

TEMÍSTOCLES DE SOUSA LUZ

ASPECTOS OPERACIONAIS E METALÚRGICOS DA
SOLDAGEM DO AÇO INOXIDÁVEL FERRÍTICO COM
11% DE CROMO



UNIVERSIDADE FEDERAL DE UBERLÂNDIA
FACULDADE DE ENGENHARIA MECANICA

2009

TEMÍSTOCLES DE SOUSA LUZ

**ASPECTOS OPERACIONAIS E METALÚRGICOS DA SOLDAGEM DO
AÇO INOXIDÁVEL FERRÍTICO COM 11% DE CROMO**

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

Área de Concentração: Materiais e Processos de Fabricação.

Orientador: Prof. Dr. Valtair Antônio Ferraresi

Coorientador: Prof. Dr. Jesualdo Pereira Farias

UBERLANDIA - MG

2009

Dados Internacionais de Catalogação na Publicação (CIP)

L979a Luz, Temístocles de Sousa , 1976-
Aspectos operacionais e metalúrgicos da soldagem do aço inoxidável
ferrítico com 11% de cromo / Temístocles de Sousa Luz. - 2009.
233 f. : il.

Orientador: Valtair Antônio Ferraresi.
Co-orientador: Jesualdo Pereira Farias.

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

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

CDU: 621.791

TEMÍSTOCLES DE SOUSA LUZ

ASPECTOS OPERACIONAIS E METALÚRGICOS DA SOLDAGEM DO AÇO
INOXIDÁVEL FERRÍTICO COM 11% DE CROMO.

Tese **APROVADA** pelo Programa de
Pós-graduação em Engenharia Mecânica da
Universidade Federal de Uberlândia.

Área de Concentração: Materiais e Processos de
Fabricação.

Banca Examinadora:

Prof. Dr. Valtair Antônio Ferraresi – UFU – Orientador

Prof. Dr. Jesualdo Pereira Farias – UFC – Coorientador

Prof. Dr Augusto José de Almeida Buschinelli (UFSC) – Membro

Prof. Dr Américo Scotti (UFU) – Membro

Prof. Dr Márcio Bacci (UFU) – Membro

Prof. Dr Marcelo Ferreira Motta (UFC) – Membro

Uberlândia, Maio de 2009

AGRADECIMENTOS

- À Deus;
- À minha esposa, Karen, que teve paciência nos momentos mais difíceis deste trabalho e que sem ela não conseguiria ir avante;
- Aos meus orientadores, Prof. Valtair e Prof. Jesualdo, pois sem eles não teria êxito;
- Ao LAPROSOLDA, aos professores e aos alunos da UFU que atuaram no trabalho;
- Ao ENGESOLDA e aos seus membros, pela infraestrutura e ajuda indispensável ao estabelecimento de tal trabalho;
- À UFES pela infraestrutura que foi de essencial ajuda a conclusão deste trabalho e e aos colegas do DEM pelo apoio;
- Ao CNPq na etapa inicial desta jornada;
- À ACESITA, SANDVICK e ESAB que forneceram insumos para a realização do trabalho;
- Ao IFET-CE, que contribui sobremaneira para a finalização deste;
- Aos grandes amigos Duda, Alessandra e Venceslau e todos que se fizeram presentes nessa etapa da vida.

Luz, T. S., 2005, "Aspectos operacionais e metalúrgicos da soldagem do aço inoxidável ferrítico com 11% de cromo". Tese de Doutorado, Universidade Federal de Uberlândia, Uberlândia, MG.

