda obtido em junta sobreposta de inox AISI 441, com metal de adição AWS ER 430Ti e gás de proteção Ar + 4 % de CO ₂ . a) Vista superior, com grande quantidade de pontos de retração <i>meltback</i> , b) Corte transversal, c) Corte transversal na retração.	88
Figura 5.16 - Cordão de solda com boa aparência e sem retração, obtido ao soldar junta sobreposta de inox AISI 441, com metal adição AWS ER 430Ti e gás de proteção Ar + 15% de CO ₂ : a) Vista superior, b) Corte transversal.	89
Figura 5.17 - Soldagem em junta sobreposta de inox ferrítico AISI 441 de 1,8 mm de espessura, metal adição inox ferrítico AWS ER 430Ti, gás de proteção Ar + 2 % de O ₂ . Ótima qualidade da solda. a) Vista superior, b) Corte transversal.	90
Figura 5.18 - Soldagem em junta sobreposta de inox austenítico AISI 304, com metal adição inox ferrítico AWS ER 430Ti e gás de proteção Ar + 2 % de O ₂ . Ótima qualidade da solda e grande penetração. a) Vista superior, b) Corte transversal.	91
Figura 5.19 - Micrografia do ensaio de microdureza (HV) da junta soldada de ferrítico AISI 441.	93
Figura 5.20 - Diagrama de Schaeffler com os pontos (Cr _{eq} , Ni _{eq}) correspondentes ao MB AISI 304, MA AWS ER 430Ti e MS duplex, para diluição de 40 % (MODENESI, 2001).	95
Figura 5.21 - Microestrutura (HV) da zona de fusão de solda obtida com metal de base austenítico AISI 304 e metal de adição ferrítico AWS ER 430Ti. Indentações de microdureza de 1 a 6.	96

Figura 5.22 - Solda obtida com metal de base inox ferrítico AISI 441, metal de adição ferrítico AWS ER 430 Ti, gás de proteção argônio + 15% CO ₂ . Região com extensa corrosão intergranular. Ataque: Ácido oxálico 10%.	97
Figura 5.23 - Soldagem MIG/MAG de aço inoxidável ferrítico AISI 441 com metal adição ferrítico AWS ER 430 Ti, gás de proteção mistura de 96% de argônio e 4% de CO ₂ . Ausência de corrosão intergranular. Ataque: Ácido oxálico 10%	98
Figura 5.24 - Precipitação de carbonetos nos contornos de grão da ZAC-GG, observada em solda realizada com material de base AISI 441, metal de adição AWS ER 430Ti e gás de proteção Ar+15% CO ₂ . Ataque: Vilela.	100
Figura 5.25 - Microestruturas de junta soldada de aço AISI 441 e metal de adição AWS ER 430Ti com gás de proteção Ar + 4% CO ₂ . MB – Material de base, ZAC – Zona afetada pelo calor, ZF – Zona fundida. Ataque: Vilela.....	101
Figura 5.26 – Figura anterior com maior ampliação.	102
Figura 5.27 - Microestruturas de junta soldada de aço AISI 441 e metal de adição AWS ER 430Ti com gás de proteção Ar + 15% CO ₂ . Precipitação de carbonetos nos contornos de grão, adjacente à linha de fusão. Ataque: Vilela	102
Figura 5.28 -. Figura anterior com maior ampliação.....	103

LISTA DE TABELAS

Tabela 4.1 - Composição química do aço AISI 441 (% em peso).	58
Tabela 4.2 - Valores da folga (em mm) nas diversas curvas do coletor.....	59
Tabela 4.3 - Composição química do aço AISI 304 (% em peso).	59
Tabela 4.4 - Composição química do metal de adição AWS ER 430Ti (% em peso).	60
Tabela 4.5 - Resumo das condições a variar nos ensaios.....	65
Tabela 5.1 - Valores médios da tensão e corrente em função do <i>arc trim</i> , ao soldar com DBCP de 12 mm e corrente de 201 A.	75
Tabela 5.2 - Ensaio variando DBCP com <i>arc trim</i> de -4, dados do SAP.....	79
Tabela 5.3 - Ensaio Variando DBCP ao longo do cordão, corrente 182 A, <i>arc trim</i> de -4, dados do SAP.....	83
Tabela 5.4 - Valores da área fundida (A), garganta (a) e convexidade (c) das macrografias mostradas na figura 5.14	87
Tabela 5.5 - Medidas de microdureza realizados no metal de base aço inoxidável ferrítico AISI 441.....	92
Tabela 5.6 - Medidas de microdureza (HV) metal de base AISI 441 soldado com ferrítico AWS ER 430Ti, nas regiões da ZF, ZAC e MB com variação do gás de proteção.	92
Tabela 5.7 - Medidas de microdureza realizados no metal de base aço inoxidável austenítico AISI 304.....	93
Tabela 5.8 - Valores de microdureza da zona fundida, em soldas elaboradas com metal de base austenítico AISI 304 e metal de adição ferrítico AWS ER 430Ti.	94
Tabela 5.9 - Composição química estimada para o metal de solda (MB AISI 304 e MA AWS ER 430Ti)(% em peso)	95
Tabela 5.10 - Valores do tamanho de grão obtidos por metalografia quantitativa no metal de base e na ZAC, para soldas com material de base AISI 441, metal de adição AWS ER 430Ti e vários gases de proteção.	99

LISTA DE ABREVIATURAS E SIGLAS

A – Austenita
a – Garganta
AISI – American Iron and Steel Institute
Arc trim – Ajuste do comprimento do arco
ASTM – American Society for Testing and Materials
AWS – American Welding Society
c – Convexidade
C1 – Carboneto (Cr,Fe)₂₃C₆
C2 – Carboneto (Cr,Fe)₇C₃
CAD – Computer Aided Design
CFC – Cúbica de face centrada
CP – Corpo de prova
Creq – Cromo equivalente
CTE – Coeficiente de expansão térmica
D – Diluição
DBCP – Distância bico de contato peça
dg – Diâmetro médio dos grãos
e – Espessura da chapa
Ei – Teor (em percentual) de um determinado elemento químico
F – Ferrita
G – Tamanho de grão ASTM
HV – Microdureza Vickers
Ib – Corrente de base
Ip – Corrente de pulso
L – Fase líquida
l – Largura de fusão
M – Martensita
m – Mordedura
MA – Metal de adição
MB – Metal de base
MIG/MAG – Metal inert gas/metal active gas
MS – Metal de solda
Nieq – Níquel equivalente
p – Penetração
PH – Precipitatum hardened (endurecido por precipitação)
ppm – Partes por milhão
PWHT – Postweld heat treatment (tratamento térmico pós soldagem)
SAP – Sistema de aquisição e processamento
tb – Tempo de base

TCP – Tool center point (ponto central da ferramenta)

TIG – Tungsten Inert Gas

tp – Tempo de pulso

UNS – Unified numbering system

Valim – Velocidade de alimentação do arame

ZAC – Zona afetada pelo calor

SUMÁRIO

1 INTRODUÇÃO	25
2 OBJETIVOS	27
2.1 OBJETIVO GERAL	27
2.2 OBJETIVOS ESPECÍFICOS	27
3 REVISÃO BIBLIOGRÁFICA	29
3.1 AÇOS INOXIDÁVEIS	29
3.1.1 Aços inoxidáveis austeníticos	30
3.1.2 Aços inoxidáveis martensíticos	32
3.1.3 Aços inoxidáveis duplex	33
3.1.4 Aços inoxidáveis endurecidos por precipitação (PH)	35
3.1.5 Aços inoxidáveis ferríticos	35
3.2 SOLDAGEM DOS AÇOS INOXIDÁVEIS FERRÍTICOS	37
3.2.1 Dinâmica da solidificação nos aços inoxidáveis ferríticos	38
3.2.2 Resistência à corrosão	39
3.2.3 Formação de martensita e crescimento de grão	41
3.2.4 Trincas de solidificação na solda	42
3.2.5 Fragilização a alta temperatura.	42
3.2.6 Elementos estabilizantes	43
3.2.6.1 Estabilização por titânio	44
3.2.6.2 Estabilização por nióbio	45
3.2.6.3 Dupla Estabilização com Nióbio e Titânio	45
3.2.7 Seleção do metal de adição	46
3.2.8 Tratamento térmico pós soldagem	46
3.2.9 Gases de proteção	47
3.3 PROCESSO DE SOLDAGEM MIG/MAG	49
3.3.1 Transferência por curto circuito	49
3.3.2 Transferência globular	50
3.3.3 Transferência por <i>spray</i>	50
3.3.4 Soldagem MIG pulsado	50
3.3.5 Soldagem MIG pulsado sinérgico	51

3.4 AUTOMATIZAÇÃO DA SOLDAGEM MIG/MAG	52
4 MATERIAIS, MÉTODOS E EQUIPAMENTOS	57
4.1 MATERIAL SOB ESTUDO E CARACTERÍSTICAS DAS PEÇAS A SEREM SOLDADAS	57
4.2 METODOLOGIA	60
4.2.1 Ensaios preliminares realizados para planejar os experimentos definitivos.	60
4.2.1.1 Ensaios com variação do alinhamento.	61
4.2.1.2 Ensaios com variação da folga.	62
4.2.2 Descrição dos experimentos e ensaios definitivos	63
4.2.2.1 Estabelecimento das condições de soldagem ótimas.	63
4.2.2.2 Estudo da influência da variação nas condições de soldagem sobre as características da solda.	65
4.2.3 Outros ensaios realizados	66
4.2.3.1 Ensaio de corrosão	66
4.2.3.2 Medição do tamanho de grão.	66
4.2.3.3 Cálculo da diluição	68
4.2.3.4 Critérios de aceitabilidade	68
4.3 EQUIPAMENTOS	71
4.3.1 Bancada de soldagem	71
4.3.2 Microscópio óptico	72
4.3.3 Microdurômetro	72
4.3.4 Equipamento para ensaio de corrosão.	72
5 RESULTADOS E DISCUSSÃO	75
5.1 INFLUÊNCIA DO DBCP E <i>ARC TRIM</i> SOBRE A ESTABILIDADE DO ARCO.	75
5.1.1 Variando o <i>arc trim</i>	75
5.1.2 Variando DBCP	79
5.2 A INFLUÊNCIA DA FOLGA SOBRE A qualidade DO CORDÃO DE SOLDA	85
5.3 INFLUÊNCIA DO GÁS DE PROTEÇÃO SOBRE A GEOMETRIA E SANIDADE DO CORDÃO DE SOLDA	87
5.3.1 Soldas com mistura de argônio com 4% CO₂	87

5.3.2 Soldas com mistura de argônio com 15% de CO₂	88
5.3.3 Soldas com mistura de argônio com 2% de O₂	89
5.3.3.1 Soldas em juntas de aço inoxidável ferrítico AISI 441.	89
5.3.3.2 Soldas em juntas de aço inoxidável austenítico AISI 304.	90
5.4 ANÁLISE DOS ENSAIOS DE MICRODUREZA	91
5.5 ANÁLISE DOS ENSAIOS DE CORROSÃO	96
5.6 ANÁLISE DO TAMANHO DE GRÃO	98
5.7 ANÁLISE MICROESTRUTURAL	100
6 CONCLUSÕES E SUGESTÕES PARA TRABALHOS FUTUROS	105
6.1 CONCLUSÕES	105
6.2 SUGESTÕES PARA TRABALHOS FUTUROS	106
REFERÊNCIAS	107

1 INTRODUÇÃO

Para peças fabricadas em larga escala, como os componentes de veículos automotivos, a união por soldagem utilizando processos que podem ser facilmente automatizados, como o MIG/MAG, e com deslocamento da pistola por meio de robôs, constitui uma solução passível para aumentar, ao mesmo tempo, a qualidade e a produtividade. Sua implementação será vantajosa quando os maiores custos envolvidos na aquisição e manutenção dos equipamentos, necessários para a automatização, forem compensados com a redução dos custos de fabricação, inspeção e retrabalhos. Além disso, a robotização da soldagem é uma forma de se retirar o homem do ambiente insalubre que o processo de soldagem impõe.

Entretanto, a soldagem robotizada apresenta algumas dificuldades, dentre as quais: variações na geometria das peças a serem soldadas como resultado dos desvios dimensionais próprios do processo de fabricação (por exemplo, da conformação mecânica); diferenças no ajuste e alinhamento entre as peças que formam a junta a soldar; alterações bruscas na trajetória a ser descrita pelo arco de soldagem; variações na posição de soldagem ao longo da junta a soldar.

Quando uma soldagem é realizada de forma manual, como é o caso dos processos eletrodo revestido e TIG (*tungsten inert gás*), o soldador manipula o eletrodo ou a pistola de forma a se adequar às condições que encontra a cada momento. No entanto, numa soldagem robotizada a aplicação é feita normalmente conforme ajustes e programas previamente efetuados, mas que não sofrem alterações durante a execução da soldagem.

Nesse caso, torna-se importante conhecer a influência das características geométricas do componente a soldar e das variáveis de soldagem sobre a qualidade das soldas, por exemplo, sobre os aspectos geométricos que definem não somente o tamanho efetivo da solda que está suportando os esforços, mas também, a concentração de tensões. De posse desse conhecimento é possível especificar procedimentos de soldagem que sejam mais “robustos”, isto é, que produzam soldas satisfatórias independentemente das variações no componente e nas condições de soldagem.

Em função do exposto, para este trabalho foi escolhido como objeto de estudo a soldagem pelo processo MIG/MAG robotizado de dois componentes estampados a partir de chapa plana de aço inoxidável ferrítico, para fabricar um coletor de gases de motor de combustão. Os componentes são produzidos pela Empresa TUPER Sistemas de

Exaustão para Montadoras, em São Bento do Sul - SC. Essa união por soldagem apresenta importantes desafios, quanto à definição e controle das variáveis de soldagem que resultam numa solda satisfatória devido, dentre outros fatores, à sua elevada complexidade geométrica e às variações na geometria inerentes ao processo de fabricação por conformação mecânica.

2 OBJETIVOS

2.1 OBJETIVO GERAL

O objetivo geral deste trabalho é o de otimizar a soldagem robotizada pelo processo MIG/MAG de juntas sobrepostas formadas por peças obtidas por estampagem de chapas de aço inoxidável ferrítico de modo a obter soldas satisfatórias no aspecto dimensional e de descontinuidade.

2.2 OBJETIVOS ESPECÍFICOS

Os objetivos específicos são:

1- Estudar como as variáveis de soldagem afetam a estabilidade do arco e a qualidade da solda, em particular a geometria do cordão e as descontinuidades presentes.

2- Estudar como as variáveis de soldagem afetam as características metalúrgicas e propriedades da solda.

3- Definir condições em que a aplicação robotizada do processo MIG/MAG seja mais robusta, isto é, que seja menos propensa à perda de qualidade da solda causada por alterações nas variações geométricas da peça impostas pelo processo de fabricação.

3 REVISÃO BIBLIOGRÁFICA

Neste capítulo serão abordados assuntos aspectos da soldagem robotizada de peças obtidas por conformação mecânica de chapas de aço inoxidável ferrítico. Assim sendo, primeiro serão descritas as características microestruturais e propriedades mecânicas dos aços inoxidáveis ferríticos, e como elas podem ser afetadas pela soldagem.

Em seguida, serão apresentados assuntos referentes à soldagem MIG/MAG, como os modos de transferência possíveis e a influência das variáveis de processo sobre as características geométricas da solda. Por último, serão abordados conceitos de automatização na soldagem e o uso de robôs.

3.1 AÇOS INOXIDÁVEIS

Dentre os aços, os inoxidáveis ocupam um lugar de destaque devido às melhores propriedades de resistência à corrosão, oxidação e fluência em relação aos aços carbono e baixa liga.

Os aços inoxidáveis constituem um grupo de aços de alta liga baseados nos sistemas Fe-Cr, Fe-Cr-C e Fe-Cr-Ni.

Para serem inoxidáveis, estes aços devem conter o mínimo de 10,5% de Cr dissolvido. Este nível de cromo permite a formação de um filme passivo que protege o material da oxidação e corrosão.

Meios corrosivos podem atacar e remover a camada passiva, causando corrosão nos aços inoxidáveis. A corrosão pode assumir muitas formas, incluindo a corrosão por pites, fenda, e ataque intergranular. Estas formas de corrosão são influenciadas pelo ambiente, pela condição metalúrgica do material e pelas tensões a que está sujeito. Os aços inoxidáveis também têm uma boa resistência à oxidação, mesmo a altas temperaturas, e eles são muitas vezes utilizados como ligas resistentes ao calor (LIPPOLD e KOTECKI, 2005).

Os aços inoxidáveis são utilizados numa grande variedade de aplicações, tais como, geração de energia, indústrias químicas e de processamento de papel e em muitos produtos comerciais, tais como, utensílios de cozinha, equipamentos e automóveis. Aços inoxidáveis também encontram aplicações em áreas como, indústria farmacêutica e de processamento de alimentos. A maioria dos aços inoxidáveis é soldável, mas muitos requerem procedimentos especiais. Em quase todos os casos a soldagem produz mudanças significativas na microestrutura do metal de solda, da zona afetada pelo calor, em relação ao metal de base. Essa mudança pode ser na formação da fase de

equilíbrio desejado, formação de compostos intermetálicos, crescimento de grão, segregação de elementos de liga, introdução de impurezas e outras reações. Em geral, estas mudanças levarão a algum nível de degradação nas propriedades e desempenho, e devem ser consideradas no projeto e na fabricação (LIPPOLD e KOTECKI, 2005).

Diferente de outros materiais, onde a classificação é usualmente por composição, os aços inoxidáveis são classificados com base na fase ou fases metalúrgicas predominantes. As três fases possíveis em aços inoxidáveis são: ferrita, austenita e martensita. Com base nesta microestrutura, os aços inoxidáveis podem ser divididos em quatro classes principais: ferríticos, austeníticos, martensíticos e duplex. Além dessas classes citadas, existem outras, por exemplo, os aços endurecidos por precipitação (PH) (MODENESI, 2001). Os aços inoxidáveis duplex contêm aproximadamente 50% de ferrita e 50% de austenita, aproveitando as propriedades desejáveis de cada fase. Os endurecidos por precipitação têm sua resistência aumentada por meio de tratamento térmico de envelhecimento.

3.1.1 Aços inoxidáveis austeníticos

Os aços inoxidáveis austeníticos, formados principalmente por Fe, Cr e Ni apresentam uma única fase, cúbica de face centrada (cfc), que é mantida ao longo de um intervalo amplo de temperatura. Esta estrutura resulta da adição de elementos de liga que estabilizam a austenita, à temperaturas elevadas ou criogênicas. Dentre os aços inoxidáveis, os austeníticos são considerados os melhores do ponto de vista de sua resistência à corrosão, apresentam boas propriedades mecânicas, facilidade para serem soldados e conformados mecanicamente (MODENESI, 2001). Correspondem a 2/3 da produção total dos aços inoxidáveis do mundo.

Os austeníticos têm estrutura austenítica à temperatura ambiente. Dentre os elementos que promovem a formação de austenita, o mais importante é o níquel, que adicionado a estes aços em elevado teor (geralmente superior a 8%), é o responsável por manter a estrutura austenítica a temperatura ambiente. Outros elementos formadores de austenita são o carbono, nitrogênio e cobre. O carbono é adicionado para melhorar também a resistência em altas temperaturas. O nitrogênio é adicionado em algumas ligas para melhorar a resistência, principalmente em peças que operam a temperaturas criogênicas. O cobre aumenta a resistência à corrosão em certos meios, diminui a sensibilidade à

corrosão sob tensão e promove o endurecimento por envelhecimento. (LIPPOLD e KOTECKI, 2005).

Os inoxidáveis austeníticos são baseados no sistema 18Cr-8Ni. A faixa de composição padrão de cromo é 16 a 25%, a de níquel é de 8 a 20%, com adição de outros elementos de liga para melhorar determinadas propriedades. O AISI 304 é à base desta série de ligas e representa o grau austenítico mais utilizado.

As transformações de fase nos aços inoxidáveis austeníticos podem ser previstas usando o diagrama pseudobinário Fe-Cr-Ni com 70% de ferro, mostrado na figura 3.1. Nota-se que a solidificação primária do aço inoxidável austenítico pode ocorrer como ferrita ou austenita. O limite entre estas duas fases primárias de solidificação é de aproximadamente 18Cr-12Ni no sistema ternário (LIPPOLD e KOTECKI, 2005).

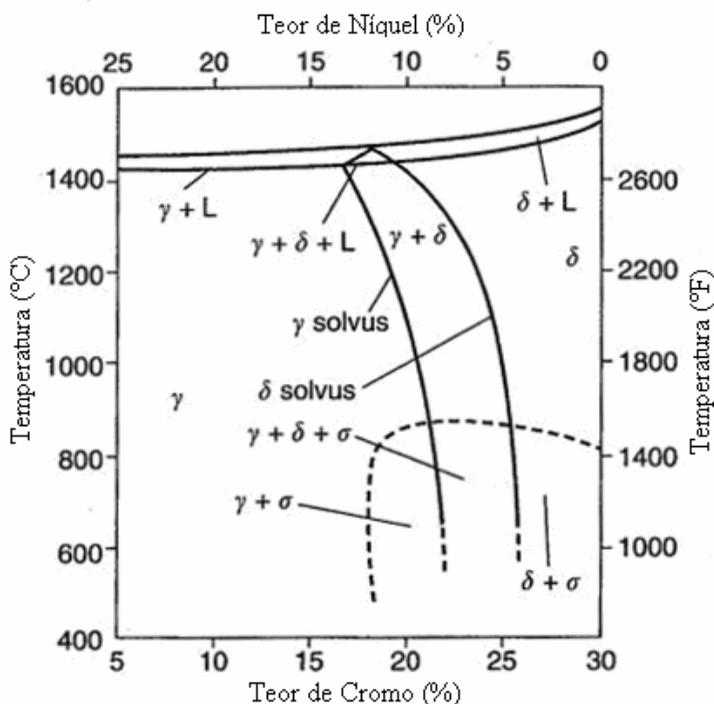


Figura 3.1 - Diagrama pseudobinário Fe-Cr-Ni com 70% de ferro (LIPPOLD e SAVAGE, 1979 *apud* LIPPOLD e KOTECKI, 2005).

Os aços inoxidáveis austeníticos são utilizados em várias aplicações em que a resistência à corrosão ou a resistência a altas temperaturas seja importante, tais como indústria química, alimentícia, papel, refino de petróleo, produtos médicos, equipamentos de cozinha, sistemas de escapamento de veículos (CHIAVERINI, 1986).

A ampla utilização dos aços inoxidáveis austeníticos deve-se a uma combinação favorável de propriedades, tais como: resistência à corrosão e à oxidação, resistência mecânica a quente, trabalhabilidade e soldabilidade (PADILHA e GUEDES, 1994).

Dentre os aços inoxidáveis, os austeníticos são geralmente considerados os de melhor soldabilidade. Devido às suas propriedades físicas, o seu comportamento de soldagem pode ser consideravelmente diferente dos ferríticos, martensíticos, e duplex. Por exemplo, a condutividade térmica das ligas austeníticas típicas é apenas cerca de metade da dos aços ferríticos. Portanto, o aporte de calor de soldagem necessário para se obter a mesma penetração é consideravelmente reduzido. Em contraste, o coeficiente de expansão térmica (CTE) da austenita é de 30 a 40% maior do que a ferrita, o que pode resultar em maiores distorções e tensões residuais no componente soldado (DAVIS, 2006).