Resumo

Os aços inoxidáveis ferríticos, geralmente, apresentam baixa soldabilidade em relação aos austeníticos, fato que limitou sua aplicabilidade em estruturas soldadas durante muito tempo. Para que se consiga boas propriedades mecânicas nessas ligas, além do controle da composição da liga, esses aços passam por rigorosos tratamentos térmicos como é o caso do forno tipo Box, que permite maior homogeneidade microestrutural, com tendência de melhores características mecânicas desse aço. Atualmente, o grande diferencial é conseguir boas características mecânicas a um baixo custo de processamento e isso é passível de se conseguir com o tratamento térmico em forno contínuo, pela maior produtividade e menor custo de produção. Levando em consideração que a soldagem atualmente é um dos principais processos de união de materiais, é de grande importância que o material desenvolvido seja, de certa forma, passível de soldagem com boas características. Assim, o presente estudo visa analisar, operacional e metalurgicamente, a eficiência do processo de tratamento térmico (forno tipo Box e contínuo) em uma liga de aço inoxidável com teor de cromo de 11% submetido à soldagem. Para tanto, foram utilizados dois tipos de consumíveis contínuos para a união da liga, sendo um maciço, comercial (AWS ER309LSi), convencionalmente utilizado para as ligas ferríticas, e um eletrodo tubular de caráter experimental da classe AWS EC 409. Para cada um desses consumíveis foi realizado um levantamento das características de transferência metálica a fim de se estabelecer parâmetros adequados à soldagem do material ferrítico. Estabelecidos tais parâmetros, foram soldadas amostras das duas condições de tratamento térmico da liga (em forno tipo Box e em Contínuo) em duas condições de energia de soldagem, para cada tipo de consumível. Todas as condições foram submetidas à análise microestrutural, através de microscopia óptica e MEV, além de ser avaliada a tenacidade ao impacto, através de charpy-V. Os resultados mostraram que a estrutura dessa nova liga permite boas características do metal de base, existindo a possibilidade de utilização do tratamento em forno contínuo. Constatou-se ainda a presença e a influência marcante da ferrita δ sobre as características de tenacidade ao impacto da região da ZAC.

Palavras-chave: Aço inoxidável ferrítico, soldagem, charpy-V, ferrita- δ .

Luz, T. S., 2005, "Operational and metallurgic aspects in welding of ferritic stainless steel with 11% chromium", Doctoral Dissertation, Federal University of Uberlândia, Uberlândia, MG, Brazil.

Abstract

Ferritic stainless steels in general present low weldability when compared with austenitic stainless steels. This factor has limited their applicability in welded structures. To achieve better mechanical behavior for these alloys it is necessary, besides alloy composition control, rigorous heat treatments. One example of these treatments is the Box furnace annealing, which promotes greater control of the parameters, allowing better microstructural homogeneity that in turn tends towards better mechanical characteristics of the final product. Nowadays, though, the differential is to achieve improved mechanical properties at a low processing cost. One of the processes capable of achieving lower costs is continuous furnace annealing, which achieves more productivity therefore reducing the production costs. Taking into account that welding is one of the most important material bonding processes, it is greatly important for the material to be, in some sense, able to be welded and to assure good weld quality. Thus, the present study aims to analyze, using the mechanical characteristics of the alloy, the efficiency of the continuous furnace heat treatment process, for an 11% chromium stainless steel alloy. This study also covers the process and metallurgy applied to welding of this alloy. Two types of continuous consumables for alloy welding were used for this: A solid, commercial (AWS ER309LSi), conventionally used for ferritic alloys, and an experimental tubular electrode of class AWS EC 409. A survey of the metal transfer characteristics was taken for each of these consumables in order to establish adequate parameters for welding of this experimental alloy. Once those parameters were established, two heat treatment conditions (Box Furnace and Continuous Furnace) of this alloy were welded, with two welding energy conditions, for each type of consumable. All conditions were submitted to microstructural analysis by optical microscopy and SEM, besides being evaluated by Charpy-V impact toughness. The results showed that the structure of this new alloy presents good base metal characteristics, allowing utilization of continuous furnace treatment. At the welding, though, the region submitted to high temperatures (heat affected zone – HAZ) tends to form delta-ferrite. This component is the result of cold work remains and may, under certain conditions, embrittle the HAZ.

Keywords: Ferritic stainless steel, welding, charpy-V, delta-ferrite.