3.1.2 Aços inoxidáveis martensíticos

Os aços inoxidáveis martensíticos são baseados no sistema ternário de Fe-Cr-C, com teores entre 12 a 18% de cromo e 0,1 a 0,5% de carbono. Eles sofrem transformações alotrópicas quando aquecidos a uma temperatura suficiente, e formam martensita a partir da austenita, por tratamento térmico. Devido ao seu alto teor de liga, estes aços apresentam elevada temperabilidade, mesmo quando resfriados ao ar (MODENESI, 2001). Taxas de resfriamento normais de soldagem também são suficientemente elevadas para produzir martensita no metal de solda e na ZAC.

No estado recozido esses aços apresentam limite de escoamento ao redor de 275 MPa. Após submetidos a tratamento de têmpera e revenido, o limite de escoamento aumenta até 1900 MPa.

Em geral a resistência à corrosão dos aços inoxidáveis martensíticos é inferior à dos outros aços inoxidáveis, devido ao teor relativamente baixo de cromo e elevado teor de carbono.

Estas ligas são geralmente selecionadas para aplicações onde há a necessidade de maior resistência mecânica aliada a uma boa resistência à corrosão, tais como, pás de turbinas de vapor, gás ou de propulsão,

tubulações e válvulas, turbinas hidráulicas, revestimento de cilindros para lingotamento contínuo, instrumentos cirúrgicos, cutelaria, engrenagens e eixos.

Das cinco famílias de aços inoxidáveis, os aços inoxidáveis martensíticos são considerados os mais difíceis de soldar, pois são projetados para se tornarem mais resistentes através de endurecimento, mas com isso perdem ductilidade. O ciclo térmico de aquecimento e resfriamento rápido, que ocorre no metal de base e na zona afetada pelo calor (ZAC) durante a soldagem, é equivalente ao de um tratamento de têmpera. A estrutura martensítica de alto teor de carbono, que é produzida, é extremamente frágil, independentemente da condição prévia do metal (DAVIS, 2006).

3.1.3 Aços inoxidáveis duplex

Aços inoxidáveis duplex são baseados no sistema Fe-Cr-Ni-N. A composição destes aços é ajustada de tal forma que a microestrutura esteja constituída por aproximadamente 50% de ferrita e 50% de austenita, daí o termo duplex. Este tipo de aço tem, em sua composição maiores teores de cromo (18 a 28%) e menores de níquel (3,5 a 8%), do que os aços inoxidáveis austeníticos (MODENESI, 2001).

No entanto, em todos os aços inoxidáveis duplex a solidificação começa totalmente ferrítica. Estes aços dependem de transformação parcial no estado sólido para o balanceamento da microestrutura austenita e ferrita. A ferrita delta é estável em um intervalo de temperatura elevado, mas ao ser resfriada abaixo da temperatura *solvus*, começa a transformar em austenita. Essa transformação da ferrita em austenita depende da composição química e da taxa de resfriamento.

O nitrogênio é geralmente adicionado como um elemento de liga com o objetivo de acelerar a formação da austenita e estabilizá-la, e também para melhorar a resistência à corrosão por pites. O molibdênio, tungstênio e/ou cobre são adicionados a algumas ligas para melhorar a resistência à corrosão (LIPPOLD e KOTECKI, 2005).

Os aços inoxidáveis duplex são aplicados onde se necessita resistência superior à corrosão e elevada resistência mecânica, ou ambas, tais como, indústrias químicas, petroquímica, papel e celulose, geração de energia, óleo e gás (GUNN, 1997).

Na figura 3.2 é mostrado o diagrama de fases pseudobinário para os aços inoxidáveis duplex. Na faixa em destaque encontram-se as principais ligas comerciais.

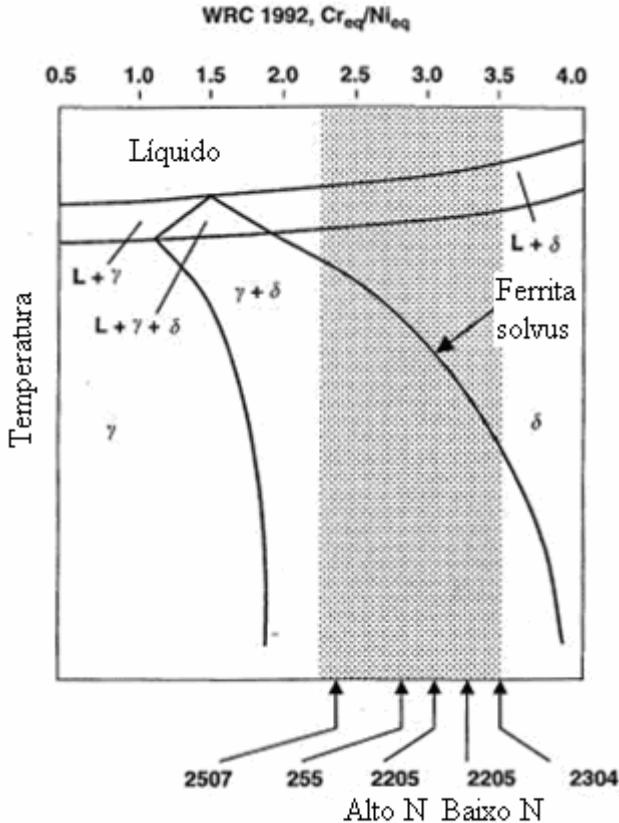


Figura 3.2 - Diagrama de fase pseudobinário do aço inoxidável duplex. Na faixa hachurada são indicadas as principais ligas comerciais (LIPPOLD e KOTECKI, 2005).

O desempenho dos aços inoxidáveis duplex pode ser significativamente afetado pela soldagem. Devido à importância de manter um equilíbrio da microestrutura (isto é, ter uma proporção similar de austenita e ferrita) e evitar a formação de fases frágeis, tais como a fase sigma e fragilização a 475 °C. Os metais de adição e os parâmetros de soldagem devem ser especificados com precisão e acompanhados. Do contrário, pode haver uma significativa perda de propriedades (DAVIS, 2006).

3.1.4 Aços inoxidáveis endurecidos por precipitação (PH)

Aços inoxidáveis endurecidos por precipitação, muitas vezes designados com um sufixo PH, são denominados como tal porque eles obtêm uma significativa parte da sua resistência de uma reação de precipitação. Eles compõem o grupo dos aços que contêm elementos que formarão precipitados finos quando tratados termicamente. O endurecimento da maioria destes aços é também conseguido pela formação de martensita.

Aços inoxidáveis endurecidos por precipitação, podem ser subclassificados pela microestrutura predominante que os constitui. Estes subgrupos são: semi-austenítico, martensíticos e austeníticos (LIPPOLD e KOTECKI, 2005). Os aços inoxidáveis endurecidos por precipitação são capazes de alcançar alta resistência, mais 1520 MPa, em algumas ligas. Além da sua resistência, têm boa ductilidade e tenacidade, se tratados termicamente de forma adequada. As temperaturas de serviço estão tipicamente limitadas a cerca de 315 °C para um serviço contínuo, embora alguns tipos de aços PH austeníticos possam ser usados em temperaturas iguais ou até maiores que 650 °C. A resistência à corrosão da maioria dos aços inoxidáveis PH se aproxima à dos aços austeníticos do tipo AISI 304. Entretanto, como as condições de tratamento térmico afetam a resistência à corrosão, devem ser corretamente controladas quando a corrosão é um problema.

As aplicações mais comuns para os austeníticos incluem válvulas, engrenagens e eixos. Os aços PH semi-austeníticos encontram aplicações em itens como vasos de pressão, estruturas de aeronaves, e instrumentos cirúrgicos. Estruturas de motor a jato e pás de turbinas são fabricadas em aços austeníticos.

Por causa dos seus requisitos de processamento e seu baixo volume de utilização, o custo de aquisição desta liga é geralmente maior que outros aços inoxidáveis. Eles são mais frequentemente escolhidos em aplicações onde os aços estruturais de alta resistência não fornecem adequada resistência à corrosão (LIPPOLD e KOTECKI, 2005).

3.1.5 Aços inoxidáveis ferríticos

Os aços inoxidáveis ferríticos são ligas Fe-Cr-C com teores de cromo entre 12 e 30% que, no estado sólido, são formados predominantemente de ferrita a qualquer temperatura. Os teores de carbono em geral são baixos, inferiores a 0,1%. Além disso, não podem ser endurecidos por tratamento de têmpera, pois não sofrem

transformação de fase no estado sólido (ferrita-austenita). O refino de grão para estes aços somente pode ser obtido mediante trabalho mecânico seguido de tratamento de recozimento para recristalização (MODENESI, 2001).

Ao analisar o diagrama binário Fe-Cr (Figura 3.3), tem-se um melhor entendimento dos aços inoxidáveis ferríticos. Para teores de cromo abaixo de 12%, a ferrita transforma-se totalmente em austenita quando o material é aquecido a temperaturas acima de 900 °C, aproximadamente. Na região entre 12 e 18% de cromo encontra-se a maioria dos aços inoxidáveis ferríticos.

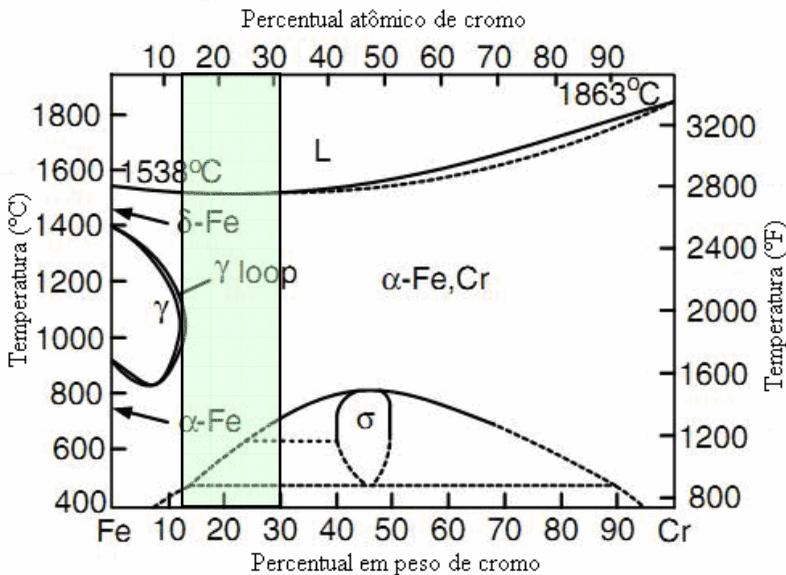


Figura 3.3 - Diagrama de fase Fe Cr (KOU, 2003).

Para melhorar as propriedades dos aços ferríticos são adicionados elementos de liga como, o titânio e o nióbio, entre outros. Uma estrutura completamente não transformável (sem presença de austenita) é obtida para maiores teores de cromo, menores teores de elementos intersticiais (carbono e nitrogênio) e adição de elementos com alta afinidade pelos elementos intersticiais, como o nióbio e titânio (LIPPOLD e KOTECKI, 2005).

Nos aços ferríticos estabilizados mediante a adição de Nb e Ti, os carbonetos e nitretos de cromo são substituídos por carbonitretos de

nióbio ou de titânio. Estes precipitados são mais estáveis que os de Cr e só se dissolvem a temperaturas acima de 1200°C. O Nb e Ti reduzem os efeitos austenitizantes dos elementos intersticiais e limitam a formação de austenita entre 900 e 1200°C. Aços adequadamente estabilizados tendem a manter uma estrutura completamente ferrítica a qualquer temperatura até a sua fusão (MODENESI, 2001).

Sendo o níquel, presente nos austeníticos, um elemento de liga de custo elevado, há uma forte tendência para o desenvolvimento e maior utilização dos ferríticos em algumas aplicações. Em sistemas de exaustão na indústria automobilística, os austeníticos vêm sendo substituídos pelos ferríticos estabilizados.

As ligas de alto Cr (acima de 30% de Cr) foram desenvolvidas ao longo dos anos para uso em ambientes tais como indústrias químicas, fábricas de papel e celulose, e refinarias. Estes ligas possuem uma resistência à corrosão superior à dos austeníticos e martensíticos.

Alem disso, algumas das propriedades que justificam a utilização dos aços inoxidáveis ferríticos em sistemas de exaustão são a sua maior condutividade térmica e o seu menor coeficiente de expansão térmica, quando comparados aos austeníticos (GIOSA, 2003 *apud* RESENDE, 2007).

3.2 SOLDAGEM DOS AÇOS INOXIDÁVEIS FERRÍTICOS

Os aços inoxidáveis ferríticos têm coeficiente de expansão térmica semelhante aos aços baixo carbono e, por conseguinte, menor tendência ao empenamento. Alguns tipos apresentam, contudo, sérios problemas de perda de ductilidade, tenacidade e resistência à corrosão, incluindo a corrosão intergranular, nas regiões da solda, (ZAC e zona fundida), devido à formação de uma estrutura de granulação grosseira, precipitação de carbonetos e nitretos e formação de uma rede de martensita contornando os grãos de ferrita (MODENESI, 2011).

A soldabilidade dos aços inoxidáveis ferríticos depende da composição química e é influenciada por uma série de fatores, como a dinâmica de nucleação das fases durante a solidificação, o crescimento de grão, a sensitização e a fragilização, entre outros.

A principal questão em relação à soldabilidade dos aços inoxidáveis ferríticos é a manutenção adequada da tenacidade e ductilidade na condição como soldado (isto é, sem tratamento térmico posterior).

3.2.1 Dinâmica da solidificação nos aços inoxidáveis ferríticos

Conforme mostrado na figura 3.4, a solidificação inicial das soldas em aços inoxidáveis ferríticos sempre ocorre como ferrita primária. A microestrutura do metal de solda pode ser totalmente ferrítica ou uma mistura de ferrita com martensita, com martensita localizada principalmente nos contornos de grão da ferrita.

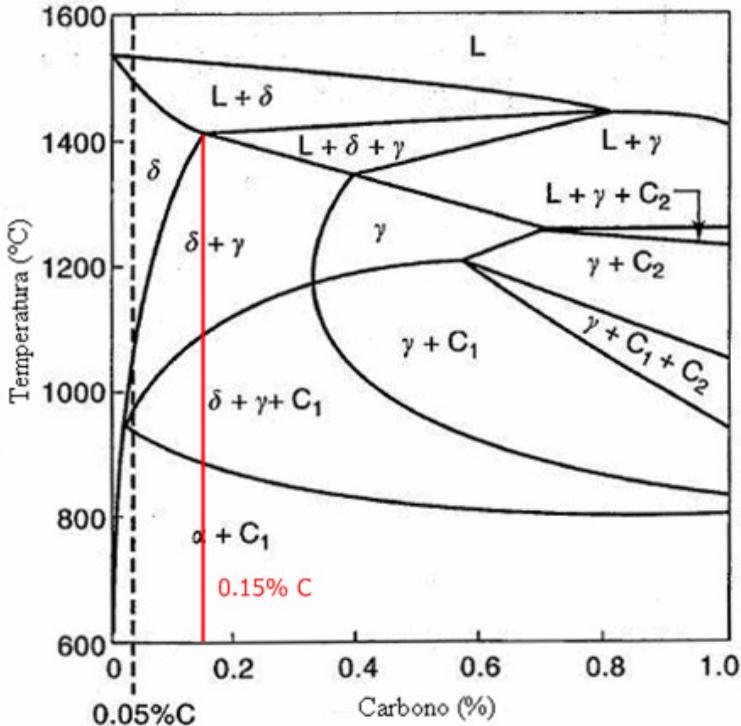


Figura 3.4 - Diagrama de fases pseudobinário para ligas Fe-C-Cr com 17% Cr (CASTRO e TRICOT, 1962 *apud* LIPPOLD e KOTECKI, 2005).

Três seqüências de solidificação e transformação são possíveis para os aços inoxidáveis ferríticos:

1 - Microestrutura totalmente ferrítica $L \rightarrow L+F \rightarrow F$. Esse caminho de transformação é comum nas seguintes situações: ligas com baixo teor de cromo, tipos 405 e 409, com teor de carbono também baixo; ligas com médio cromo, tipos 439 e 444, nas que são adicionados

elementos estabilizadores como o Ti e Nb; ligas com alto cromo, tipo XM-27, onde o efeito do alto teor de cromo domina a transformação.

2 – Microestrutura de ferrita e martensita $L \rightarrow L+F \rightarrow F \rightarrow F+A \rightarrow F+M$. Com o resfriamento, uma pequena fração de austenita é formada nos contornos de grão da ferrita em temperaturas mais elevadas. Quando a zona de fusão resfriar até a temperatura ambiente a austenita se transformará em martensita. Isto acontece para um teor de carbono entre 0,05 e 0,15 %, conforme mostrado na figura 3.4.

3 – Microestrutura de ferrita e martensita $L \rightarrow L+F \rightarrow L+F+A \rightarrow F+A \rightarrow F+M$. A solidificação começa como ferrita primária, a partir daí uma pequena fração de austenita se forma no final da solidificação por meio de uma reação peritética-eutética que, se transforma em martensita antes de atingir a temperatura ambiente (LIPPOLD e KOTECKI, 2005).

O nível de carbono desses aços inoxidáveis ferríticos é acima de 0,15 %, conforme observado na figura 3.4.

Esta sequência de solidificação geralmente resulta em maior fração volumétrica de martensita. A formação de austenita no final da solidificação e sua presença no estado sólido em temperaturas elevadas vão restringir o crescimento de grão da ferrita.

3.2.2 Resistência à corrosão

Como os aços inoxidáveis ferríticos não contêm níquel, são geralmente resistentes à corrosão sob tensão e estão substituindo os aços inoxidáveis austeníticos em ambientes que contêm cloretos e sulfetos (MODENESI, 2001). Entretanto, estes aços podem ser susceptíveis a uma variedade de formas de ataque corrosivo, incluindo a corrosão intergranular.

Uma desvantagem para utilização de aços inoxidáveis ferríticos tem sido a redução da resistência à corrosão e ductilidade após a exposição a altas temperaturas, como no caso da soldagem.

O mecanismo de sensibilização é semelhante ao dos aços inoxidáveis austeníticos e ocorre pela precipitação no contorno de grão de carbonetos e nitretos ricos em cromo, criando uma zona empobrecida em cromo dissolvido, o que torna o contorno susceptível ao ataque corrosivo (GORDON, 1996). A perda da resistência à corrosão e a fragilização se devem principalmente à presença de elementos intersticiais.

A sensibilização de aços inoxidáveis ferríticos (tais como o AISI 430 e 446) difere da dos aços inoxidáveis austeníticos não estabilizados, tal como o AISI 304. A sensibilização dos aços inoxidáveis ferríticos

ocorre acima de 925°C, e a resistência à corrosão intergranular é restaurada mediante recozimento na faixa de 650-815°C por cerca de 10-60 min. Estas temperaturas (de sensitização e recuperação) são essencialmente o oposto das aplicáveis aos aços inoxidáveis austeníticos. Devido às elevadas temperaturas em que ocorre a sensitização nos aços inoxidáveis ferríticos, a faixa sensitizada fica perto da linha de fusão, em vez de distanciada dela, como é no caso dos aços inoxidáveis austeníticos (KOU, 2002).

Durante a soldagem, o carbono e o nitrogênio são dissolvidos na zona de fusão e na região da ZAC aquecida acima de aproximadamente 1000°C. Durante o resfriamento, estes intersticiais podem formar precipitados como $M_{23}C_6$ e Cr_2N , tanto intergranular como intragranular, dependendo do teor de intersticiais e da taxa de resfriamento.

Claramente, um dos melhores métodos para prevenir a corrosão intergranular em aços inoxidáveis ferríticos é restringir o teor de intersticiais.

A figura 3.5 mostra a relação dos teores de cromo e intersticiais (C + N) com a combinação das propriedades de resistência à corrosão e ductilidade do material, no estado como soldado.

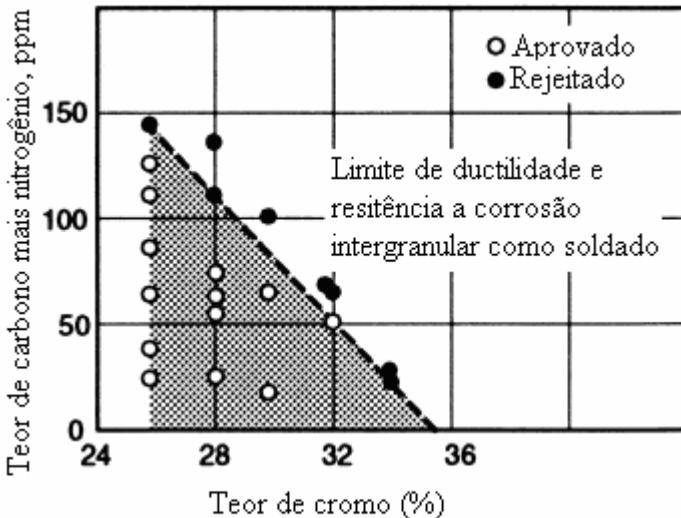


Figura 3.5 - Efeito dos teores de intersticiais e de cromo na ductilidade e resistência à corrosão do material como soldado (DAVIS, 2006).

A interação entre a resistência à corrosão e a ductilidade da solda é função do teor de cromo e intersticiais, e isto pode ser melhorado através da adição de elementos estabilizadores, como o Ti e Nb, que formam carbonetos estáveis em altas temperaturas.

O controle dos intersticiais também pode ser feito com a adição de pequenas quantidades de elementos tais como Al, Cu, Pt, Pd, Ag, isoladamente, ou em combinação, uns com os outros ou com vanádio, para melhorar a ductilidade das soldas de aço inoxidável ferrítico de alto Cr. A ductilidade das soldas de ligas com teores de cromo na faixa de 28 – 37% pode ser mantida com C + N até cerca de 700 ppm (DEMO, 1974).

Outra forma de melhorar a resistência à corrosão é através do controle da taxa de resfriamento que depende tanto do processo como do procedimento de soldagem. Taxas de resfriamento maiores diminuem o tempo de exposição a altas temperaturas e, como resultado, minimizam os efeitos nocivos produzidos pela precipitação de cromo.

3.2.3 Formação de martensita e crescimento de grão

Na figura 3.6 é mostrada uma macrografia típica de uma junta soldada de aço inoxidável ferrítico.

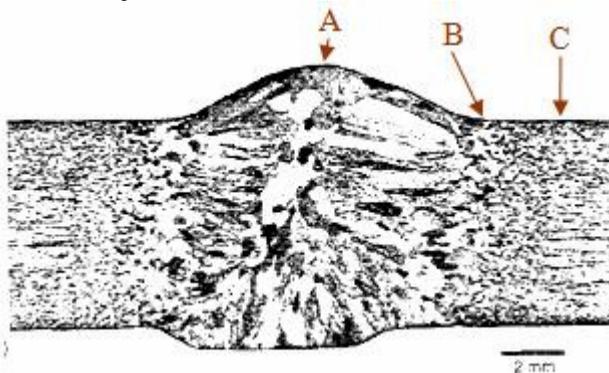


Figura 3.6 - Junta soldada de aço inoxidável ferrítico: A - metal de solda; B - ZAC, C - metal de base (LIPPOLD e KOTECKI, 2005).

O metal de solda é formado por uma estrutura de grãos grosseiros de ferrita e, dependendo da composição do aço, pode-se ter também martensita nos contornos de grão.

A ZAC é formada por uma estrutura de grãos grosseiros de ferrita e, além disso, conforme a composição do aço é possível a presença de

martensita no contorno de grão. A martensita formada no contorno de grão é produto da transformação de parte da ferrita em austenita durante o aquecimento. Como o resfriamento na solda é muito rápido, a austenita formada irá se transformar em martensita.

Tanto o crescimento de grão como a formação de martensita irão diminuir a ductilidade e a tenacidade. Portanto, haverá fragilização do metal da solda e da ZAC (LIPPOLD e KOTECKI, 2005).

A formação de martensita frágil eleva a tendência à fissuração a frio na soldagem, que aumentará se houver elevados teores de hidrogênio (FOLKHARD, 1988).

A adição de elementos estabilizadores da ferrita como o Ti e Nb permite, ao mesmo tempo, evitar a formação da martensita e o excessivo crescimento de grão. Este último também pode ser reduzido usando processos e procedimentos de soldagem com menor aporte térmico.

Tem sido sugerido que elementos formadores de nitretos e carbonetos, tais como o B, Al, V e Zr, se adicionados ao aço inoxidável ferrítico diminuem o crescimento de grão durante a soldagem (KOU, 2003).

3.2.4 Trincas de solidificação na solda

Este tipo de trincas ocorre durante os estágios finais da solidificação da solda, devido aos efeitos combinados da introdução de impurezas e segregação de elemento de liga, que permitem a formação de um filme de líquido nos contornos de grão, sujeito à tensões de origem termo-mecânica. Quando a fase de solidificação primária é a ferrita, a susceptibilidade às trincas de solidificação é geralmente baixa. Todos os aços inoxidáveis ferríticos solidificam como ferrita primária e, assim, trincas nesses aços são relativamente raras. Entretanto, a adição de elementos de liga, tais como o Ti e Nb, e elevados níveis de impurezas irão aumentar a susceptibilidade à trinca de solidificação (LIPPOLD e KOTECKI, 2005).

Estas ligas apresentam um intervalo de solidificação relativamente pequeno, o que limita o nível de restrição que se desenvolve devido à contração durante a solidificação.

3.2.5 Fragilização a alta temperatura.

Um dos principais problemas na soldagem dos aços inoxidáveis ferríticos está associado à fragilização a altas temperaturas, que é função tanto da composição quanto da microestrutura. Ela é mais acentuada nas

ligas de alto cromo. Os elementos intersticiais, como o carbono e nitrogênio, têm efeito aditivo. Um tamanho de grão grande também pode contribuir para a fragilização, particularmente na ZAC.

Na ZAC, o efeito combinado de grãos grosseiros e elevado teor de intersticiais, pode resultar em uma perda acentuada da tenacidade e ductilidade em relação à do metal de solda (LIPPOLD e KOTECKI, 2005).

Pelas características desfavoráveis acima mencionadas, a soldabilidade dos aços ferríticos inoxidáveis é considerada relativamente baixa.

3.2.6 Elementos estabilizantes

Muitos dos problemas descritos, relacionados à soldagem dos aços inoxidáveis ferríticos, poderiam ser solucionados com a diminuição da quantidade dos elementos intersticiais (C e N) para valores abaixo dos respectivos limites de solubilidade na ferrita. Entretanto, como esses limites são muito baixos para temperaturas próximas da ambiente, esta alternativa aumenta os custos de produção do aço, o que a torna inviável comercialmente.

Assim sendo, a alternativa mais adotada atualmente para reduzir a sensibilização é a adição de elementos estabilizantes que formem carbonetos, nitretos ou carbonitretos mais estáveis do que os carbonetos de cromo. Os elementos de liga que formam partículas de segunda fase mais estáveis do que aquelas formados com Cr, podem ser encontrados na figura 3.7, que mostram os potenciais elementos de estabilização como Ti, Nb, Zr, Ta, e V.

Essas partículas se formarão em temperaturas mais elevadas do que os carbonetos ou nitretos de Cr, elevando a temperatura de sensibilização (GORDON e BENNEKOM, 1996).

Segundo Gordon e Bennekom (1996), embora o alumínio forme nitretos muito estáveis, não pode ser considerado como um elemento estabilizante, uma vez que não forma carbonetos estáveis.

À vista disso, os principais elementos estabilizantes utilizados nos aços inoxidáveis são o Ti, Nb e Zr, com predominância dos dois primeiros. Os carbonitretos de titânio e nióbio são mais estáveis que os de Cr, apresentam menor solubilidade e só se dissolvem na matriz ferrítica a temperaturas muito elevadas, superiores a 1200 °C (MODENESI, 2001).

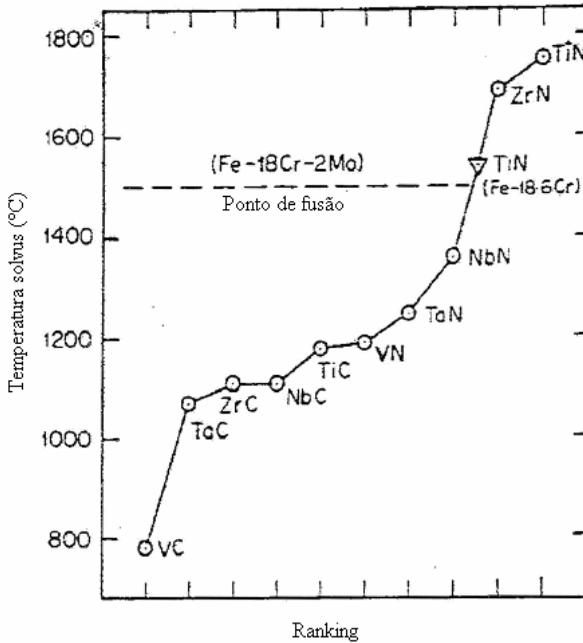


Figura 3.7 - Temperatura *solvus* para compostos estabilizadores (GORDON e BENNEKOM, 1996).

3.2.6.1 Estabilização por titânio

O Ti é o elemento estabilizante mais comumente utilizado em aços inoxidáveis. A estabilização com Ti eleva e estreita a faixa de temperatura em que a sensitização pode ocorrer, uma vez que o TiN e TiC são precipitados extremamente estáveis que só se dissolvem em temperaturas muito altas. A adição do Ti nos aços pode ser feita sob a forma de ferro-titânio, o que é mais barato do que qualquer outra adição de estabilizante. Além disso, os precipitados de carbonitretos de titânio fixam os contornos de grão na zona afetada pelo calor de soldagem, retardando, assim, o crescimento de grão. Por outro lado, a adição de Ti acima dos níveis requeridos para estabilizar o aço, provocará endurecimento por solução sólida, causando uma diminuição na ductilidade e um aumento na temperatura de transição dúctil-frágil (GORDON e BENNEKOM, 1996).

Em geral, o nível de Ti requerido para estabilizar totalmente um aço inoxidável depende diretamente da quantidade de C e N. A fórmula

mais utilizada para determinar o teor de Ti necessário é a seguinte (BLONDEAU, 2008):

$$\%Ti \geq 0,2 + 4 \cdot (\%C + \%N) \quad \text{Eq. 3.1}$$

3.2.6.2 Estabilização por nióbio

O Nb forma carbonetos e nitretos menos estáveis que os de Ti, mas, ainda assim, é eficaz como estabilizante, pois previne os efeitos da sensitização. Os precipitados de Nb são menores e esféricos, e não diminuem a dureza da liga de forma significativa. Assim, os aços estabilizados com Nb são geralmente mais resistentes que os estabilizados com Ti.

Como desvantagem, a ductilidade das soldas de ligas estabilizadas com Nb é frequentemente inferior. Isso tem sido atribuído a dois fatores: primeiramente as soldas estabilizadas com Nb muitas vezes tendem a trincar a quente, que é provavelmente devido à presença de uma fase de baixa temperatura de fusão que se forma nos contornos de grão, como resultado de segregação. Segundo, os grãos do metal de solda estabilizado com Nb são colunares e alongados, pois os carbonitretos de Nb, sendo menos estáveis que os de Ti, são menos efetivos para promover a nucleação de novos grãos durante a solidificação (GORDON E BENNEKOM, 1996).

Ainda segundo Gordon e Bennekomp (1996), a quantidade teórica de Nb necessária para a estabilização completa pode ser obtida pela equação:

$$\%Nb = 7,7 \cdot \%C + 6,6 \cdot \%N \quad \text{Eq. 3.2}$$

Ou pela seguinte equação, aproximada:

$$\%Nb = 7 \cdot (\%C + \%N) \quad \text{Eq. 3.3}$$

3.2.6.3 Dupla Estabilização com Nióbio e Titânio

A dupla estabilização com Ti e Nb deve resultar em melhores propriedades mecânicas da estrutura soldada, devido a que o C e N estarão ligados a eles mais fortemente. Além disso, a quantidade necessária de Nb e Ti em uma estabilização dupla é menor, diminuindo

lassim os efeitos prejudiciais quando a estabilização é feita separadamente (GORDON e BENNEKOM, 1996).

3.2.7 Seleção do metal de adição

Uma variedade de metais de adição pode ser usada com os aços inoxidáveis ferríticos, dependendo das propriedades e do desempenho em serviço exigidos. Ligas com composição similar são mais frequentemente utilizadas, uma vez que elas serão mais compatíveis com o metal de base.

Os metais de adição ferríticos disponíveis na atualidade têm teores muito baixos de carbono e nitrogênio e muitas vezes são estabilizados com titânio. Os metais de adição atuais produzem metais de solda que são menos sensíveis à corrosão intergranular. Outro fenômeno muito importante, que se aplica a todos os metais de adição completamente ferríticos, é que eles tendem a produzir um metal de solda de grão grosseiro, o que reduz a sua ductilidade e tenacidade. Portanto, esses metais de adição devem ser soldados usando baixo aporte de calor (HOLMBERG, 2008).

Metais de adição de aço inoxidável austenítico são também empregados e resultam em metais de solda com microestrutura constituída de ferrita e austenita, o que lhes confere ductilidade e resistência superiores às de um metal de solda completamente ferrítico. Metais de adição de aço inoxidável austenítico são muitas vezes selecionados para a soldagem de aços inoxidáveis ferríticos de primeira e segunda geração (LIPPOLD e KOTECKI, 2005).

Metais de adição à base de níquel também são compatíveis com os aços inoxidáveis ferríticos e geralmente produzem um metal de solda inteiramente austenítico. Estes consumíveis são normalmente utilizados para a soldagem de ligas de alto Cr, a fim de obter uma resistência à corrosão similar à do metal de base, e proporcionar boas propriedades mecânicas do metal de solda.

3.2.8 Tratamento térmico pós soldagem

O tratamento térmico pós soldagem (*postweld heat treating*, PWHT) em aços inoxidáveis ferríticos pode ser útil na restauração da ductilidade, dureza e resistência à corrosão da solda. Em alguns casos, o pré-aquecimento e o controle da temperatura entre passes são também usados para otimizar as propriedades.

Recomendações sobre o pré-aquecimento, a temperatura interpasso e o PWHT são extremamente dependentes da microestrutura. Em soldas de aços com microestrutura totalmente ferrítica, o pré-aquecimento não é necessário e, pelo contrário, pode ser prejudicial ao promover o crescimento do grão e a formação de precipitados, uma vez que a velocidade de resfriamento será menor. PWHT na faixa de 750 a 800 °C pode ser aplicado para reduzir as tensões residuais da solda, embora este tratamento térmico tenha pouco efeito sobre a microestrutura.

No entanto, tal PWHT pode ser prejudicial para as ligas de alto Cr-Mo, tais como as ligas 25-4-4, 29-4 e 29-4-2, pois as fases *sigma* e *chi* podem se formar rapidamente nas temperaturas de tratamento. Em soldas que contêm martensita, o uso de pré-aquecimento e temperatura entre passes na faixa de 200 a 300°C é recomendado, sempre e quando os seus efeitos benéficos sejam maiores que os problemas derivados do potencial crescimento de grão da ferrita e a formação de precipitados em função das menores taxas de resfriamento da solda. O PWHT na faixa de 750 a 800°C é também utilizado para reduzir as tensões residuais da solda e reverter a martensita que esteja presente (LIPPOLD e KOTECKI, 2005).

3.2.9 Gases de proteção

As principais funções dos gases de proteção utilizados em alguns processos de soldagem a arco são as de proporcionar um meio adequado para o funcionamento estável do arco e reduzir a contaminação do metal com elementos presentes na atmosfera. As funções secundárias, também muito importantes, incluem o controle da geometria do cordão de solda e das propriedades mecânicas da solda (NORRISH, 2006)

A correta escolha do gás de proteção depende tanto de fatores relativos aos materiais quanto do modo de operação do processo de soldagem. Dentre os gases de proteção mais usados no processo de soldagem MIG/MAG, destaca-se o argônio, o dióxido de carbono, o hélio e o oxigênio. O argônio é o gás mais utilizado no processo MIG/MAG, pois tem menor potencial de ionização que os outros gases de proteção (o que facilita a abertura e manutenção do arco) e sua densidade é maior do que a do ar, de modo que produz uma maior proteção quando a soldagem é realizada na posição plana (SCOTTI e PONOMAREV, 2008).

Na soldagem MIG/MAG dos aços inoxidáveis, o argônio normalmente não é usado puro, mas misturado com gases oxidantes, tais

como oxigênio e dióxido de carbono, para melhorar a transferência metálica e a estabilidade do arco. Entretanto, o efeito desses gases ativos na redução do teor de elementos de liga deve ser considerado.

O CO_2 em altas temperaturas do arco se dissocia em oxigênio e monóxido de carbono e isto pode resultar em uma redução dos teores dos elementos de liga, tais como silício, manganês e titânio e podem transferir carbono para o metal de solda. Por isso, cuidados também devem ser tomados ao se soldar materiais de muito baixo teor de carbono, como são alguns aços inoxidáveis.

Segundo Ferreira Filho (2010), que estudou a influência do gás de proteção na soldabilidade de aço inoxidável ferrítico aplicado a sistemas de escapamento automotivos, ao utilizar uma mistura de Ar+25% de CO_2 como gás de proteção com metal de adição AWS ER 430Ti, na microestrutura do metal de solda, além da matriz ferrítica e dos precipitados, havia martensita no contorno de grão.

O oxigênio, apesar de não ser usado sozinho como gás de proteção, é um componente importante na mistura com outros gases. Quando adicionado ao argônio, melhora a estabilidade do arco e diminui a tensão superficial da gota metálica a ser transferida para a poça de fusão. A redução da tensão superficial favorece a formação de pequenas gotas durante a transferência, e com isto, a redução dos respingos (SCOTTI e PONOMAREV, 2008).

O gás de proteção usado em soldagem MIG/MAG tem influência significativa na geometria do cordão de solda e nas características de fusão. O tamanho da área fundida aumenta ao usar gases que aumentam a energia do arco. O uso de argônio puro produz um perfil de penetração no formato de dedo (*fingershape*), enquanto que mistura de argônio com CO_2 produz um perfil mais arredondado, conforme mostrado na figura 3.8.

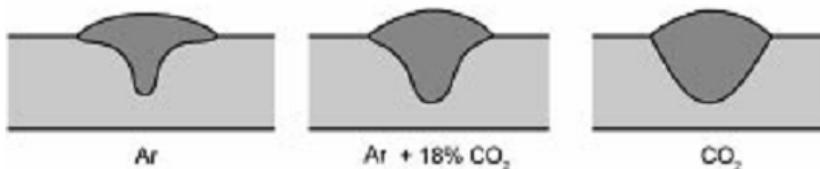


Figura 3.8 - A influência da adição de CO_2 ao Ar no perfil e penetração do cordão de solda (WEMAN e LINDEN, 2006).

3.3 PROCESSO DE SOLDAGEM MIG/MAG

No processo de soldagem MIG/MAG, um arco voltaico é estabelecido entre um arame metálico consumível e a peça a ser soldada. A proteção da poça fundida e da região adjacente da solda contra a contaminação atmosférica é feita por um gás ou mistura de gases que podem ser totalmente inertes ou parcialmente ativos.

O modo como ocorre a transferência de metal através do arco no processo MIG/MAG é muito importante, pois este afeta as características do processo como a estabilidade do arco, a aplicabilidade do processo em determinadas posições de soldagem e a quantidade de respingos gerados (MARQUES *et al.*, 2005).

Na soldagem MIG/MAG, a transferência metálica em equipamentos convencionais acontece basicamente por dois mecanismos. No primeiro, denominado de transferência por curto circuito, há o contato da gota com a poça fundida antes do seu destacamento. No segundo mecanismo, denominado de transferência por vôo livre, a gota se destaca antes de entrar em contato com a poça. Ainda em relação ao segundo mecanismo, este pode ser subdividido em vários modos, conforme as particularidades da formação e destacamento da gota. Neste trabalho serão abordados apenas o modo globular e spray, por serem aqueles que na prática, são mais utilizados.

3.3.1 Transferência por curto circuito

Neste modo de transferência, que ocorre em corrente e tensão do arco baixas, a ponta do eletrodo encosta periodicamente na poça fundida, ocasionando um curto-circuito elétrico e a extinção momentânea do arco. Este modo de transferência caracteriza-se por uma grande instabilidade do arco e intensa quantidade de respingos. A quantidade de respingos pode ser diminuída pela seleção adequada dos parâmetros de soldagem (MARQUES *et al.*, 2005).

Devido aos valores baixos de corrente e tensão durante a fase de arco aberto, e pelo fato de que durante parte do processo o arco se extingue, o calor transferido para a peça é reduzido. Esta característica torna a soldagem por curto-circuito a mais adequada para unir chapas finas e para soldagem fora da posição plana (SCOTTI e PONOMAREV, 2008).

3.3.2 Transferência globular

Este tipo de transferência ocorre quando se utiliza tensão de arco de moderada a alta. A transferência do metal acontece de forma irregular e em gotas com diâmetros maiores que os do próprio arame eletrodo, a uma frequência baixa (entre 1 e 10 gotas por segundo).

A transferência globular é caracterizada por nível de respingos relativamente elevado e aspecto irregular do cordão de solda, devido a que as gotas de metal fundido se transferem principalmente por ação da gravidade, fazendo com que sua utilização esteja limitada à posição plana e, por isso, tornando esse modo pouco usado.

3.3.3 Transferência por *spray*

Este tipo de transferência ocorre pela deposição em sequência de pequenas gotas, com alta frequência. Ocorre normalmente na soldagem MIG/MAG com polaridade positiva, com corrente e tensão elevadas.

Uma condição indispensável para que este modo de transferência possa ocorrer é que a corrente de soldagem esteja acima da corrente de transição. Quando a corrente de soldagem ultrapassa a de transição, há um grande aumento na frequência de transferência das gotas. Como neste tipo de transferência se trabalha com níveis de corrente e tensão relativamente elevados, isto dificulta a sua aplicação fora da posição plana e a soldagem de chapas finas.

A corrente de transição varia em função do material e diâmetro do eletrodo, do seu comprimento energizado e do tipo de gás de proteção usado (SCOTTI e PONOMAREV, 2008).

3.3.4 Soldagem MIG pulsado

O modo de transferência MIG Pulsado veio para reunir as melhores características das versões por curto circuito e *spray* em um só processo, obtendo-se uma transferência estável, de poucos respingos, bom acabamento superficial e boa geometria do cordão de solda. Além disso, possibilita a soldagem de chapas finas com baixo aporte térmico (SCOTTI e PONOMAREV, 2008).

Neste modo ocorre uma alternância de valores alto e baixo de corrente sob uma determinada frequência (Figura 3.9). No nível baixo, que é a corrente de base, o arco se mantém aberto, mas não há energia suficiente para formar gotas. No nível alto, que é a corrente de pico, a intensidade desta é maior que a corrente de transição, necessária para

ocorrer à transferência por *spray*. Durante cada pulso, uma ou mais gotas são formadas e transferidas, entretanto, tem sido aceito que a condição mais estável de transferência ocorre quando se tem uma gota por pulso com diâmetro próximo do diâmetro do eletrodo.

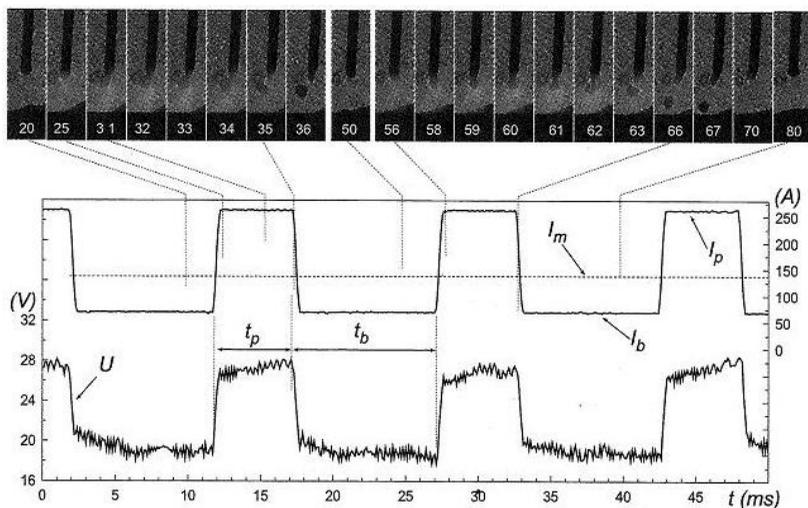


Figura 3.9 - Transferência das gotas e valores de corrente e tensão no arco ao soldar no modo MIG-P (subíndices p, b, m, significam pulso, base e médio, respectivamente) (SCOTTI e PONOMAREV, 2008).

A maior dificuldade no uso da transferência MIG pulsada é a quantidade de parâmetros de soldagem a serem selecionados e controlados (I_p , T_p , I_b , T_b e I_{lim}), o que desestimula muito o uso deste modo de transferência no chão de fábrica.

3.3.5 Soldagem MIG pulsado sinérgico

Para facilitar o controle e regulagem dos parâmetros de soldagem em MIG pulsada, surgiram em 1980 equipamentos que incorporaram controles sinérgicos. O comando sinérgico em soldagem MIG pulsado pode ser definido como qualquer sistema pelo qual um ou mais parâmetros significativos da pulsação, são automaticamente modificados em função da variação de um parâmetro operacional como, por exemplo, a velocidade de alimentação do arame ou corrente média, de tal modo que uma condição de equilíbrio é mantida para uma certa

velocidade de alimentação do arame ou nível médio de corrente (SCOTTI e PONOMAREV, 2008).

Num sistema típico de controle sinérgico, a duração e amplitude do pulso para o destacamento de uma única gota (definido experimentalmente) são predefinidas. O sistema pode incorporar um tacômetro que mede a velocidade de alimentação de arame e alimenta o sinal de velocidade a um circuito de controle, que gera a frequência de pulso apropriada. Isso garante que o equilíbrio entre a alimentação de arame e a taxa de fusão seja mantido automaticamente, quando a velocidade de alimentação é variada, de forma intencional ou acidental.