SUMÁRIO

SUMÁRIO	xv
LISTA DE SÍMBOLOS	xix
ÍNDICE DE FIGURAS	xxiii
LISTA DE TABELAS	xxx
CAPÍTULO I	1
1. INTRODUÇÃO	1
CAPÍTULO II	7
2. REVISÃO BIBLIOGRÁFICA	7
2.1. Introdução	7
2.2. Transferência metálica	7
2.2.1. <i>Tipos de transferência</i>	8
2.3. Arames tubulares	13
2.4. A estabilidade do arco durante a transferência metálica	15
2.5. Análise dos sinais do arco	16
2.6. Aços inoxidáveis ferríticos	16
2.6.1. <i>Introdução</i>	16
2.6.2. <i>Histórico</i>	17
2.6.3. <i>Aços inoxidáveis ferríticos com teores de cromo inferiores a 18%</i>	19
2.6.4. <i>Precipitação e formação de fases nos aços inoxidáveis ferríticos</i>	28
CAPÍTULO III	33
3. MATERIAIS E MÉTODOS	33
3.1. Planejamento experimental	33
3.2. Materiais	34
3.2.1. <i>Composição química</i>	35
3.2.2. <i>Propriedades mecânicas básicas</i>	36
3.3. Consumíveis	37
3.4. Equipamento e dispositivo de soldagem	38
3.5. Caracterização da transferência metálica	39
3.6. Caracterização do metal de base	41
3.6.1. <i>Avaliação do tamanho de grão</i>	41
3.7. Retirada dos corpos de prova Charpy-V de seção reduzida	42
3.8. Realização dos ensaios charpy-V de seção reduzida	45
3.9. Microdureza	46

3.10. Avaliação do entalhe “V”	47
3.11. Avaliação da fratura	48
3.12. Avaliações secundárias	49
3.13. Análise estatística dos dados	51
CAPITULO IV	53
4. ESTUDO DA TRANSFERÊNCIA METÁLICA	53
4.1. Introdução	53
4.2. Levantamento dos mapas de transferência	53
4.3. Levantamento de mapa para o arame maciço (ER 309LSi)	55
4.3.1. Mapa de transferência para o arame da classe AWS ER309LSi	57
4.3.2. Avaliação dos modos de transferência para o arame AWS ER 309LSi	58
4.3.3. Avaliação dos sinais dinâmicos para o arame AWS ER 309LSi	62
4.4. Soldagem com o arame tubular AWS EC 409	66
4.4.1. Mapa de transferência para o arame tubular experimental AWS EC409	69
4.4.2. Avaliação dos modos de transferência para o arame tubular	69
4.4.3. Avaliação dos sinais dinâmicos para o arame experimental AWS EC 409	70
4.5. Escolha dos parâmetros para a segunda parte	72
CAPITULO V	75
5. CARACTERIZAÇÃO DO MATERIAL DE BASE	75
5.1. Introdução	75
5.2. Características microestruturais	75
5.2.1. Material tratado em forno tipo BOX	76
5.2.2. Material tratado em forno contínuo	78
5.2.3. Precipitação no material de base	81
5.3. Características mecânicas	83
5.3.1. Propriedades mecânicas	83
5.3.2. Ensaio de Charpy-V	85
5.3.3. Avaliação da topografia gerada pela fratura	92
5.4. Considerações sobre o material de base	94
CAPITULO VI	97
6. CARACTERIZAÇÃO DA ZONA FUNDIDA	97
6.1. Introdução	97
6.2. Avaliação microestrutural	98
6.2.1. Zona fundida com o consumível experimental da classe AWS EC 409	98
6.2.2. Zona fundida com o consumível AWS ER 309LSi	102
6.3. Charpy-V	103