A principal vantagem desta técnica é que a corrente média pode ser variada continuamente ao longo de uma vasta faixa, por meio de um único controle (NORRISH, 2006)

Existe no equipamento um banco de dados e rotinas computacionais, que são capazes de informar ao equipamento, qual a melhor combinação dos parâmetros de pulso para um dado gás e arame eletrodo, para qualquer velocidade de alimentação do arame ou intensidade da corrente selecionada. Este banco de dados é criado de forma experimental, para os diversos tipos de materiais, diâmetros de arames comerciais e gases ou misturas destes mais usados. Alguns equipamentos são regulados variando-se apenas a corrente média, desta forma, haveria necessidade de alterar apenas uma regulagem, ou seja, número menor que na soldagem MIG/MAG convencional (SCOTTI e PONOMAREV, 2008).

3.4 AUTOMATIZAÇÃO DA SOLDAGEM MIG/MAG

Para conseguir boa repetibilidade nas características do cordão de solda (na geometria e área transversal do cordão) e da ZAC (microestruturas formadas, em função da velocidade de resfriamento) é importante que durante a soldagem:

a) O comprimento do arco seja mantido constante, pois sua variação vai produzir alterações na distribuição do fluxo de calor do arco;

b) A velocidade de deslocamento do arco seja constante, pois, dessa velocidade depende a energia transferida à peça por unidade de comprimento de solda;

c) A trajetória do arco esteja de acordo com a geometria da junta a soldar, pois os desvios desta podem produzir, dentre outras coisas, o aquecimento heterogêneo das peças a unir e descontinuidades na solda, como falta de penetração e falta de fusão.

Numa aplicação de soldagem manual como aquelas realizadas pelos processos eletrodo revestido e TIG, o soldador realiza o controle do comprimento, velocidade e trajetória do arco. Contudo, manter tais parâmetros controlados é algo de grande dificuldade. Segundo Almeida *et al.* (2010, p.2), “o soldador, por mais experiente que seja, não consegue manter constante, por um longo período, parâmetros importantes como velocidade de soldagem, comprimento do arco e ângulo de soldagem”.

Ainda segundo Almeida *et al.* (2010), isso ocorre pelo fato de que no indivíduo humano, algumas variáveis orgânicas se aplicam durante o processo, tais como: o cansaço físico, dificuldade de manutenção da concentração e desconforto da posição de soldagem. O autor conclui afirmando que ainda por mais que conseguisse manter por longos períodos de tempo os parâmetros, seria muito difícil se aplicar tal soldagem com boa repetibilidade.

Neste contexto, têm sido desenvolvidos métodos de soldagem automatizados, alguns utilizando robôs concebidos especificamente para essa função, os quais permitem controlar os parâmetros de uma solda por longos períodos, visando melhorar a repetibilidade. O processo de automatização da soldagem, na sua forma robotizada tornou-se fator determinante na qualidade, na produtividade e repetibilidade no processo fabril, sendo essencial para se obter resultados satisfatórios na fabricação e no acabamento de produtos.

Contudo, a automatização da soldagem apresenta algumas limitações em função do processo. No caso da soldagem com eletrodo revestido, não se justifica a aplicação da automatização, devido à sua baixa produção e baixo fator de carga. Já no caso do TIG, a automatização é dificultada pela grande complexidade do sistema de controle de comprimento do arco voltaico e, tem-se a dificuldade no controle da alimentação do arame em consonância com a sua fusão pelo arco voltaico.

Um dos processos em que tem sido aplicada mais a robotização é o MIG/MAG, devido às suas características inerentes como alta produção, controle automático do comprimento do arco e possibilidade de controle da alimentação do arame e das variáveis elétricas (corrente e tensão). Tais fatores favorecem a robotização deste processo, porém, deve-se dar atenção a alguns pontos específicos de restrições na robotização da soldagem.

Uma das grandes dificuldades na aplicação da soldagem robotizada é a definição da posição e orientação da tocha em relação ao cordão de solda, em particular quando se trata de soldar juntas com

trajetórias complexas, mesmo que se esteja utilizando um robô com seis eixos.

A adição de cadeias cinemáticas virtuais, em problemas de planejamento de trajetória em soldagem robotizada, apresenta-se como uma alternativa empregada, quando o procedimento está sujeito a restrições (HENRIQUES, 2005).

Para projetar um sistema de soldagem robotizada o primeiro passo é identificar os parâmetros relacionados ao processo, ou seja, os parâmetros que devem ser controlados de forma a obter a qualidade desejada, que é definida por um conjunto de características (geometria do cordão, presença de descontinuidades, microestrutura, dentre outras) (PIRES et al., 2006).

Os componentes básicos de um sistema de soldagem robotizado incluem um robô manipulador, o controlador do robô, a tocha de soldagem, a fonte de energia de soldagem e os sensores adotados para monitorar os parâmetros do processo (PIRES *et al.*, 2006).

Dispor de um sistema de seguimento de junta é de grande importância, pois este permite o monitoramento e correção da posição da tocha em relação à junta, para agir quando é necessário realizar desvios da trajetória nominal e mudanças no tamanho da folga entre as peças a serem soldadas (PIRES *et al.*, 2006).

Nos sistemas de seguimento de junta, os sensores comumente utilizados são:

a) Sensores ópticos (figura 3.10). Neles um feixe de laser é projetado em um movimento de varredura através da junta e uma câmara digital é usada para medir as características geométricas da mesma (PIRES *et al.*, 2006).

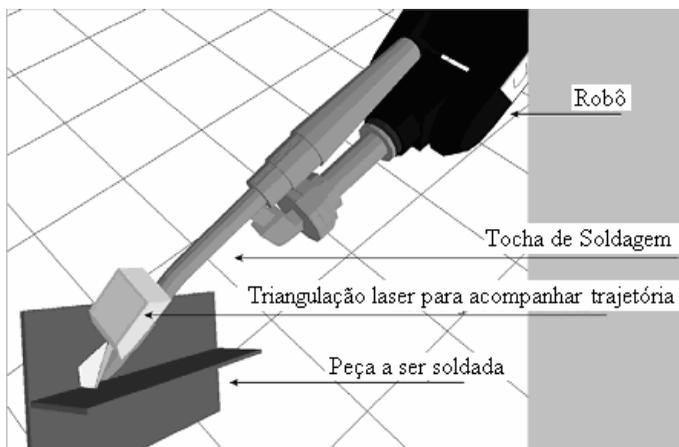


Figura 3.10 - Ilustração de um sensor a laser típico, montado à frente da tocha de soldagem. (CEDERBERG *et al.* apud PIRES *et al.*, 2006).

b) Utilização do arco elétrico como sensor. Quando se realiza a soldagem, dependendo de qual seja o processo, uma das variáveis elétricas do arco passa a depender do comprimento do arco e, portanto, pode ser utilizada para inferir qual é o tamanho do arco em um determinado momento. Assim, por exemplo, para o processo MIG/MAG convencional, utiliza-se a corrente como sinal para determinar as variações que estão ocorrendo na distância entre o bico de contato e a peça de trabalho (PIRES *et al.*, 2006). Entretanto, para implementar o uso do arco como sensor, é necessário executar um movimento de tecimento durante a soldagem. Ao fazê-lo para uma junta de solda, como mostrado na figura 3.11, a distância entre a tocha e a junta de solda irá variar durante o movimento de tecimento. Portanto, uma distância maior entre o bico de contato e a peça irá resultar em uma corrente de arco menor do que em uma aplicação com distância menor, sendo que os demais parâmetros são os mesmos (PIRES *et al.*, 2006).

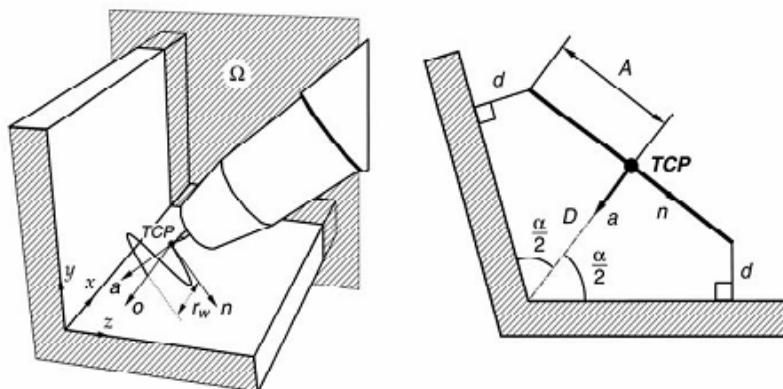


Figura 3.11 - Esquerda: definição de Ponto central da ferramenta (*tool center point*, TCP) e os sentidos durante o tecimento através do sensor de arco elétrico. Direita: a posição ideal de detecção do arco para o rastreamento da junta (FRIDENFALK *apud* PIRES *et al*, 2006).

4 MATERIAIS, MÉTODOS E EQUIPAMENTOS

Neste capítulo são descritos os equipamentos e consumíveis utilizados, além dos ensaios e métodos de análise aplicados no desenvolvimento deste trabalho, visando atingir os objetivos definidos no capítulo anterior.

Inicialmente serão descritas as características das peças que compõem o coletor de escapamento. No item 4.2 serão analisados os resultados dos ensaios preliminares que foram realizados com a finalidade de permitir um planejamento mais racional dos experimentos.

4.1 MATERIAL SOB ESTUDO E CARACTERÍSTICAS DAS PEÇAS A SEREM SOLDADAS

O componente a soldar é um coletor de escapamento de motor de combustão interna fabricado pela empresa TUPER (Figura 4.1), formado por duas peças estampadas em aço inoxidável ferrítico do tipo AISI 441 com espessura de 1,8 mm. A composição química desse material, obtida mediante análise em espectrômetro óptico é mostrada na tabela 4.1. Verifica-se que ela atende às especificações dadas para o aço designado por UNS S43932 na norma ASTM A240-12a. Para a fabricação desse coletor, na TUPER existem células de soldagem robotizada, com dispositivos para a fixação das três peças conformadas mecanicamente que o compõem (as duas peças em chapa que formam os dutos e um flange de maior espessura para a fixação no motor). Na figura 4.1 está mostrada uma fotografia das duas peças estampadas posicionadas para a soldagem, de forma a obter uma junta sobreposta. As peças são fixadas em um dispositivo e a soldagem é realizada na posição plana, com a trajetória da pistola guiada por robô de 6 eixos.

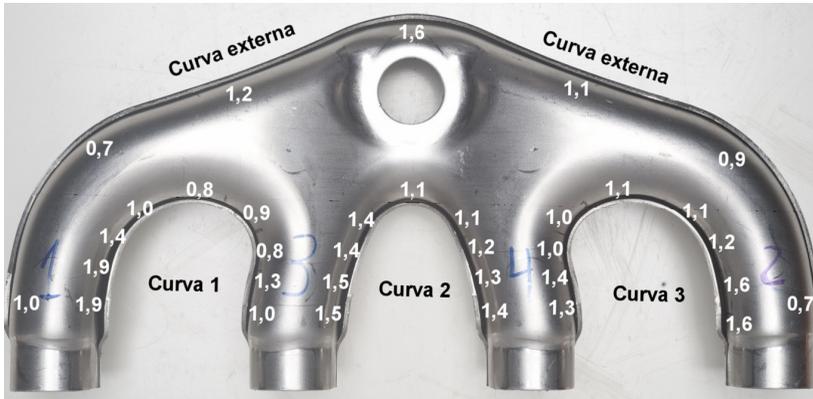


Figura 4.1 - Vista frontal do coletor de gases, com os valores da folga em mm, medida em vários locais ao longo das juntas a soldar.

Tabela 4.1 - Composição química do aço AISI 441 (% em peso).

Elemento	Cr	C	P	Mn	Si	S	Ni	(Ti + Nb)
Norma*	17,0 - 19,0	0,03	0,04	1,0	1,0	0,03	0,5	[0,2+4(C+N)] a 0,75
Análise**	17,88	0,016	0,03	0,16	0,48	0,004	0,18	0,61

*Composição estipulada pela norma ASTM A240-12a para o aço AISI 441 (número UNS S43932). Valores isolados indicam teores máximos.

** Composição do metal de base obtida por espectrometria óptica.

Inicialmente tentou-se medir a folga ao longo da junta diretamente a partir da fotografia da figura 4.1. Entretanto, como tal medição não deu resultados satisfatórios, devido à falta de nitidez das bordas e às sombras produzidas, os valores que aparecem na foto foram obtidos mediante gabarito formado por um conjunto de arames calibrados. Na tabela 4.2 são apresentados os valores extremos e médios para cada uma das juntas curvas que possui o coletor.

Tabela 4.2 - Valores da folga (em mm) nas diversas curvas do coletor.

CURVAS	“folga” (mm)	
	mínimo	máximo
1	0,8	1,9
2	1,0	1,5
3	1,0	1,5
Externa	0,7	1,6
Valores extremos	0,7	1,9

Outro material de base usado neste trabalho, mas na forma de chapa plana, foi o aço AISI 304 com espessura de 1,8 mm. A composição química desse material, obtida por espectrometria óptica é mostrada na tabela 4.3. Verifica-se que ele atende a norma ASTM A240-12a.

Tabela 4.3 - Composição química do aço AISI 304 (% em peso).

Elemento	Cr	C	P	Mn	Si	N	S	Ni
Norma*	17,7 - 19,5	0,07	0,045	2,00	0,75	0,10	0,03	8,0- 10,5
Análise**	18,48	0,05	0,03	1,19	0,35	0,07	0,001	7,82

*Composição estipulada pela norma ASTM A240-12a. Valores isolados indicam teores máximos.

** Composição do metal de base obtida por espectrometria óptica.

Como material de adição, foi usado arame eletrodo de aço inoxidável AWS ER 430Ti com diâmetro de 1,0 mm. Na tabela 4.4 são apresentadas a composição especificada pela norma e a composição obtida por espectrometria óptica em depósito composto por 6 camadas, realizado conforme a norma AWS A5.22-10, para minimizar o efeito da diluição sobre a composição do depósito.

**Tabela 4.4 - Composição química do metal de adição AWS ER 430Ti
(% em peso).**

Elemento	Cr	C	P	Mn	Si	Ti	S	Ni
Norma*	16,0 - 19,5	0,10	0,04	1,00	1,00	0,75	0,03	0,75
Análise**	17,52	0,06	0,02	0,46	0,88	0,25	0,004	0,25

*Composição estipulada pela norma ASTM A268-10. Valores isolados indicam teores máximos.

** Composição do “depósito puro” obtida por espectrometria óptica.

Neste trabalho foi usado o processo de soldagem MIG/MAG com três tipos de gases de proteção, a saber: mistura de argônio com 4% de CO₂, argônio com 15% de CO₂ e argônio com 2% de O₂.

4.2 METODOLOGIA

4.2.1 Ensaios preliminares realizados para planejar os experimentos definitivos.

Conforme foi constatado, as tolerâncias dimensionais das peças estampadas produzem variações significativas da folga ao longo das juntas a soldar. Além disso, podem afetar a distância entre o bico de contato e a peça e o alinhamento entre a trajetória da pistola (programada no robô) e a trajetória real da junta.

Assim sendo, foram realizados ensaios de soldagem preliminares, com o objetivo de verificar a variabilidade nas características do cordão de solda que poderia ser produzida pelas variações na folga, na distância bico-peça e no alinhamento entre a pistola e a junta e, a partir dos resultados obtidos, fazer um planejamento mais racional dos experimentos.

Isto porque interessa desenvolver procedimentos de soldagem “robustos”, ou seja, que apesar das variações possíveis de ocorrer nas peças a soldar e nas condições de soldagem efetivamente aplicadas, resultem em produtos de boa qualidade, em termos não só dimensionais (que atendam as tolerâncias exigidas), mas também metalúrgicos.

Em todos os ensaios foram mantidas constantes as seguintes condições:

- Tipo de junta: sobreposta.
- Posição de soldagem: plana.
- Material de base: chapa de aço inoxidável austenítico AISI 304, com espessura de 1,8 mm.
- Processo de soldagem: MIG/MAG.
- Material de adição: arame-eletrodo de aço inoxidável AWS ER 430 Ti com diâmetro de 1 mm.
- Deslocamento da pistola em linha reta, com auxílio de um robô.
- Tipo de corrente: corrente contínua pulsada, com parâmetros da onda controlados pela fonte de energia no modo sinérgico.
- Gás de proteção: argônio com 15% de CO₂, vazão de 12 litros/min.
- *Arc trim* = -8. Este é um ajuste da altura do arco, feito na fonte de energia. Seu valor não é absoluto, mas relativo.
- Corrente = 200 A.
- Velocidade de soldagem = 100 cm/min.

Com os valores ingressados na fonte (tipo e diâmetro do eletrodo e intensidade de corrente), esta programou o cabeçote para alimentar o arame-eletrodo a uma velocidade de 10,1 m/min (o valor foi lido no “display” do cabeçote) e aplicou uma tensão do arco de 28 V.

4.2.1.1 Ensaios com variação do alinhamento.

As soldagens foram feitas em junta sobreposta com folga constante (praticamente igual a zero), mas com desvio de alinhamento entre a trajetória do arco e a junta, de modo que no início do cordão o eixo do arco incidia na borda da chapa e no final havia um desvio de 2,4 mm em direção à chapa superior. Após as soldagens foram cortadas seções transversais à solda em vários locais e preparadas metalograficamente (polimento seguido de ataque com Marble 1g CuSO₄ + 5 ml HCl + 5 ml H₂O). Na figura 4.2 é possível se observar que a medida que o arco passa a incidir mais na chapa superior ocorre uma redução da penetração do cordão na chapa inferior, provavelmente em função da transferência de maior parcela do calor para a chapa superior.

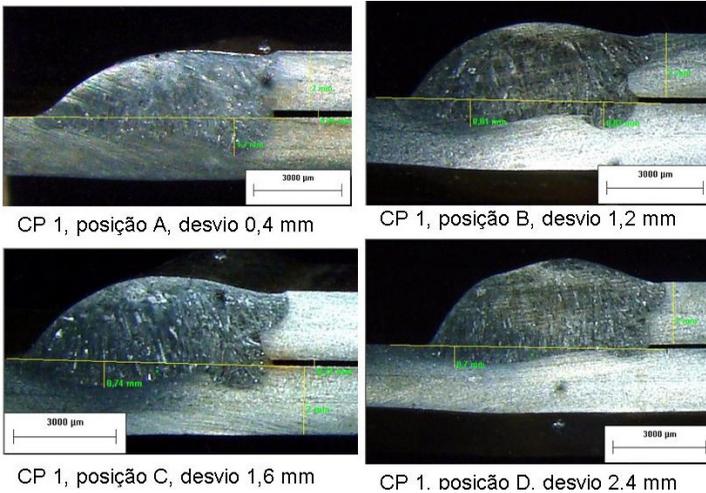


Figura 4.2 - Macrografias das seções transversais do cordão de solda do CP 1.

4.2.1.2 Ensaios com variação da folga.

As soldagens foram feitas sem desvio de alinhamento, isto é, o eixo do arco sempre incidiu sobre a borda da chapa superior. Por outro lado, a chapa superior foi colocada inclinada em relação à inferior, de modo que ao longo da junta houvesse um aumento progressivo da folga, de 0 (zero) até 1,7 mm.

Nas macrografias da Figura 4.3 pode-se observar que ao aumentar a folga aumentam tanto a penetração quanto a diluição. Ao que parece, com uma folga maior a poça fundida é forçada pela pressão do plasma a escoar para dentro da folga entre as chapas, o que disponibilizaria uma maior quantidade de calor latente (liberado na solidificação da poça), aumentaria a área através da qual há troca de calor entre a poça e as chapas e também permitiria que a extremidade do arco chegasse mais próxima da chapa superior e, com isso, transferisse calor para esta de forma mais eficiente. Além disso, ao aumentar a folga o tamanho da perna vertical da solda torna-se menor, o que diminui a resistência mecânica da mesma.

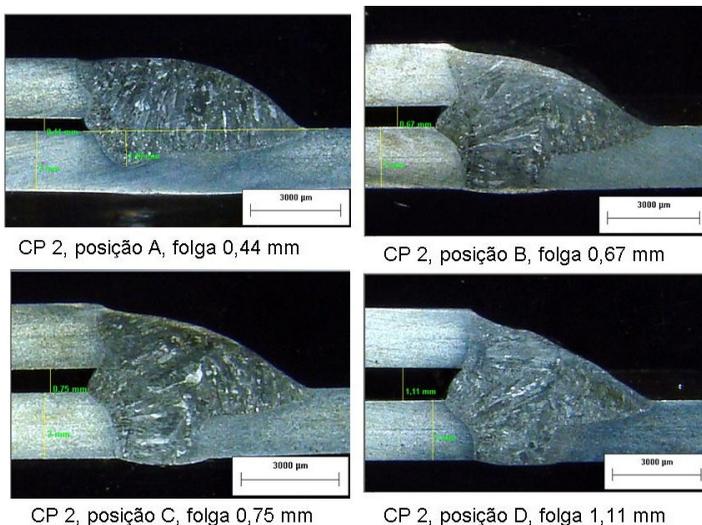


Figura 4.3 - Macrografias das seções transversais do cordão de solda do CP 2.

4.2.2 Descrição dos experimentos e ensaios definitivos

Com base nos resultados do item 4.2.1 foi definido o planejamento dos ensaios definitivos, cujo objetivo foi o de avaliar a sensibilidade do processo às variações nas condições de soldagem e, por fim, elaborar um procedimento de soldagem “robusto”. Os ensaios definitivos foram realizados com os materiais e consumíveis utilizados na fabricação do coletor, a saber:

- Material de base, aço AISI 441 com espessura de 1,8 mm (composição química mostrada na tabela 4.1).
- Material de adição, arame eletrodo de aço inoxidável AWS ER 430Ti com diâmetro de 1,0 mm (composição química mostrada na tabela 4.4).

4.2.2.1 Estabelecimento das condições de soldagem ótimas.

Nestes ensaios, foi utilizada como atmosfera protetora uma mistura de argônio com 4% CO₂, com a finalidade de ter uma maior estabilidade do arco que aquela possível ao utilizar argônio puro.

Esta etapa teve como objetivo determinar as condições de soldagem que produzem uma solda satisfatória, sob os aspectos de estabilidade do arco e de dimensões e geometria do cordão.

Primeiro, foi realizada a deposição de cordões sobre chapa plana (*bead on plate*) de 60 x 150 mm de largura e comprimento, respectivamente, para estabelecer as melhores condições para obter um arco estável. Com esse intuito, foram feitas soldagens mantendo as seguintes condições fixas:

- Tipo de corrente: corrente contínua pulsada, com parâmetros da onda controlados pela fonte de energia no modo sinérgico.
- Corrente média = 200 A.
- Velocidade de soldagem = 100 cm/min.
- Posição de soldagem: plana.
- Deslocamento da pistola em linha reta, com auxílio de um robô.