6.4. Análise Fractográfica	109
6.5. Considerações sobre o metal fundido	111
CAPÍTULO VII.....	113
7. CARACTERIZAÇÃO DA ZONA AFETADA PELO CALOR	113
7.1. Introdução	113
7.2. Microestrutura	113
7.2.1. <i>Extensão da ZAC</i>	<i>115</i>
7.2.2. <i>Microestruturas da ZAC.....</i>	<i>118</i>
7.3. Avaliação da tenacidade ao impacto.....	129
7.4. Análise da dispersão dos resultados	136
7.4.1. <i>Heterogeneidades na ZAC</i>	<i>137</i>
7.4.2. <i>Precipitados e formação de ferrita δ.....</i>	<i>137</i>
7.4.3. <i>Avaliação da presença das fases.....</i>	<i>138</i>
7.5. Análise isolada dos resultados da tenacidade ao impacto.....	148
7.6. Discussão acerca das fases presentes	156
CAPÍTULO VIII.....	161
8. CONCLUSÕES	161
CAPÍTULO IX.....	163
9. TRABALHOS FUTUROS.....	163
9.1. Estudo da transferência metálica para o arame tubular com proteção gasosa.....	163
9.2. Estudo da precipitação no metal de base e na ZAC.	164
9.3. Simulação de soldagem.....	164
9.3.1. <i>Simulador de ciclo térmico</i>	<i>165</i>
9.3.2. <i>Testes preliminares</i>	<i>167</i>
9.4. Estudo da tenacidade da ZAC.....	171
9.5. Variação na energia de soldagem.....	173
9.6. Estudo de corrosão para o aço inoxidável ferrítico experimental.....	173
CAPÍTULO XI.....	175
10. BIBLIOGRAFIA.....	175
APÊNDICE I.....	183
11. MEDIÇÃO DO ENTALHE DE CHARPY	183
APÊNDICE II.....	195
12. METAL DE BASE	195
12.1. Medição do tamanho de grão.....	195
12.2. Tenacidade ao impacto.....	198

LISTA DE SÍMBOLOS

A	Amper
A	Fator de Análise
A_a	Comprimento da Região de Análise
AISI	American Iron and Steel Institute
ASM	American Society for Metals
ASTM	American Society for Testing and Materials
AWS	American Welding Society
B	Comprimento para Fixação por Garra
B	Fator de Análise
C	Largura da Região de Fixação
cc	Corrente Contínua
CC	Modo de transferência metálica Curto-Circuito
CC-GT	Modo de transferência metálica Curto-Circuito/Goticular
CC-GT-RE	Modo de transferência metálica Curto-Circuito/Goticular/Repulsão
CC-RE	Modo de transferência metálica Curto-Circuito/Repulsão
cc ⁺	Corrente Contínuo na Polaridade Positiva
CCC	Cúbico de Corpo Centrado
CVT	Critical Velocity Theory
DBCP	Distância Bico de Contato Peça
DFBT	Dynamic Force Balance Theory
DP	Desvio Padrão
E	Energia Potencial Final
E_1	Energia Potencial
E_2	Energia Potencial inicial
EDS	Energy Dispersive X-ray Spectroscopy
F	Ferrita
FCAW	Flux Cored Arc Welding
fps	Frames per Second
G	Comprimento Útil
g	grama
GL	Modo de transferência metálica Globular
GL-CC-GT	Modo de transferência metálica Globular/Curto-Circuito/Goticular
GL-GT	Modo de transferência metálica Globular/Goticular
GMAW	Gas Metal Arc Welding

GSA	Granulômetro Semi-Automático
GT.....	Modo de transferência metálica Goticular
GT-GTE.....	Modo de transferência metálica Goticular/Goticular com Elongamento
GTE	Modo de transferência metálica Goticular com Elongamento
H_0	Hipótese nula
H_1	Hipótese
Hz	Hertz
I.....	Corrente
$I/\sigma I$	Inverso do seu desvio padrão relativo da Corrente
I_c	Corrente de transição
I_m	Corrente Média
$Invdpr$	Inverso do seu desvio padrão relativo
J.....	Joule
K_{Ic}	Índice de tenacidade a fratura
L.....	Comprimento Total do Corpo de Prova
M.....	Martensita
MET	Microscópio Eletrônico de Transmissão
MEV.....	Microscópio Eletrônico de Varredura
mL.....	Mililitro
p.....	Probabilidade
PFT.....	Plasma Force Theory
P_L	Número da contagem de interseções por unidade de comprimento
$\bar{P}_L$	Valor médio de P_L por amostra
r	Espessura do Corpo de Prova
R	Raio de Adoçamento
S.....	Seção transversal
SFBT	Static Force Balance Theory
t_{cc}	Tempo de Curto-Circuito
T_{cc}	Período de Curto-Circuito
$T_{cc}/\sigma T_{cc}$	Inverso do seu desvio padrão relativo do Período de curto-circuito
$t_{cc}/\sigma t_{cc}$	Inverso do seu desvio padrão relativo do tempo de curto-circuito
TIFF	Tagged Image File Format
T_g	Tamanho médio do grão
U.....	Tensão
$U/\sigma U$	Inverso do seu desvio padrão relativo da Tensão
U_m	Tensão Média