Foram variados os seguintes parâmetros:

- *Arc trim* (ajuste do comprimento do arco) de -10, -8, -6, -4, -2 e 0, mantendo fixa a distância entre o bico de contato e a peça, DBCP em 12 mm. Como os valores do *arc trim* são relativos (são ajustados utilizando uma escala graduada na fonte de soldagem), e seu efeito pode mudar de uma fonte para outra. Durante as soldagens foram adquiridos os sinais de tensão do arco, corrente de soldagem e velocidade do arame via computador, para determinar a relação que existe entre o valor do *arc trim* e estes parâmetros.
- Distância bico-peça, DBCP, de 10, 12 e 14 mm. Para realizar essa variação foi de grande ajuda contar com o robô, pois nele pode ser programada a trajetória da pistola de modo que a DBCP variasse em degraus durante a soldagem.

Portanto, com a deposição de apenas 3 cordões, foram obtidos 9 conjuntos de condições de soldagem, para avaliar a estabilidade do arco através dos oscilogramas de tensão, corrente e velocidade do arame adquiridos via computador.

Depois, foram feitas soldagens na posição plana, em junta sobreposta, para determinar as condições que resultam em um cordão de geometria e tamanho satisfatórios. Considera-se um tamanho da solda satisfatório aquele em que o comprimento da perna do cordão seja igual à espessura da chapa. O valor da corrente foi variado entre 190 e 220 A, com intervalos de 10 A. Portanto, foram confeccionadas 4 amostras soldadas que, mediante a análise das macrografias de seções

transversais, permitiram selecionar qual dessas soldas atendia aos requisitos geométricos.

As seguintes condições foram mantidas fixas durante estes ensaios:

- Tipo de junta: sobreposta. Formada por duas chapas de 60x150 mm, colocadas uma sobre a outra com sobreposição de 10 mm.
- Tipo de corrente: corrente contínua pulsada, com parâmetros da onda controlados pela fonte de energia no modo sinérgico.
- Velocidade de soldagem = 100 cm/min.
- O *arc trim* e a DBCP utilizados foram de -8 e 12 mm, respectivamente, que são os valores com os quais se obteve melhor estabilidade do arco, conforme os resultados dos ensaios descritos acima.

4.2.2.2 Estudo da influência da variação nas condições de soldagem sobre as características da solda.

Nesta etapa os ensaios foram realizados de forma similar aos ensaios preliminares descritos na seção 4.2. Por isso não serão abordados detalhes que já foram explicados.

Na Tabela 4.5 é feito um resumo das condições que foram variadas nos ensaios, dentro dos limites de variação que poderiam ser encontrados na prática. Foram realizados apenas 6 cordões de solda, mas isso gerou um total de 18 CPs para análise, pois as juntas soldadas foram seccionadas transversalmente em 3 locais ao longo do cordão, a saber início, meio e fim do cordão, para verificar se havia variação na geometria do cordão em função do aquecimento gradativo das chapas enquanto estava sendo realizada a soldagem.

Tabela 4.5 - Resumo das condições a variar nos ensaios.

Condição a variar	Folga (mm)	DBCP (mm)	Qtde CPs
Folga	0	12	03
	0,8	12	03
	1,6	12	03
DBCP	0	10	03
	0	12	03
	0	14	03
Quantidade total de CPs para análise			18

As seções transversais às soldas foram submetidas aos seguintes ensaios e análises:

- **Macrografia:** Mediante o exame macrográfico foi possível verificar a presença de descontinuidades e determinar a geometria do cordão, de modo a avaliar a penetração da solda, o molhamento, a convexidade e calcular a diluição.
- **Micrografia:** Com o objetivo de analisar a microestrutura, incluindo o possível crescimento de grão na ZAC, a perda de resistência à corrosão e a presença de trincas, foram realizadas análises em microscópio ótico.
- **Microdureza:** Para determinar como os ciclos térmicos de soldagem (decorrentes das variadas condições em que foram realizadas as soldas) influem sobre a resistência mecânica da solda, foram realizadas medições de dureza pelo método Vickers no metal de solda, ZAC e metal de base (os valores neste último serviram como padrão de comparação).

4.2.3 Outros ensaios realizados

4.2.3.1 Ensaio de corrosão

Neste trabalho foram realizados ensaios de corrosão eletrolíticos com ácido oxálico conforme norma ASTM A763 Prática W, nas juntas soldadas com metal de base AISI 441 e metal de Adição AWS ER 430Ti, com o objetivo de verificar se houve sensibilização em função dos tipos de gases de proteção usados no processo de soldagem MIG/MAG (Ar + 4% CO₂, Ar + 15% CO₂e Ar+ 2% O₂).

4.2.3.2 Medição do tamanho de grão.

Para materiais que não sofrem transformações alotrópicas, como é o caso dos aços inoxidáveis ferríticos e austeníticos, existe sempre uma preocupação quanto à possibilidade de ocorrer crescimento de grão na ZAC-GG, que poderia diminuir em muito a sua resistência mecânica e tenacidade. Em função disso, foram realizadas análises quantitativas para determinar o tamanho de grão na ZAC-GG e no metal de base (como padrão de comparação), mediante o método planimétrico de Jeffries, que é um dos descritos na norma ASTM E112-10.

As amostras soldadas foram seccionadas transversalmente ao cordão, preparadas metalograficamente e atacadas com reagente

apropriado (Vilela, cuja fórmula é 0,5 ml ácido Pírico+ 2,5ml HCl+50 ml C₂H₅OH) Em fotografias obtidas ao microscópio ótico com aumento adequado (de 50X ou 100X) foram traçados círculos com área conhecida. Conforme o método de Jeffries, deve ser determinada a soma do número de grãos que ficam por inteiro dentro do círculo e a metade do número de grãos que ficam parcialmente dentro do círculo. Com base nesses dois valores (área e número de grãos) obtidos pode ser calculada a quantidade de grãos por milímetro quadrado (Na).

Segundo a norma ASTM E112-10, o tamanho de grão ASTM (denominado de “G”) pode ser obtido mediante a seguinte equação:

$$G = (3,321928 \log_{10} Na) - 2,954 \quad \text{Eq 4.1}$$

Na mesma norma há uma tabela que correlaciona os valores de G com o diâmetro médio dos grãos “d_g”, em mm. Para facilitar a interpolação dos valores, foi feito um gráfico com os pontos (d_g, G) da tabela e obtida por regressão de mínimos quadrados a equação da curva que melhor se ajusta a esses pontos (veja a figura 4.4).

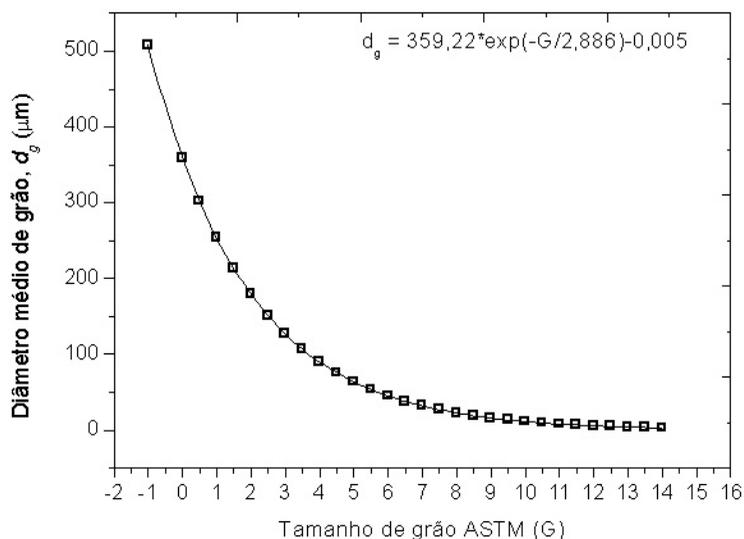


Figura 4.4 - Obtenção da equação que relaciona o diâmetro médio dos grãos e o tamanho ASTM, com base nos dados da norma ASTM E112-10.

4.2.3.3 Cálculo da diluição

Para calcular a diluição dos cordões de solda as amostras foram fotografadas, e com auxílio de um *software* de CAD realizada a quantificação das diversas áreas que compõem o cordão, conforme mostrado na figura 4.5.

Os valores apresentados neste trabalho são referentes à média das medições realizadas em três amostras.

Área fundida total = 14,6 mm²

Área do metal de base fundida = 5,92 mm²

Diluição média = 40,5%

Desvio padrão da diluição = 4,04%

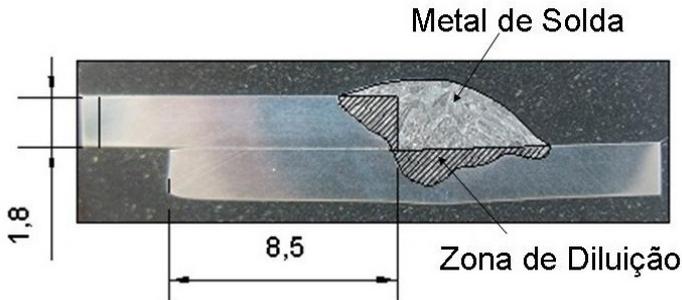


Figura 4.5 - Macrografia da solda, onde são indicadas a partes que a compõem.

4.2.3.4 Critérios de aceitabilidade

Pelo exame macrográfico é possível determinar a presença de discontinuidades e algumas características geométricas e dimensionais do cordão, tais como a penetração, o ângulo de molhamento e a convexidade.

Para determinar a qualidade dos cordões de solda foram utilizados os critérios de aceitabilidade estabelecidos pela norma GMW 14058, que tem aplicação em soldas por processos a arco de componentes automotivos sujeitos não só a esforços estáticos, mas também a esforços de fadiga.

Neste trabalho foram considerados os critérios de: profundidade da mordedura, convexidade, vazamento, penetração, tamanho da garganta, comprimento da perna, porosidade, desalinhamento de cordão, *meltback* e *rollover*, que constam na norma GMW14058.

Até o momento de consultar a norma GMW14058 o autor não tinha encontrado na literatura uma referência às falhas denominadas *meltback* e *rollover*. Por causa disso, a seguir será feita uma breve descrição do significado e características desses dois tipos de falhas:

Rollover - É uma protuberância do cordão de solda que ultrapassa o seu pé ou a raiz e não está ligada ao metal de base (veja figura 4.6). Uma tradução possível para esse termo é “dobra”.

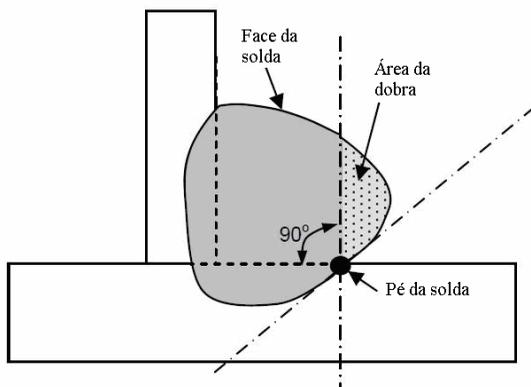


Figura 4.6 - Desenho esquemático do *Rollover* (Norma GM 14058).

Meltback – Essa descontinuidade ocorre quando o metal de base funde mas não passa a fazer parte do cordão de solda. Essa condição deixa um vazio entre o cordão e uma das chapas do metal de base (veja figura 4.7).

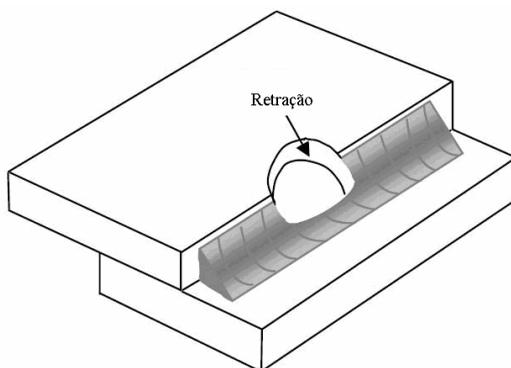


Figura 4.7 - Desenho esquemático do *Meltback* (Norma GM 14058)

Na norma GMW14058 é feita uma distinção entre o que se entende por “discrepância” e por “descontinuidade”, assim:

- Descontinuidade é uma falha (*flaw*) que não impede a aprovação da solda, mas indica que é necessário fazer ajustes no procedimento de soldagem para evitá-la.

- Discrepância é uma falha que torna inaceitável a solda, além de exigir um ajuste no procedimento de soldagem para evitá-la.

A seguir serão descritos os limites de aceitabilidade definidos pela norma GMW14058 para cada tipo de falha (veja a figura 4.8).

São consideradas discrepâncias (isto é, tornam inaceitável a solda):

- O *meltback* (retração).
- Uma mordedura, quando for maior ou igual a 10% da chapa de menor espessura da junta soldada.
- Um tamanho da garganta menor ou igual a 70% da chapa de menor espessura da junta soldada.
- Uma largura da fusão menor ou igual a 90% da chapa de menor espessura da junta soldada.

São consideradas descontinuidades (isto é, apenas indicam a necessidade de ajustar o processo):

- O vazamento, quando for maior ou igual a 2 vezes a espessura da chapa de menor espessura da junta.
- Uma penetração menor que 10% da chapa de menor espessura da junta a ser soldada.
- O *rollover* (dobra), quando o ângulo do pé da solda for maior que 90°.

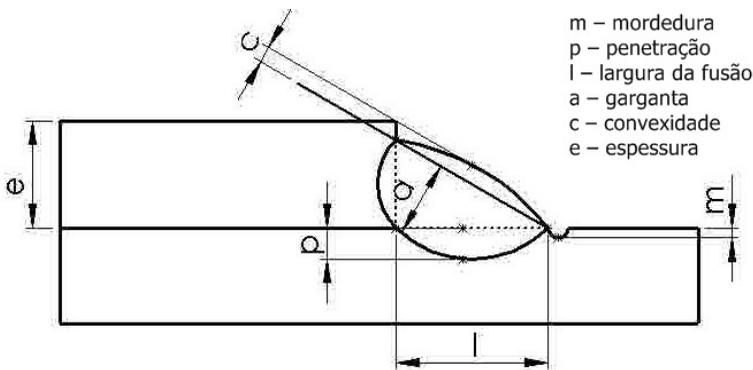


Figura 4.8 - Desenho esquemático dos principais critérios de aceitabilidade segundo a norma GMW14058.

4.3 EQUIPAMENTOS

4.3.1 Bancada de soldagem

Para realização das soldagens foi utilizada uma fonte de energia da marca IMC modelo DIGIPlus A7, que é uma fonte eletrônica transistorizada multiprocesso, com corrente nominal de 500 A a 100% do fator de carga, corrente máxima de 800 A e tensão em vazio de 85 V. Quando operando com o processo MIG/MAG com corrente pulsada, permite realizar a programação manual ou utilizar o controle sinérgico (figura 4.9 c).

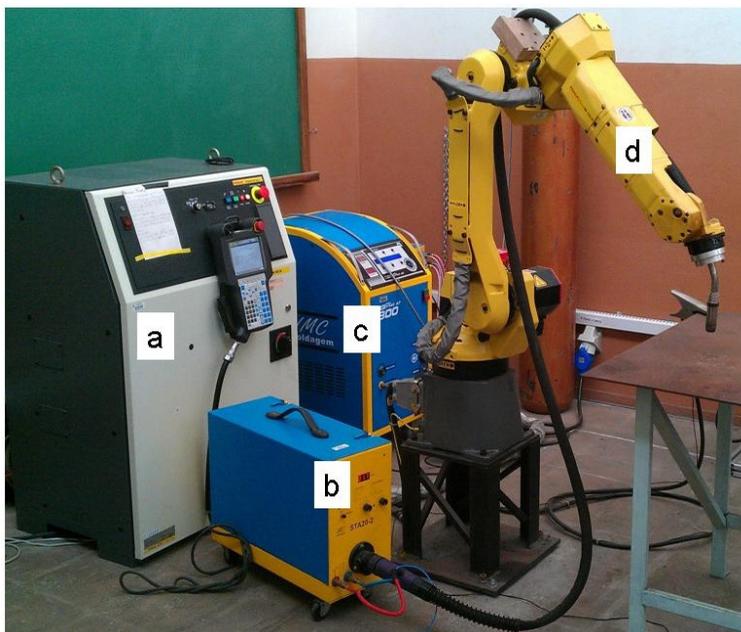


Figura 4.9 - Equipamentos usado na soldagem das amostras: a - controlador, b - alimentador de arame, c - fonte de energia e d - robô de soldagem.

Para controlar o deslocamento da pistola foi utilizado um sistema robótico com seis graus de liberdade, composto de: braço robótico FANUC M10iA e controlador FANUC System R-30iA. Foi necessário

implementar um sistema para efetuar o disparo da pistola (para iniciar a soldagem) assim que a pistola era posicionada pelo braço robótico no início da junta (figura 4.9 d) (IMC, 2011).

Para fazer o registro dos valores de corrente de soldagem, tensão e velocidade de arame, foi utilizado um sistema de aquisição de dados da marca IMC, modelo SAP versão 4.01. Esse sistema permite uma taxa de aquisição de até 5 kHz, e possui um conversor analógico digital de 10 bits, com uma resolução correspondente a 0,8 A para a corrente, 0,1 V para a tensão e 0,1 m/min para a velocidade do arame.

4.3.2 Microscópio óptico

A caracterização microestrutural das amostras foi realizada por microscopia óptica, utilizando-se um microscópio Carl Zeiss – Axiphot com câmera digital acoplada e um microscópio Leica – DM 4000 M também com câmera digital (Leica DC 300). Todas as imagens foram obtidas com campo claro, sem polarização, em tonalidades de cinza. As imagens foram feitas com ampliação de 50X, 100X, 200X, e 500X, resolução de 2088 e 1550 *pixels* no eixo horizontal e vertical, respectivamente.

4.3.3 Microdurômetro

Para as medições de dureza foi utilizado um microdurômetro marca Leco, modelo LM100AT. Ele possui objetivas com 10X e 50X de aumento, câmera digital e monitor onde é possível visualizar e escolher previamente os locais da amostra onde serão feitas as medidas de dureza. Depois, ao dar início ao ensaio, o equipamento movimenta a amostra, aplica a carga durante tempo pré-programado, estabelece a distância focal até obter uma imagem nítida da impressão e faz a leitura automática das diagonais para, finalmente, fornecer os valores de dureza.

4.3.4 Equipamento para ensaio de corrosão.

O ensaio de corrosão intergranular para avaliar a sensibilização foi realizado conforme a norma ASTM A 763 Prática W, na qual é utilizado ácido oxálico como eletrólito e aplicado um potencial elétrico entre o corpo de prova e um eletrodo (que pode ser a própria cuba metálica), de modo a ter uma certa densidade de corrente na superfície do corpo de prova (figura 4.10).

O eletrólito foi uma solução de ácido oxálico em água, em concentração de 10%. Como fonte de corrente foi utilizada uma da marca Power Supply, modelo EMG 18-134.

Foi utilizada uma densidade de corrente de 1 A/cm^2 . Como a superfície da amostra exposta ao eletrólito era de $0,6 \text{ cm}^2$, a corrente necessária foi de $0,6 \text{ A}$. O tempo de aplicação da corrente foi de $1,5 \text{ min}$. Após o ensaio de corrosão conforme descrito acima foram realizadas as análises microestruturais das amostras. Para isso, utilizou-se o microscópio óptico descrito no item 4.3.4 deste capítulo.

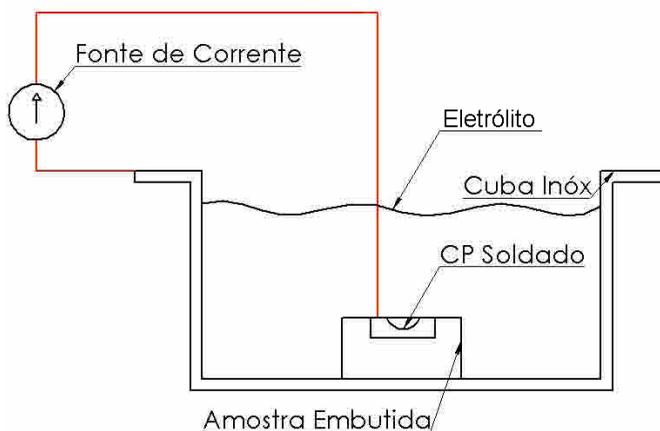


Figura 4.10 - Desenho esquemático do equipamento usado no ensaio de corrosão.

5 RESULTADOS E DISCUSSÃO

5.1 INFLUÊNCIA DO DBCP E *ARC TRIM* SOBRE A ESTABILIDADE DO ARCO.

Com o objetivo de determinar quais os parâmetros de soldagem tem maior influência na estabilidade do processo de soldagem, foram realizados experimentos de soldagem variando diversos parâmetros, tais como, DBCP e *arc trim* e depois analisados os efeitos destes sobre a tensão e velocidade de alimentação do arame, já que a corrente é imposta pela fonte.

5.1.1 Variando o *arc trim*

Inicialmente, foram variados os valores do *arc trim* e registrados mediante o sistema de aquisição SAP os valores da tensão e velocidade do arame, durante um tempo máximo de 15 s. No intervalo entre 3 e 6 s (isto é, quando o arco já estava estabilizado), foram calculados os valores médios, que são mostrados na tabela 5.1.

Tabela 5.1 - Valores médios da tensão e corrente em função do *arc trim*, ao soldar com DBCP de 12 mm e corrente de 201 A.

<i>Arc trim</i>	Tensão (V)	Valim (m/min)
-10	23,95	8,84
-8	24,00	8,74
-6	24,79	8,61
-4	25,37	8,25
-2	26,00	8,09
0	25,62	7,99

Para facilitar a análise, foram elaborados os gráficos da figura 5.1. Nela é possível observar que ao diminuir o valor do *arc trim* (isto é, ao ajustar um valor mais negativo) aumenta a velocidade do arame. Isso deve causar uma diminuição do comprimento do arco e, como resultado, da tensão do arco (como pode ser visto na mesma figura).

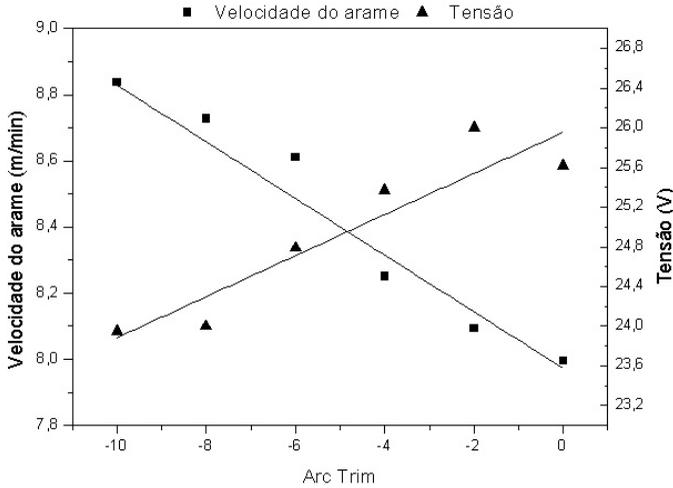


Figura 5.1 - Variação da tensão e velocidade de alimentação do arame em função do *arc trim*.