UNS	Unified Numbering System
Uref	Tensão de Referência
V	Volt
Va	Velocidade de Alimentação
VOF	Volume of Fluid Method
Vs	Velocidade de Soldagem
w	Largura da Parte Útil
ZAC	Zona Afetada Pelo Calor
ZAC-GF	ZAC de grãos finos
ZAC-GG	ZAC de grãos grossos
ZF	Zona Fundida
ZL	Zona de Ligação
α	Nível de significância
α	Ferrita primária,
α'	Fase Ferrítica Rica em Cromo
β_j	Efeito do nível j do fator B ,
γ_{ij}	Interação dos fatores A e B
δ	Ferrita Delta
ε_{ijk}	Erro aleatório de cada observação
μ	Média Global
μm	Micrometro
σ^2	Variância
σ_y	Limite de escoamento
τ_i	Efeito do nível i do fator A ,

ÍNDICE DE FIGURAS

Figura 2.1 – Diferentes tipos de mecanismos de transferência metálica em MIG/MAG - classificação IIW. a) Globular; b) Repelida; c) goticular (“spray”); d) goticular com alongamento (“streaming”); e) goticular rotacional; f) goticular explosivo; g) Curto-circuito (STENBACKA; PERSSON, 1989).....	9
Figura 2.2 – Esquema da soldagem arame tubular com proteção gasosa (FARIAS, 1998).....	14
Figura 2.3 – Característica de tenacidade ao impacto (charpy-V) para o aço F12N (ACELOR, 2005).....	20
Figura 2.4 – Diagrama binário Fe-Cr (CHANDRA; SCHWARTZ, 1971).	22
Figura 2.5 – Diagrama pseudo-binário Fe-Cr (PECKNER; BERNSTEINE, 1977) e Fe-C (LIPPOLD; KOTECKI, 2005) para aço inoxidável ferrítico	23
Figura 2.6 – Diagrama de fases pseudobinário para um aço ferrítico com 17% de cromo (LIPPOLD; KOTECKI, 2005).	24
Figura 2.7 - Diagrama de Balmforth e Lippold, destacando o aço 3CR12, com a variação de níquel e titânio (BALMFORTH; LIPPOLD, 2000).....	26
Figura 2.8 – Tenacidade ao impacto da ZAC de uma aço inoxidável ferrítico 409 (THOMAS; APPS, 1980).	28
Figura 2.9 – Presença de ferrita delta no aço bifásico (ferrita-martensita). (a) Oñoro (2006); (b) Carrouge (2002); (c) Cardoso et alii (2003); (d) ASM (2004); (e) Wang et alii (2008); (f) Miyata et alii (2000).	29
Figura 2.10 – Micrografia óptica mostrando a ferrita delta poligonal no metal de solda gerado a partir de um metal de adição com 9% de cromo (LONG; CAI; SVENSSON, 1999).....	30
Figura 2.11 – Efeito isolado da ferrita- δ sobre a tenacidade de ligas contendo 9% a 14% de cromo (EHRLICH et alii, 1998).	31
Figura 2.12 – Efeito da ferrita- δ , com incidência de algum carboneto, sobre a tenacidade de ligas contendo 9% a 14% de cromo (EHRLICH et alii).....	32
Figura 3.1 – Corpo de prova retangular para tração (ASTM A 370).	36
Figura 3.2 – Depósito de múltiplas camadas para análise de material depositado (OÑORO, 2006).....	38
Figura 3.3 – Sistema automático de soldagem com movimentação do corpo de prova.....	39
Figura 3.4 – Técnica de filmagem Shadowgrafia (VILARINHO, 2000).....	40
Figura 3.5 – Sistema de medição do tamanho de grão segundo o método Heyn (Material tratado em forno tipo BOX).....	42
Figura 3.6 – Configuração da junta para a retirada dos corpos de prova Chapy-V.	43

Figura 3.7 – Esquema da retirada dos corpos de prova charpy.	43
Figura 3.8 – Procedimento de confecção dos corpos de prova	44
Figura 3.9 – Sequência de fresamento do entalhe charpy-V	44
Figura 3.10 – Máquina de ensaio charpy e posicionamento do corpo de prova charpy	46
Figura 3.11 – Esquema para a execução do levantamento do perfil de dureza nos corpos de prova soldados.	47
Figura 3.12 – Esquema de observação da direção da fratura nos corpos de prova ensaiados na ZAC.....	48
Figura 4.1 –Diferença entre o comprimento o arco e a DBCP (SCOTTI, 2000).	54
Figura 4.2 – Mapa de transferência para o arame ER309LSi $\varnothing$ 1 mm (U x Va) para a DBCP de 18 mm e Ar + 2% O ₂	57
Figura 4.3 – Transferência globular para o arame maciço.....	58
Figura 4.4 – Transferência por curto-circuito para o arame maciço.....	59
Figura 4.5 – Transferência Goticular para o arame maciço.	59
Figura 4.6 – Transferência goticular com alongamento para o arame maciço.	60
Figura 4.7 – Transferência mista Globular/Goticular para o arame maciço	60
Figura 4.8 – Transferência Goticular/Curto-circuito para o arame maciço.....	61
Figura 4.9 – Transferência mista Curto-circuito/Repulsão	61
Figura 4.10 – Transferência mista Goticular/Goticular com alongamento para o arame maciço62	
Figura 4.11 – Transferência metálica Globular/Curto-circuito/Goticular*	62
Figura 4.12 – Relação entre os modos de transferência metálica e o inverso do desvio padrão relativo para o tempo de curto-circuito e período de curto-circuito.....	64
Figura 4.13 – Relação entre o modo de transferência metálica e o inverso do desvio padrão relativo para a tensão e corrente de soldagem.	65
Figura 4.14 – Mapa de transferência para o arame tubular, destacando a tensão e a corrente de soldagem.	68
Figura 4.15 – Transferência metálica por curto-circuito/goticular/repulsão.....	69
Figura 4.16 – Transferência metálica por curto-circuito/repulsão.	70
Figura 4.17 – Relação entre os modos de transferência metálica e para processo com arame tubular experimental de classe AWS EC 409.....	72
Figura 4.18 – Relação entre os modos de transferência metálica e U/ σ U para processo com arame tubular experimental de classe AWS EC 409.....	72
Figura 5.1 – Microestrutura do material tratado em forno tipo BOX, como recebido. (a) e (c) sentido longitudinal à laminação; (b) e (d) sentido transversal à laminação.	77
Figura 5.2 – Microestrutura do material tratado em forno tipo contínuo, como recebido. (a) e (c) sentido longitudinal à laminação; (b) e (d) sentido transversal à laminação.	78