Nas figuras 5.2 e 5.3 são mostrados os oscilogramas de tensão para duas condições de *arc trim*. Percebe-se que ao diminuir o valor do *arc trim* aumenta a frequência de curtos-circuitos. Isso deve ser o resultado da diminuição do comprimento do arco e, portanto, do aumento da probabilidade da ponta do eletrodo entrar em contato com a peça. Percebe-se também, ao comparar os dois oscilogramas, que uma pequena diferença no ajuste do *arc trim* pode produzir uma diferença substancial na frequência dos curtos-circuitos.

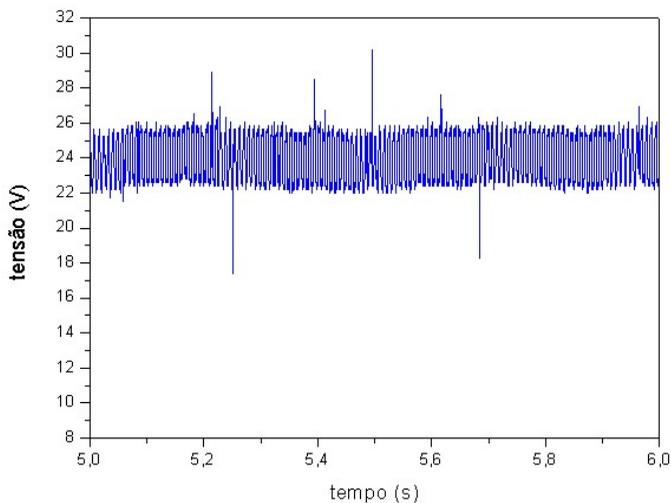


Figura 5.2 - Oscilograma de tensão para $arc\ trim = -8$. A frequência de curtos-circuitos é ao redor de 2 por segundo.

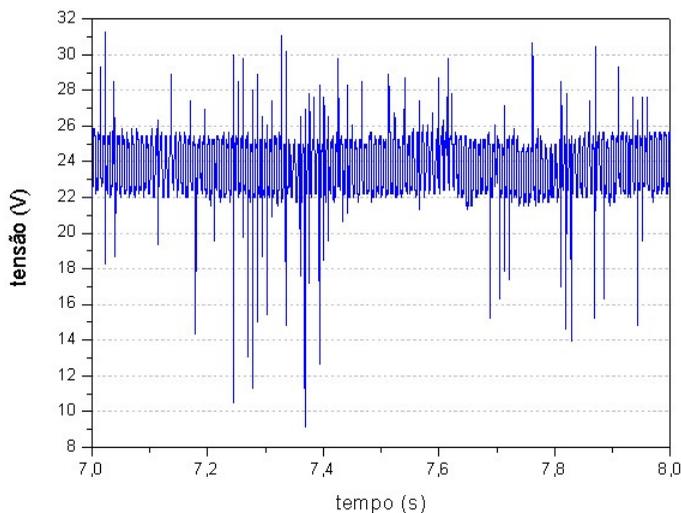


Figura 5.3 - Oscilograma de tensão para $arc\ trim = -10$. Frequência de curtos-circuitos entre 15 a 20 por segundo.

Ampliando a escala de tempo em torno de um curto-circuito (como mostra a figura 5.4), pode-se observar que a resolução na leitura do tempo é de 0,2 ms (o que corresponde a uma taxa de aquisição de

5 kHz) e a duração do curto-circuito é de aproximadamente 0,3 ms (se for arbitrado um valor de tensão do arco aberto de 23 V, indicado pela linha Horizontal).

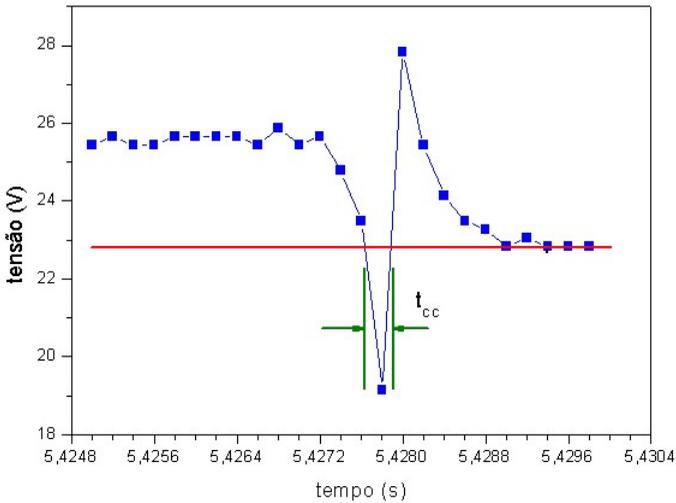


Figura 5.4 - Ampliação da escala de tempo ao redor de um curto-circuito.

Ampliando a escala de tensão (como mostra a figura 5.5) pode-se verificar que a resolução na leitura da tensão é de 0,2 V.

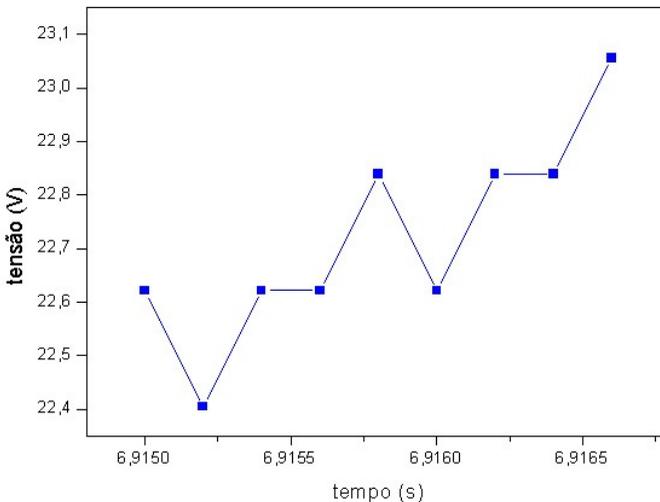


Figura 5.5 - Ampliação do oscilograma nas duas escalas de medida, para avaliar a resolução na leitura da tensão.

5.1.2 Variando DBCP

Foi arbitrado um *arc trim* de (-4) e feitas soldagens com vários valores da DBCP.

A diferença na velocidade do arame imposta pelo equipamento em função da DBCP ajustadas pelo usuário, não é tão significativa como a diferença que ocorre ao variar o *arc trim* (veja a tabela 5.2). De fato, ela só pode ser percebida mediante o uso do SAP, pois a resolução de leitura do sistema de medição que acompanha o cabeçote alimentador é de 0,1 m/min, insuficiente para as pequenas variações que ocorrem na velocidade.

Conforme mostrado na tabela 5.2 e na figura 5.6, ao ajustar um maior DBCP há um aumento significativo da tensão do arco. A explicação mais plausível para isto é que, ao aumentar o DBCP, aumenta o comprimento do eletrodo e, com isso, sua resistência elétrica. Como a corrente é imposta pela fonte de energia (fonte de corrente constante), ocorre um aumento da diferença de potencial elétrico entre o bico de contato e a peça, conforme pode ser previsto pela lei de Ohm.

Tabela 5.2 - Ensaio variando DBCP com *arc trim* de -4, dados do SAP.

DBCP (mm)	Corrente (A)	Tensão (V)	Valim (m/min)
10	201	24,22	8,27
12	202	25,37	8,25
14	201	28,34	8,28
16	201	32,78	8,29

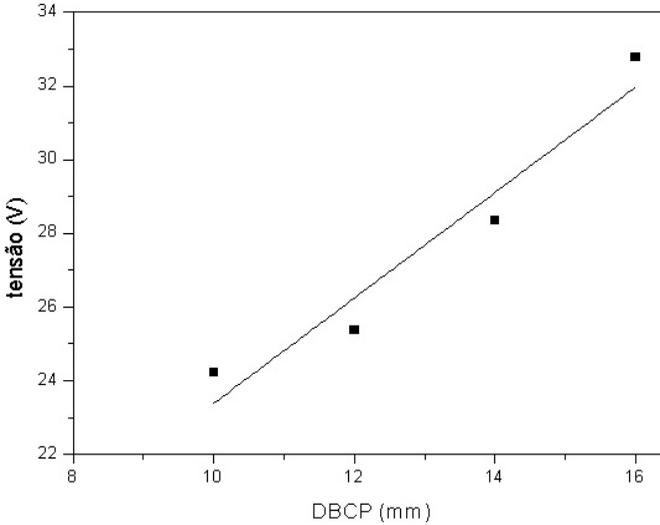


Figura 5.6 - Variação da tensão em função do DBCP

Dos ensaios realizados variando o DBCP ao longo do cordão de solda (veja figura 5.7) pode concluir que ao diminuir a DBCP houve uma redução no comprimento médio do arco, o que resultou num aumento da probabilidade de ocorrerem curtos-circuitos. Assim sendo, o aumento observado na tensão ao aumentar a DBCP (veja figura 5.10) não é devido exclusivamente ao aumento do comprimento do eletrodo (e , portanto, da sua resistência elétrica), mas também ao aumento do arco.

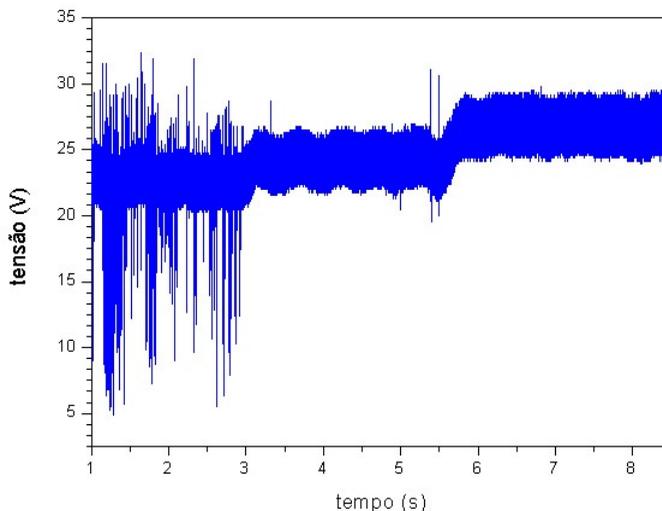


Figura 5.7 - Oscilograma de solda realizada variando o DBCP ao longo do cordão: de 1 a 3 s, DBCP de 10 mm, de 3 a 5,5 s, 12 mm e de 5,5 a 8,5 s, 14 mm.

A figura 5.8 mostra a variação da tensão média e o desvio padrão em função da variação do DBCP. Nela é possível observar que com DBCP menor, região onde ocorrem muitos curtos-circuitos o que leva a uma maior instabilidade do arco provocando um aumento no desvio padrão. Ao comparar as figuras 5.9 e 5.10 é possível observar o aumento da instabilidade do arco (maior variação da tensão) ao aumentar a DBCP. Além disso, é possível observar que com DBCP menor, de 10 mm, ocorreram curtos-circuitos. Ao aumentar o DBCP aumenta o comprimento do arco (e , portanto a tensão) e não houve mais curtos-circuitos.

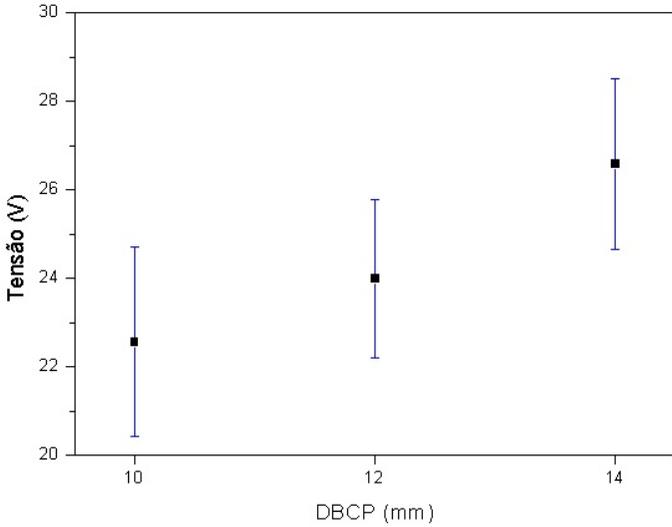


Figura 5.8 - Tensão média e desvio padrão com a variação do DBCP.

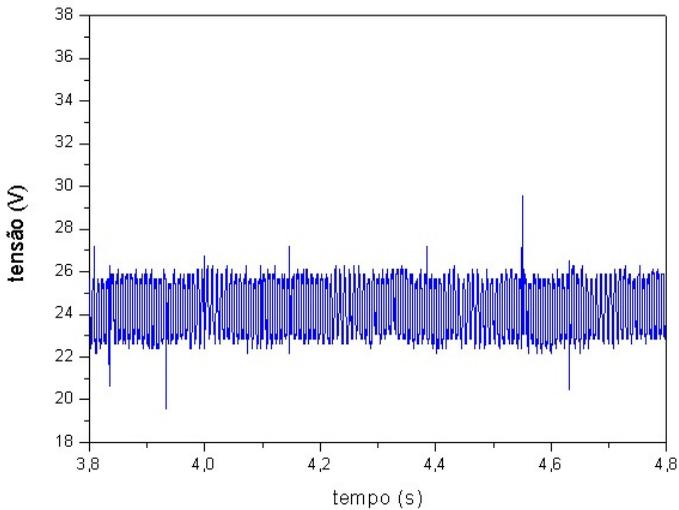


Figura 5.9 - Ao soldar com DBCP pequena (neste caso 10 mm) ocorreram curtos-circuitos.

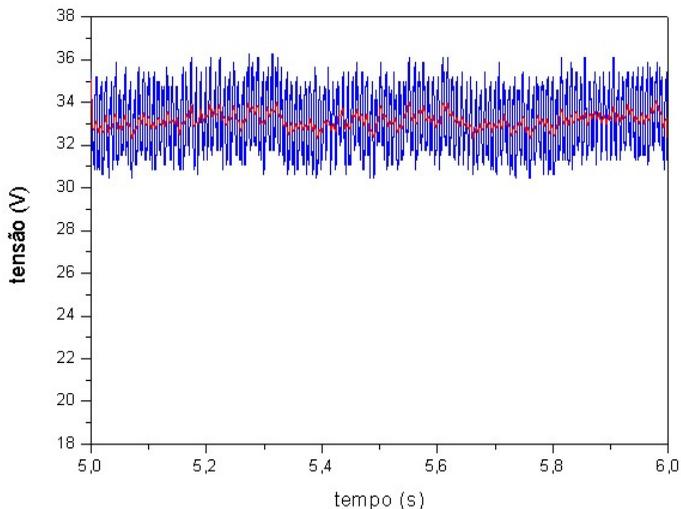


Figura 5.10 - Oscilograma para DBCP grande (de 16 mm). A tensão do arco é maior e apresenta grande variabilidade (a linha em vermelho corresponde à tensão média, avaliada em períodos de 01 ms).

No trecho inicial da solda há alguma instabilidade (como em qualquer cordão de solda executado). Portanto, vai ser avaliado no oscilograma somente no final de cada trecho, num tempo de 1 s. Ou seja, neste caso:

- Entre 2,0 e 3,0 s (DBCP = 10 mm).
- Entre 4,0 e 5,0 s (DBCP = 12 mm).
- Entre 7,0 e 8,0 s (DBCP = 14 mm).

As figuras 5.11 a 5.13 mostram os oscilogramas referentes aos intervalos de tempo citados acima. O conjunto de parâmetros de soldagem utilizado nestes ensaios é mostrado na tabela 5.3.

Tabela 5.3 - Ensaio Variando DBCP ao longo do cordão, corrente 182 A, arc trim de -4, dados do SAP.

Intervalo	DBCP (mm)	Corrente (A)	Tensão (V)	Valim (m/min)
Entre 2 e 3 s	10	182	22,46	6,85
Entre 4 e 5 s	12	182	24,00	7,59
Entre 7 e 8 s	14	182	26,61	7,65

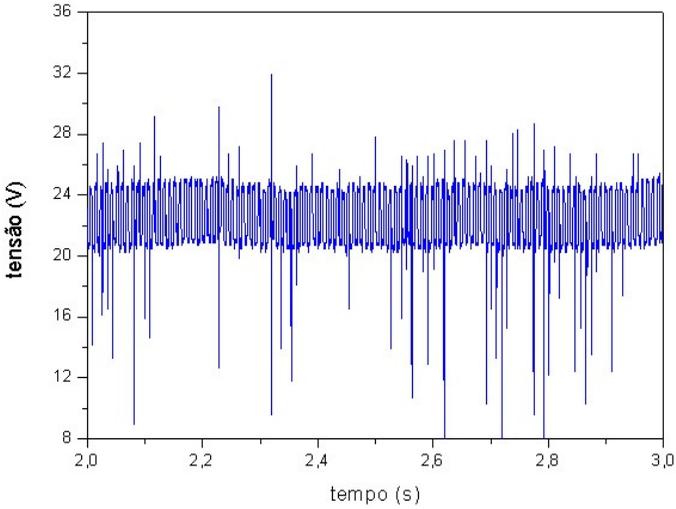


Figura 5.11 - Detalhe do intervalo com DBCP de 10 mm (2 a 3 s).

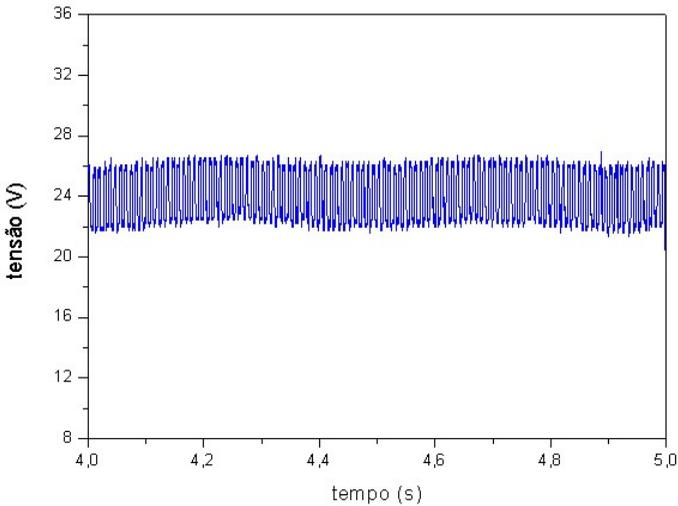


Figura 5.12 - Detalhe do intervalo com DBCP de 12 mm (4 a 5 s).

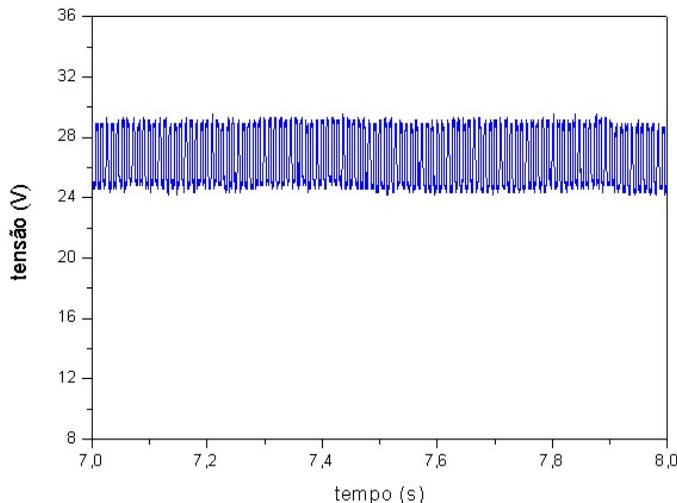


Figura 5.13 - Detalhe do intervalo com DBCP de 14 mm (7 a 8 s).

5.2 A INFLUÊNCIA DA FOLGA SOBRE A QUALIDADE DO CORDÃO DE SOLDA

Conforme descrito na metodologia, foram realizados ensaios para verificar a influência da folga na geometria e descontinuidades do cordão de solda. Os ensaios preliminares foram utilizando como metal de base aço austenítico AISI 304 e gás de proteção Ar + 15% de CO₂ (segundo os resultados no item 4.2). Constatou-se que ao aumentar a folga das juntas, ocorreu um aumento da diluição e penetração. Também verificou-se que a poça fundida escoou para dentro do espaço entre as chapas, devido à pressão do plasma.

Realizando o mesmo ensaio, porém utilizando como metal de base aço ferrítico AISI 441 e gás de proteção Ar + 2% de O₂, constatou-se que, neste caso, houve penetração completa em todas as condições experimentais (figura 5.14). Esse efeito pode ser atribuído à mudança no molhamento e convergência da direção de fluxo na poça fundida, por conta da presença de O₂ na mistura gasosa. Acredita-se que esse efeito seja predominante e tenha produzido maior fusão e penetração, mesmo soldando um material com maior condutividade térmica (aço ferrítico).

Na tabela 5.4 são mostrados os valores da área fundida na chapa inferior da junta, tamanho da garganta e convexidade das macrografias mostradas na figura 5.14. Estes valores estão em conformidade com os critérios de aceitabilidade descritos no item 4.2.3.4.

Com o aumento da folga, foi verificado um aumento na largura do cordão na chapa inferior. Isso pode ser explicado, em parte, pelo escoamento de metal fundido para dentro da folga (pela pressão do plasma) e, também, devido a uma menor parcela de calor cedido à chapa superior, pois a área de contato entre a poça fundida e a chapa tornou-se menor.

O aumento da largura do cordão veio acompanhado de um aumento na área fundida e, portanto, de um aumento da diluição (tabela 5.4).

Com o aumento da folga de 0 (zero) para 0,8 mm, houve diminuição da convexidade na face do cordão (o que é bom, pois diminui a concentração de tensões), porém, notou-se o surgimento de uma leve mordedura.

Analisando a macrografia com folga de 1,6 mm (final do cordão) observou-se falta de preenchimento da junta na chapa superior.

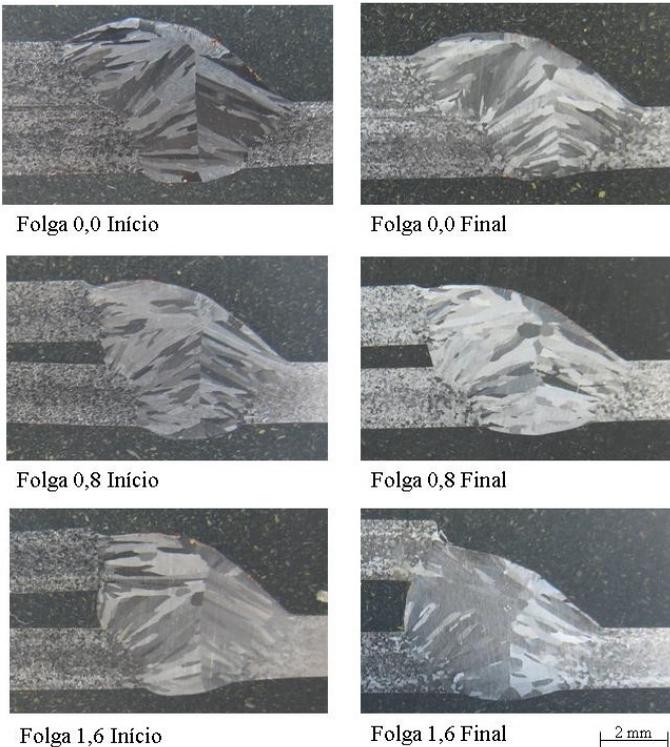


Figura 5.14 - Macrografias das seções transversais do cordão de solda com folgas 0,0; 0,8 e 1,6 mm.

Tabela 5.4 - Valores da área fundida (A), garganta (a) e convexidade (c) das macrografias mostradas na figura 5.14

Folga (mm)	Local do cordão	A (mm ²)	a (mm)	c (mm)
0,0	Início	6,24	1,51	1,30
	Final	6,53	1,52	1,28
0,8	Início	7,34	1,50	0,92
	Final	8,04	1,56	0,81
1,6	Início	7,30	1,50	0,83
	Final	8,30	1,43	0,48

5.3 INFLUÊNCIA DO GÁS DE PROTEÇÃO SOBRE A GEOMETRIA E SANIDADE DO CORDÃO DE SOLDA

Na realização dos cordões de solda foram usadas três misturas de gases de proteção conforme já mencionado anteriormente, a saber: argônio com 4% CO₂, argônio com 15% CO₂ e argônio com 2% O₂.

A seguir serão descritos os principais problemas e características de qualidade dos cordões de solda realizados com estas misturas de gases, destacando principalmente sua geometria e o molhamento conseguido.

5.3.1 Soldas com mistura de argônio com 4% CO₂

Ao utilizar argônio com 4% CO₂ os cordões foram estreitos e convexos, devido ao baixo molhamento. Isso aumenta as probabilidades de ocorrerem defeitos quando existe desalinhamento entre a pistola e a junta a soldar.

Outro problema observado foi a ocorrência de *meltback* (veja a figura 5.15). A única referência a esse problema que o autor encontrou na literatura foi aquela da norma GMW14058, onde há uma ilustração mediante desenho e uma breve descrição. Como não se encontrou um termo equivalente em português, neste trabalho será utilizada a denominação “retração”. A retração pode ocorrer em juntas sobrepostas, quando a borda superior (mais próxima do arco) é fundida e o metal líquido se afasta dessa borda (isto é, recua) devido ao baixo molhamento.

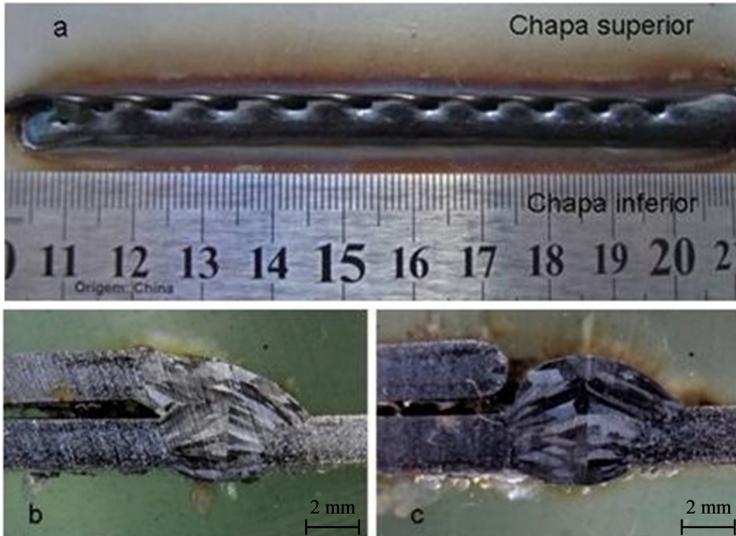


Figura 5.15 - Cordão de solda obtido em junta sobreposta de inox AISI 441, com metal de adição AWS ER 430Ti e gás de proteção Ar + 4 % de CO₂. a) Vista superior, com grande quantidade de pontos de retração *meltdown*, b) Corte transversal, c) Corte transversal na retração.

De acordo com o que foi observado durante os ensaios realizados neste trabalho, alguns dos fatores que favorecem a retração são os seguintes: soldagem em junta sobreposta; folga grande entre as peças; baixo molhamento da poça fundida (este, por sua vez, depende do gás de proteção).

5.3.2 Soldas com mistura de argônio com 15% de CO₂

Esperava-se que diminuísse a incidência de defeitos devido ao maior molhamento conferido por esta mistura, em comparação com aquela com 4 % CO₂. De fato isso ocorreu (veja a figura 5.16), o que melhorou não apenas a geometria do cordão, mas também permitiu evitar a retração.

Por outra parte, com um maior teor de carbono presente na atmosfera de soldagem, existe o risco de que parte dele migre para a poça fundida e a ZAC e que isso produza perda de resistência à corrosão da solda pelo fenômeno de sensitização. Por causa disso foram realizados ensaios de corrosão feitos nas amostras soldadas com esta

mistura de gás, que produziram corrosão intergranular no pé do cordão de solda. Os resultados desses ensaios serão discutidos em conjunto com aqueles realizados em soldas elaboradas com todas as outras misturas testadas.

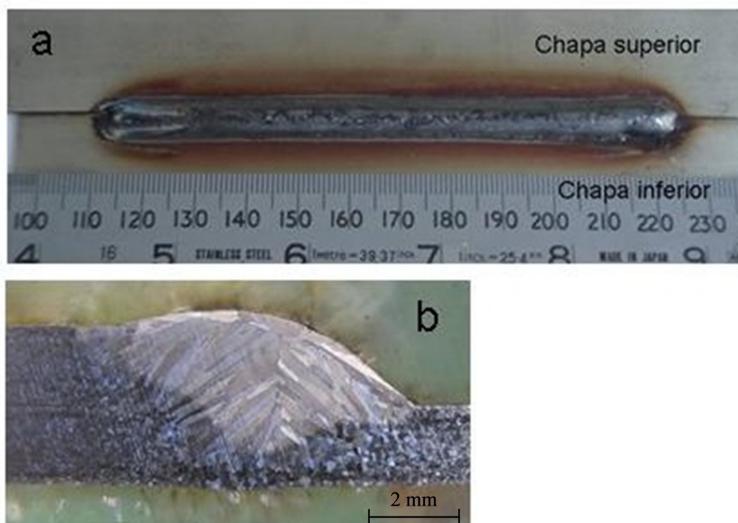


Figura 5.16 - Cordão de solda com boa aparência e sem retração, obtido ao soldar junta sobreposta de inox AISI 441, com metal adição AWS ER 430Ti e gás de proteção Ar + 15% de CO₂: a) Vista superior, b) Corte transversal.

5.3.3 Soldas com mistura de argônio com 2% de O₂

Com esta mistura gasosa foram feitas soldagens nas mesmas condições em juntas sobrepostas similares (isto é, as duas chapas do mesmo material) de dois materiais de base diferentes, a saber: aço inoxidável ferrítico AISI 441 e aço inoxidável austenítico AISI 304. Isso com objetivo de verificar se as diferenças substanciais das propriedades termofísicas desses dois materiais poderiam produzir alterações na qualidade das soldas obtidas.

5.3.3.1 Soldas em juntas de aço inoxidável ferrítico AISI 441.

Conforme foi verificado mediante o exame visual, figura 5.17, todas as soldas realizadas com Ar + 2% O₂ apresentaram satisfatórias

geometria e molhamento, além de atenderem os critérios de aceitabilidade estabelecidos pela norma GMW14058.

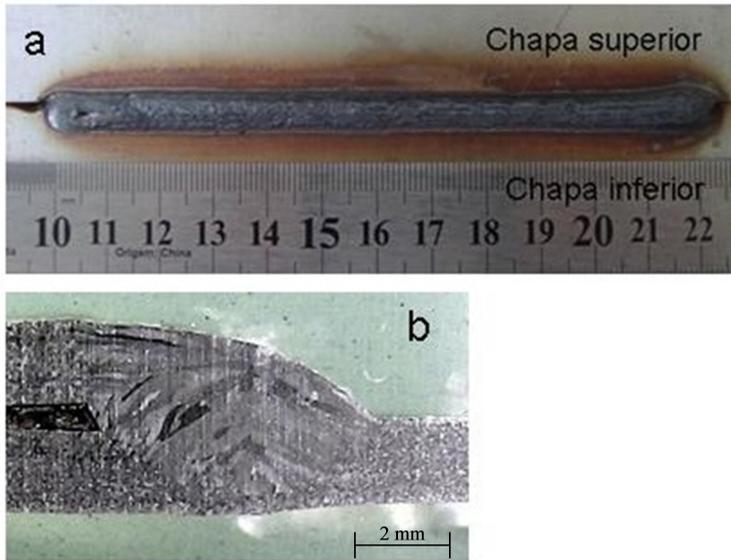


Figura 5.17 - Soldagem em junta sobreposta de inox ferrítico AISI 441 de 1,8 mm de espessura, metal adição inox ferrítico AWS ER 430Ti, gás de proteção Ar + 2 % de O₂. Ótima qualidade da solda. a) Vista superior, b) Corte transversal.

5.3.3.2 Soldas em juntas de aço inoxidável austenítico AISI 304.

Observou-se um maior molhamento e penetração de solda (veja a figura 5.18), com a incidência de vazamento, o que pode ser explicado em função da baixa condutividade térmica deste material. Além disso, o empenamento dos corpos de prova foi muito maior. O empenamento ocorria depois de completada a solda, de modo que não chegou a produzir alteração da DBCP durante a soldagem.

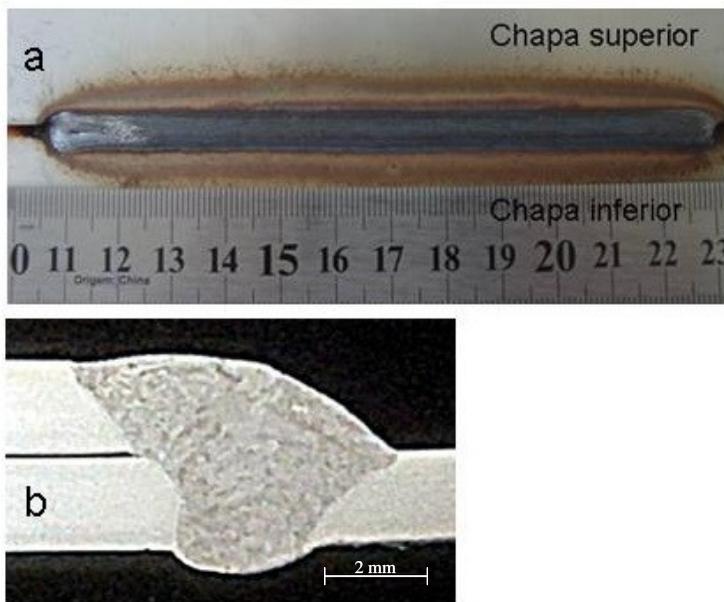


Figura 5.18 - Soldagem em junta sobreposta de inox austenítico AISI 304, com metal adição inox ferrítico AWS ER 430Ti e gás de proteção Ar + 2 % de O₂. Ótima qualidade da solda e grande penetração. a) Vista superior, b) Corte transversal.

5.4 ANÁLISE DOS ENSAIOS DE MICRODUREZA

Com objetivo de observar possíveis variações da resistência mecânica entre o metal de base, zona fundida e zona afetada pelo calor foram feitas medições de microdureza nessas regiões da junta soldada, que serão analisadas a seguir.

Na tabela 5.5 são mostrados os valores de microdureza para o aço inoxidável ferrítico AISI 441 no estado de fornecimento (isto é, como metal de base). Foram realizadas sete medições e calculada a média, para servir como referência para comparar os valores de microdureza na solda. Com base no baixo desvio padrão das medidas, parte do qual é produzido pelo próprio erro do método de medição, é possível afirmar que a microdureza do metal de base é bastante uniforme.

Tabela 5.5 - Medidas de microdureza realizados no metal de base aço inoxidável ferrítico AISI 441.

Microdureza (HV)								
1	2	3	4	5	6	7	Média	Desvio
160	160	153	157	155	156	160	157	3

Na tabela 5.6 são mostrados os valores de microdureza nas amostras tendo como metal de base aço AISI 441, metal de adição aço AWS ER 430Ti, e utilizando os três tipos de gás de proteção. As medições foram feitas ao longo de uma linha, começando pela zona fundida e indo em direção ao metal de base. No microscópio foi identificada a região em que ficou cada impressão de microdureza, como mostra a figura 5.19.

Tabela 5.6 - Medidas de microdureza (HV) metal de base AISI 441 soldado com ferrítico AWS ER 430Ti, nas regiões da ZF, ZAC e MB com variação do gás de proteção.

Local	Indentação	Ar+4% CO ₂	Ar+15% CO ₂	Ar+2%O ₂
ZF	1	178	170	169
	2	169	177	165
	3	176	169	166
	média	174	172	167
	desvio	5	4	2
ZAC	4	167	159	168
	5	165	157	163
	6	162	159	168
	média	165	158	166
	desvio	3	1	3
MB	7	160	165	161
	8	169	160	162
	9	170	159	158
	média	166	161	160
	desvio	6	3	2

Observa-se que não houve variação significativa dos valores de microdureza nas três regiões analisadas, mas apenas uma pequena tendência a valores maiores na zona fundida, provavelmente em função de ocorrerem precipitados na região. Ao comparar os valores de microdureza da zona fundida em função do tipo de mistura gasosa utilizada, também pode-se afirmar que não houve variação significativa.

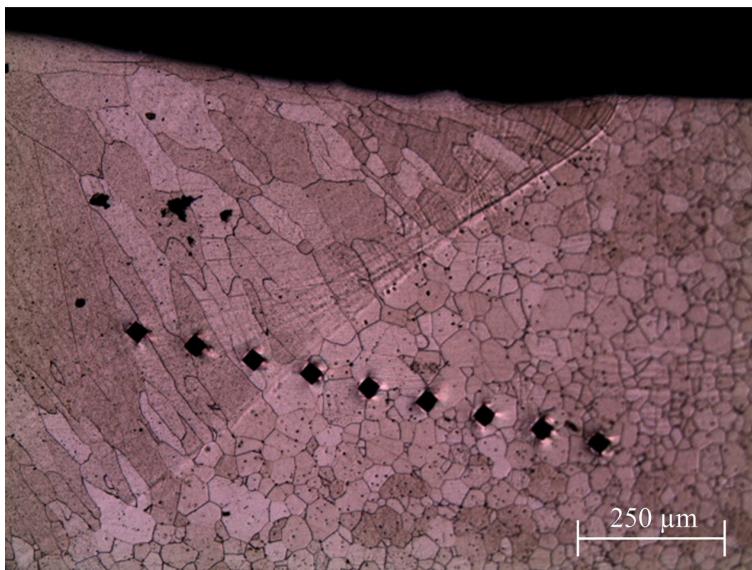


Figura 5.19 - Micrografia do ensaio de microdureza (HV) da junta soldada de ferrítico AISI 441.

Na tabela 5.7 são mostrados os valores de microdureza medidos no aço inoxidável austenítico AISI 304 no estado de fornecimento. Estes valores (cinco no total) foram medidos para servir de referência para aqueles obtidos na zona fundida

Tabela 5.7 - Medidas de microdureza realizados no metal de base aço inoxidável austenítico AISI 304.

Microdureza (HV)						
01	02	03	04	05	Média	Desvio
199	198	193	187	182	192	7

A tabela 5.8 apresenta os valores de microdureza da zona fundida de uma solda feita com metal de base austenítico AISI 304 e metal de adição ferrítico AWS ER 430Ti. Observa-se um grande desvio padrão na microdureza da zona fundida, devido à relativa baixa carga (500 g) usada nos ensaios e à heterogeneidade da microestrutura ali presente, que corresponde à de um aço inoxidável duplex, como será demonstrado a seguir.

Tabela 5.8 - Valores de microdureza da zona fundida, em soldas elaboradas com metal de base austenítico AISI 304 e metal de adição ferrítico AWS ER 430Ti.

Nº Ensaio	Microdureza (HV)
01	277
02	255
03	240
04	271
05	240
06	273
07	292
08	278
09	273
10	271
Média	267
Desvio	17

Com base nos valores de diluição (calculados conforme mostrado no item 4.2.3.3) e na composição química dos materiais envolvidos (veja as tabelas 4.3 e 4.4) é possível estimar a composição química média do metal de solda, mediante a seguinte equação:

$$E_iMS = D \cdot \%E_iMB + (1 - D) \cdot E_iMA \quad \text{Eq. 5.1}$$

Onde E_i é o teor (em percentual) de um determinado elemento químico. Os subíndices indicam se tratar do teor do elemento no metal de solda, metal de base e metal de adição (depósito “puro” obtido com o arame-eletrodo utilizado). D é a diluição, dada na escala de 0 (zero) a 1.

Na tabela 5.9 estão os valores estimados para a composição química do metal de solda de uma junta soldada com diluição de 40 %, em soldas realizadas utilizando como metal de base aço austenítico AISI

304 e metal de adição aço ferrítico AWS ER 430Ti (cujas composições são dadas nas tabelas 4.3 e 4.4).

Tabela 5.9 - Composição química estimada para o metal de solda (MB AISI 304 e MA AWS ER 430Ti)(% em peso)

Elemento	Cr	C	P	Mn	Si	Ti	S	Ni
Análise	17,9	0,06	0,03	0,75	0,67	0,15	0,003	3,27

Com a composição estimada (tabela 5.9) foram calculados os valores do Cr_{eq} e Ni_{eq} utilizando as seguintes equações (MODENESI 2001)

$$Cr_{eq} = Cr + Mo + 1,5Si + 0,5Mo$$

$$Ni_{eq} = Ni + 30C + 0,5Mn$$

Na figura 5.20 é reproduzido o diagrama de Schaeffler (MODENESI 2001) e sobre ele estão os pontos com coordenadas (Cr_{eq}, Ni_{eq}) correspondentes ao metal de base, metal de adição e metal de solda. Nota-se na figura 5.20 que o metal de solda apresenta uma microestrutura constituída de aproximadamente 50% de ferrita e 50% de austenita, típica de um aço duplex.

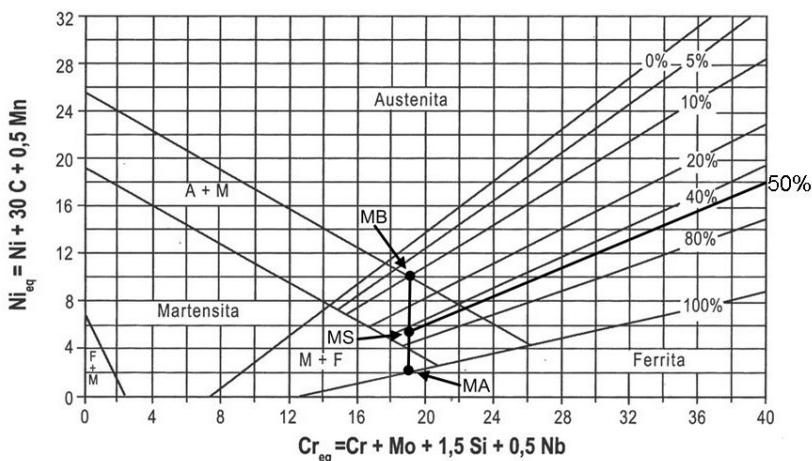


Figura 5.20 - Diagrama de Schaeffler com os pontos (Cr_{eq}, Ni_{eq}) correspondentes ao MB AISI 304, MA AWS ER 430Ti e MS duplex, para diluição de 40 % (MODENESI, 2001).

Essa estimativa foi confirmada pelas medições feitas com ferritoscópio em 10 pontos do metal de solda, que deram um teor de ferrita médio de 47,9 %, com desvio padrão de 1,04.

Dessa forma, voltando a comentar a variação dos valores de microdureza apresentados na tabela 5.8, quando a impressão de microdureza fica sobre uma região preferencialmente ferrítica a microdureza é menor que aquela que fica em uma região austenítica (figura 5.21).

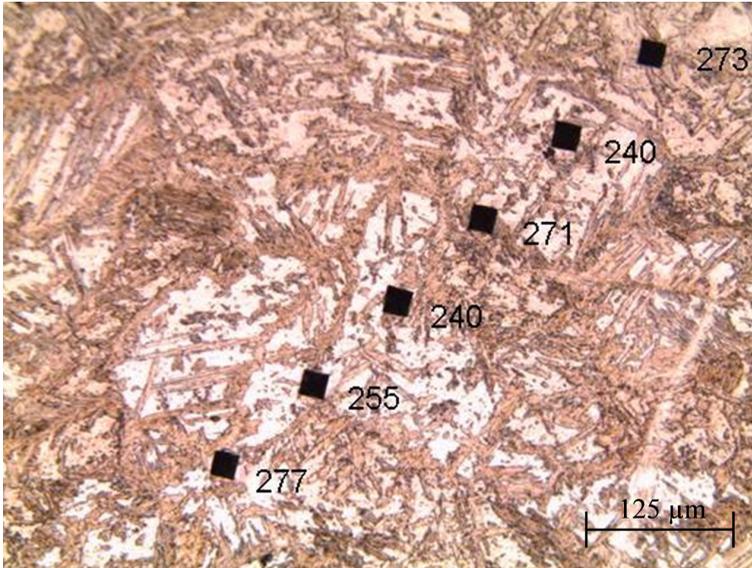


Figura 5.21 - Microestrutura (HV) da zona de fusão de solda obtida com metal de base austenítico AISI 304 e metal de adição ferrítico AWS ER 430Ti. Indentações de microdureza de 1 a 6.

5.5 ANÁLISE DOS ENSAIOS DE CORROSÃO

Segundo Norrish *et al.* (2006) quando no processo MIG/MAG se utilizam gases contendo CO_2 , em alta temperatura do arco, a molécula de CO_2 se quebra em um processo conhecido por dissociação, liberando carbono livre, monóxido de carbono e oxigênio. Isso ocorre na soldagem com corrente contínua na região do ânodo. Por causa disso, cuidados devem ser tomados quando se soldam aços de baixo teor de carbono, como é o caso dos aços inoxidáveis tipo “L” (*low carbon*), pois poderá

haver transferência de carbono para a poça fundida e, como resultado, a possibilidade de ocorrer sensitização, que deixa o material susceptível à corrosão intergranular.

Neste trabalho foram realizados ensaios de corrosão eletrolíticos com ácido oxálico, conforme descrito no item 4.3.6.

Após o ataque as amostras foram analisadas ao microscópio óptico com várias ampliações.

Nas amostras soldadas com Ar+15% CO₂ foi observada nitidamente corrosão intergranular na zona fundida, conforme mostrado na figura 5.22.

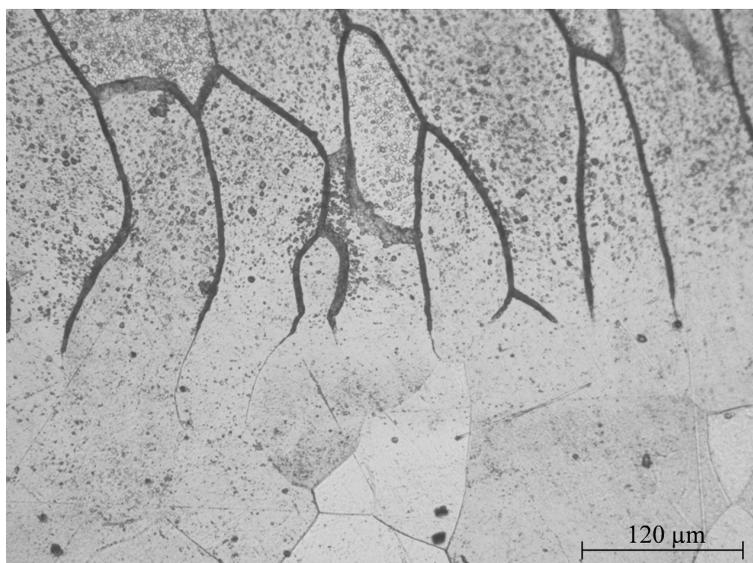


Figura 5.22 - Solda obtida com metal de base inox ferrítico AISI 441, metal de adição ferrítico AWS ER 430 Ti, gás de proteção argônio + 15% CO₂. Região com extensa corrosão intergranular. Ataque: Ácido oxálico 10%.

Pelo contrário, nas amostras soldadas usando como gás de proteção Ar + 2% O₂ e Ar+ 4% CO₂ não foi observada corrosão intergranular (figura 5.23). Portanto, essas misturas gasosas podem ser utilizadas na soldagem de aços inoxidáveis sem produzir perda de resistência à corrosão.

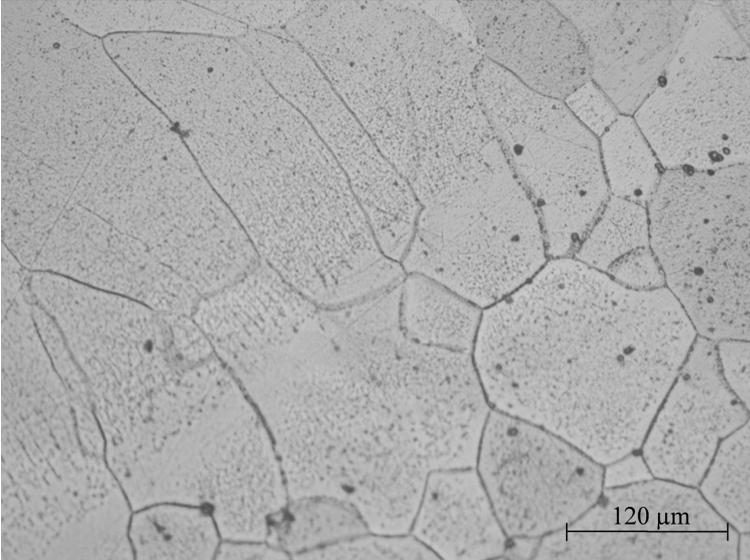


Figura 5.23 - Soldagem MIG/MAG de aço inoxidável ferrítico AISI 441 com metal adição ferrítico AWS ER 430 Ti, gás de proteção mistura de 96% de argônio e 4% de CO₂. Ausência de corrosão intergranular. Ataque: Ácido oxálico 10%

5.6 ANÁLISE DO TAMANHO DE GRÃO

Utilizando o método descrito no item 4.2.3.2 foram quantificados os tamanhos de grão na zona afetada pelo calor e no metal de base, para todas as condições de soldagem (veja a tabela 5.10), ou seja, material de base AISI 441, metal de adição AWS ER 430Ti, e os três tipos de gases de proteção usados. Nota-se, como já era esperado, um aumento do tamanho grão na ZAC em relação ao metal de base. Na ZAC da amostra soldada com mistura de gás de proteção Ar+15% CO₂, ocorreu variação de tamanho de grão conforme a localização da medição, possivelmente pela influência da velocidade de resfriamento. Pontos com menor velocidade de resfriamento, como a região da raiz do cordão, apresentaram grãos maiores. Disso decorre o alto valor de desvio padrão, conforme mostrado na tabela 5.10.

Nota-se também que o tamanho médio dos grãos da ZAC das amostras soldadas com mistura de gás Ar+15% CO₂ em comparação com outras misturas de gás usadas neste trabalho, tem diâmetro médio um pouco menor, o que pode ser explicado pela maior quantidade de

precipitados presentes no contorno de grão (figura 5.24) o que, por sua vez, foi provocado pelo maior quantidade de CO_2 na mistura do gás de proteção. Estes precipitados funcionam como barreiras que impedem o crescimento do grão.

Tabela 5.10 - Valores do tamanho de grão obtidos por metalografia quantitativa no metal de base e na ZAC, para soldas com material de base AISI 441, metal de adição AWS ER 430Ti e vários gases de proteção.

Local/ Gás de Proteção	Nº da Medição	Tamanho de Grão ASTM	Diâmetro do Grão médio (μm)
Metal base	1	5,76	48,8
	2	5,86	47,2
	3	5,86	47,2
	Média	5,83	47,7
	Desvio	0,06	0,96
ZAC Ar+4% CO_2	1	4,38	78,7
	2	4,54	74,5
	3	4,30	81,0
	Média	4,41	78,0
	Desvio	0,12	3,28
ZAC Ar+15% CO_2	1	5,03	62,9
	2	4,52	75,0
	3	5,22	58,9
	Média	4,93	65,2
	Desvio	0,36	8,41
ZAC Ar+2% O_2	1	4,67	71,2
	2	4,43	77,4
	3	4,46	76,6
	Média	4,52	75,0
	Desvio	0,13	3,36

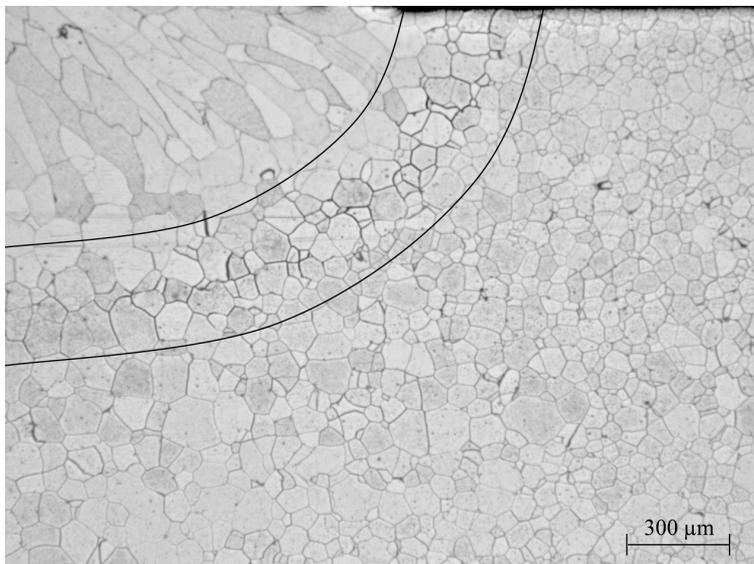


Figura 5.24 - Precipitação de carbonetos nos contornos de grão da ZAC-GG, observada em solda realizada com material de base AISI 441, metal de adição AWS ER 430Ti e gás de proteção Ar+15% CO₂. Ataqué: Vilela.

5.7 ANÁLISE MICROESTRUTURAL

As amostras foram observadas ao microscópio óptico, com o objetivo de verificar a presença de trincas e analisar a microestrutura, incluindo o possível crescimento de grão na ZAC.

As figuras 5.25 a 5.28 apresentam as microestruturas das amostras soldadas no metal de base AISI 441 com metal de adição AWS ER 430Ti com gás de proteção Ar + 4% CO₂ e Ar + 15% de CO₂.

Nas micrografias das figuras 5.25 e 5.27, obtidas com menor ampliação (100X) é possível observar parte do metal de base, a zona afetada pelo calor e parte da zona fundida, conforme identificado na figura com os rótulos MB, ZAC e ZF.

Como esperado, independente do gás de proteção utilizado, tanto na ZAC quanto no MB a estrutura é formada por uma matriz ferrítica com carbonetos no interior dos grãos, provavelmente de titânio ou de nióbio. Isto é devido ao fato de as soldas terem sido feitas com energia a de soldagem semelhante.

Nota-se que não ocorreram variações significativas no tamanho do grão na ZAC.

Nas amostras soldadas com gás de proteção Ar + 15% de CO₂ observa-se um ligeiro aumento de precipitados no contorno de grão, na região da ZAC, como mostrado nas figuras 5.27 e 5.28, possivelmente provocado pela transferência de carbono do gás de proteção para o metal de base.

Na figura 5.27, observa-se ainda que a região da ZAC onde ocorreu a precipitação de carbonetos nos contornos de grão fica adjacente à linha de fusão, enquanto que nos inoxidáveis austeníticos isto ocorre a uma certa distancia da zona de fusão. Segundo Davis (2006), isto se deve ao fato de que, ao contrario dos aços inoxidáveis austeníticos, nos inoxidáveis ferríticos a sensitização ocorre em altas temperaturas (ao redor de 925 °C). Ainda segundo Davis (2006), isto é resultado das diferenças na solubilidade dos intersticiais (carbono e nitrogênio) na ferrita e austenita.

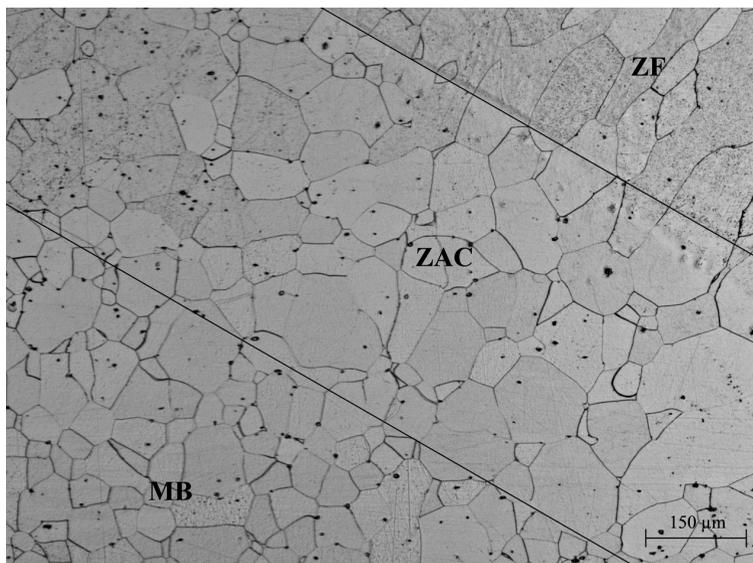


Figura 5.25 - Microestruturas de junta soldada de aço AISI 441 e metal de adição AWS ER 430Ti com gás de proteção Ar + 4% CO₂. MB – Material de base, ZAC – Zona afetada pelo calor, ZF – Zona fundida. Ataque: Vilela

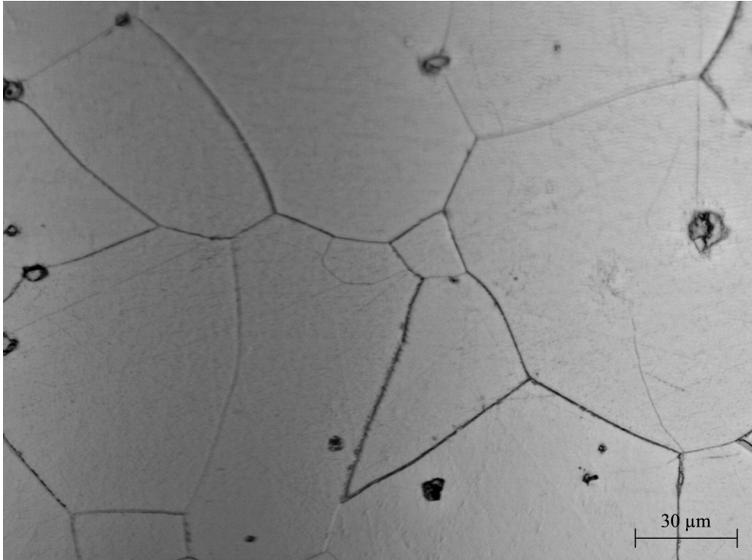


Figura 5.26 – Figura anterior com maior ampliação.

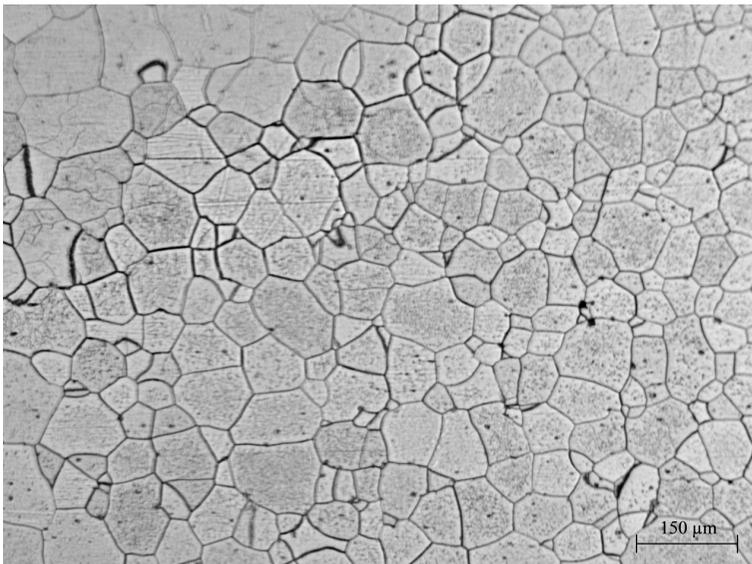


Figura 5.27 - Microestruturas de junta soldada de aço AISI 441 e metal de adição AWS ER 430Ti com gás de proteção Ar + 15% CO₂. Precipitação de carbonetos nos contornos de grão, adjacente à linha de fusão. Ataque: Vilela

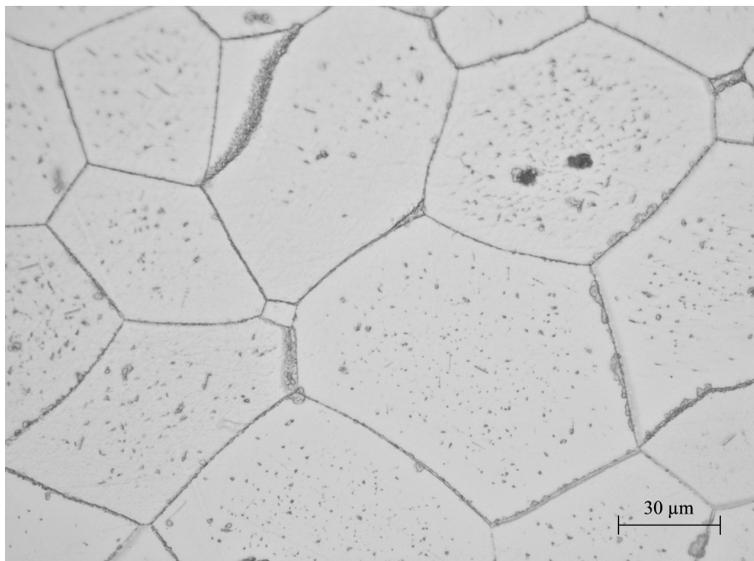


Figura 5.28 -. Figura anterior com maior ampliação

6 CONCLUSÕES E SUGESTÕES PARA TRABALHOS FUTUROS

6.1 CONCLUSÕES

Perante os resultados obtidos nesta dissertação tornou-se possível inferir as seguintes conclusões:

Ao diminuir o valor de *arc trim* obtém-se um aumento na velocidade do arame, o que causará a diminuição do comprimento do arco e, portanto, da tensão do arco. Percebe-se também que ao diminuir o valor do *arc trim* tem-se uma maior possibilidade de ocorrência de curto circuito.

Ao aumentarmos o valor de DBCP, há um aumento significativo na tensão do arco, pois com o aumento deste obtém-se um maior comprimento de eletrodo, e, por conseguinte uma maior resistência elétrica, resultando em uma maior velocidade de fusão do arame eletrodo.

Com o aumento no percentual de CO₂, de 4% para 15%, na mistura com argônio, melhora-se a molhabilidade do cordão, pois com o CO₂ aumenta a tensão do arco (e, portanto, a sua potência) e diminui a tensão superficial do metal líquido.

Com a maior concentração do percentual de CO₂ (15%) na mistura gasosa com argônio, apesar de obter-se uma maior molhabilidade do cordão, observa-se uma redução na resistência a corrosão intergranular pela dissociação do CO₂, o que gera a transferência de carbono para o metal da solda, e conseqüentemente ocorrerá a sensitização.

A soldagem nas condições mais apropriadas, sem ocorrência de curto circuito, apresentou um ótimo desempenho com cordões de solda de aspecto uniforme, para os valores de *arc trim* de -8 (que resulta numa tensão de arco de 24 V) e DBCP de 12 mm, e como gás de proteção Ar + 2% de O₂.

Ao utilizar Ar + 4% de CO₂ os cordões apresentaram aspectos estreitos e convexos, devido ao baixo molhamento. Isso aumenta as probabilidades de ocorrerem defeitos em juntas com desalinhamento entre a pistola e a junta a soldar. Um dos defeitos constatado foi *meltback* (retração), mormente em situações onde juntas eram sobrepostas e com folgas maiores.

Os ensaios de microdureza não demonstraram variação significativa nas três regiões analisadas, ou seja, zona de fusão, ZAC e metal de base. O que se observou foi somente uma pequena tendência a

valores maiores na zona fundida, provavelmente em decorrência da maior incidência de precipitados na região.

A microestrutura é formada por uma matriz ferrítica com precipitados no interior dos grãos. Independente do gás de proteção usado, percebeu-se apenas um ligeiro aumento de precipitados nas amostras com mistura de Ar com 15% de CO₂ em relação aos com o Ar + 4% de O₂ e Ar + 2% de O₂.

Nas análises realizadas em relação ao crescimento de grão na região da ZAC, notou-se moderado crescimento de grão se comparado com aços não estabilizados.

6.2 SUGESTÕES PARA TRABALHOS FUTUROS

Realizar análises similares as deste trabalho com objetivo de melhorar a produtividade por meio do aumento da velocidade de soldagem.

Utilizar além da prática W, outras práticas de análise de corrosão previstas na norma ASTM A763-09, visando uma melhor caracterização dos tipos de corrosão.

Aprofundar as análises micrográficas para identificar a forma e o tipo de precipitados formados na juntas soldadas.

Realizar ensaios usando rampa de velocidade no fim do cordão para evitar cratera.

Desenvolver procedimentos de soldagem com desvio de trajetória e mudança no ângulo de incidência para aumentar ainda mais a robustez do processo.

Estudar a influência de outros percentuais de CO₂ na mistura gasosa com argônio e outros percentuais de elementos estabilizantes, como o Ti, sobre o fenômeno da sensitização.

REFERÊNCIAS

ALMEIDA, Vinicius Gonçalves de; PAULA JUNIOR, Óder Silva de; NASCIMENTO, Ricardo Alexandre, RODRIGUES, Sinésio. Desenvolvimento de um Sistema Mecanizado para Soldagem de Componentes Estrutural de uma Escavadeira Hidráulica. In: XXXVI Congresso Nacional de Soldagem, 10, 2010, Recife – PE. **Anais XXXVI Congresso Nacional de Soldagem CT-45.**

AMERICAN SOCIETY FOR TESTING AND MATERIALS. **ASTM A763: Standard Practices for Detecting Susceptibility to Intergranular Attack in Ferritic Stainless Steels:** United States, 2009.

_____. **ASTM A240-12a: Standard Specification for Chromium and Chromium-Nickel Stainless Steel Plate, Sheet, and Strip for Pressure Vessels and for General Applications:** United States 2012.

_____. **ASTM A268-10: Standard Specification for Seamless and Welded Ferritic and Martensitic Stainless Steel Tubing for General Service1:** United States, 2010

_____. **ASTM E112: Standard Test Methods for Determining Average Grain Size:** United States, 2010.

AMERICAN WELDING SOCIETY. **AWS A5.22 – 10: Specification for Stainless Steel Flux Cored and Metal Cored Welding Electrodes and Rods:** United States, 2010.

BLONDEAU, Régis. **Metallurgy and Mechanics of Welding. Processes and Industrial Applications:** United States: John Wiley & Sons, 2008.

CHIAVERINI, Vicente. **Tecnologia Mecânica Materiais de Construção Mecânica:** São Paulo: Mcgraw-Hill, 1986.

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

DEMO J. J.. Weldable and Corrosion-Resistant Ferritic stainless Steels: **Metallurgical Transactions**, Volume 5, p. 2253-2256, Novembro de 1974,.

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

FOLKHARD, Erich. **Welding Metallurgy of Stainless Steels**: Wien New York: Springer-Verlar, 1984.

GENERAL MOTORS CORPORATION. **GMW14058: Weld Acceptance Criteria and Repair Procedures Arc Welds**: United States, 2005.

GORDON, W.; BENNEKOM Vam A.. Review of Stabilisation of Ferritic Stainless Steels. **Materials Science and Technology**. Vol. 12, p. 126-131, February 1996.

GUNN, Robert. N.. **Duplex Stainless Steels. Microstructure, Properties and Applications**: England: Abington Publishing, 1997.

HENRIQUES, Renato Ventura Bayan. **Desenvolvimento de uma Metodologia para Planejamento de Trajetórias em Soldagem Robotizada**. 151 f. Tese de Doutorado. Universidade Federal de Minas Gerais, Belo Horizonte, MG. 2005.

HOLMBERG, Björn. **Stainless Steels**. Their Properties and their Suitability for Welding. Avesta, SUE: AvestaPolarit, 2008.

IMC SOLDAGEM. **Manual de Instruções DIGIPlus A7**, 3ª Edição 2011.

KOU, Sindo. **Welding Metallurgy**: New Jersey: John Wiley & Sons, 2003.

LIPPOLD, John C.; KOTECKI, Damian J.. **Welding Metallurgy and Weldability of Stainless Steels**: New Jersey: John Wiley & Sons, 2005.

MARQUES, Paulo Vilani; MODENESI, Paulo José; BRACARENSE, Alexandre Qeiroz. **Soldagem Fundamentos e Tecnologia**: Belo Horizonte: Editora UFMG, 2005.

MODENESI, Paulo José. **Soldabilidade de algumas ligas metálicas**. 2011. Apostila. Departamento de Engenharia Metalúrgica e de Materiais. Universidade Federal de Minas Gerais.

_____. **Soldabilidade dos Aços Inoxidáveis**. São Paulo: SENAI-SP, 2001.

NORRISH, John. **Advanced Welding Processes. Technologies and Process Control**: England: Woodhead Publishing Limited, 2006.

PADILHA, Angelo Fernando; GUEDES Luiz Carlos. **Aços Inoxidáveis Austeníticos**, Microestrutura e Propriedades: São Paulo: Hemus Editora Limitada, 1994.

PIRES, Norberto J.; LOUREIRO, Altino; BÖLMSJO, Gunnar. **Welding Robots: Technology, System Issues and Applications**: Germany: Springer-Verlag London Limited, 2006.

RESENDE, Amadeu. **Mapeamento Paramétrico da Soldagem GMAW com Arames de Aço Inoxidável Ferrítico e Austenítico**: 126 f. Dissertação de Mestrado. Universidade Federal de Minas Gerais, Belo Horizonte, 2007.

SCOTTI, Américo; PONOMAREV, Vladimir. **Soldagem MIG/MAG**: São Paulo: Artliber, 2008.

WEMAN, Klas; LINDÉN, Gunnar. **MIG Welding Guide**: England: Woodhead Publishing Limited, 2006.