Figura 5.3 – Avaliação do tamanho de grão, através de ANOVA, em função do tipo de tratamento térmico pós laminação à frio (Apêndice II).	80
Figura 5.4 – Avaliação do desvio padrão na medida do tamanho de grão, através de ANOVA, em função do tipo de tratamento térmico pós laminação à frio (Apêndice II).....	80
Figura 5.5 – Influência do tipo de tratamento térmico pós laminação sobre a equiaxialidade da microestrutura gerada.....	81
Figura 5.6 – Microestrutura do material tratado em forno contínuo (a e b) e forno tipo Box (c e d), forno contínuo utilizando ataque eletrolítico (e e f), mostrando a presença de precipitados nos contornos e no interior dos grãos.	82
Figura 5.7 – Microestrutura do aço de grade ferrítica-martensítica com a precipitação de finos carbonetos (TOTEMEIER et alii, 2006).	83
Figura 5.8 – Resultados dos ensaios Charpy-V para o metal de base, nos dois tratamentos...	88
Figura 5.9 – Avaliação estatística (ANOVA) para os resultados obtidos com a avaliação do metal de base (Avaliação dos dois tratamentos).....	89
Figura 5.10 – Avaliação estatística (ANOVA) para os resultados obtidos com a avaliação do metal de base (Avaliação das temperaturas de ensaio utilizadas).....	90
Figura 5.11 – ANOVA enfocando a influência da temperatura de ensaio sobre a tenacidade ao impacto para o material tratado em forno tipo Box.	91
Figura 5.12 – ANOVA enfocando a influência da temperatura de ensaio sobre a tenacidade ao impacto para o material tratado em forno Contínuo.	91
Figura 5.13 – Topografia da fratura de um corpo de prova para o material tratado em forno tipo Box ensaiado a uma temperatura de -40 °C e uma tenacidade ao impacto de 49J.	92
Figura 5.14 – Topografia da fratura de um corpo de prova para o material tratado em forno Contínuo ensaiado a uma temperatura de -40 °C e uma tenacidade ao impacto de 15J. .	93
Figura 5.15 – Topografia da região central da fratura de um corpo de prova para o material tratado em forno Contínuo ensaiado a uma temperatura de -40 °C e uma tenacidade ao impacto de 15J.	94
Figura 6.1 – Zona Fundida de uma solda realizada em baixa energia com o arame experimental da classe AWS EC 409 (Aumentos consecutivos).	100
Figura 6.2 – Zona Fundida de uma solda realizada em alta energia com o arame experimental da classe AWS EC 409.	101
Figura 6.3 – Ferrita delta poligonal em uma matriz martensítica da zona fundida de uma liga experimental com 11%Cr (OÑORO, 2006).	102
Figura 6.4 – Região fundida de uma solda realizada com o metal de adição AWS ER 309LSi e metal de base tratado em forno tipo Box. a e c – baixa energia; b e d – alta energia.....	103

Figura 6.5 – Variação da tenacidade ao impacto para a região fundida de um material tratado em forno tipo Box, gerada com o arame maciço (AWS ER309LSi).....	105
Figura 6.6 – Variação da tenacidade ao impacto para a região fundida de um material tratado em forno Contínuo, gerada com o arame maciço (AWS ER309LSi).....	106
Figura 6.7 – Variação da tenacidade ao impacto para a região fundida de um material tratado em forno tipo BOX, gerada com o arame tubular experimental (AWS EC 409).....	108
Figura 6.8 – Variação da tenacidade ao impacto para a região fundida de um material tratado em forno Contínuo, gerada com o arame tubular experimental (AWS EC 409).	109
Figura 6.9 – Topografia da fratura gerada em um corpo de prova soldado com metal de adição austenítico (AWS ER309LSi) visualizada através de microscopia eletrônica de varredura com a técnica do elétrons retroespalhados.....	110
Figura 6.10 – Topografia da fratura gerada em um corpo de prova soldado com metal de adição ferrítico (AWS EC 409) visualizada através de microscopia eletrônica de varredura com a técnica do elétrons retroespalhados.....	111
Figura 7.1 – Solda realizada com metal tratado em forno tipo Box, (a) soldado com arame maciço da classe AWS ER309LSi; (b) soldado com arame tubular experimental de classe AWS EC 409, ambos em baixa energia (Ataque Vilella's).	114
Figura 7.2 – Interface entre a Zona fundida e a ZAC de uma soldagem em alta energia de material tratado em forno tipo Box, utilizando o consumível AWS ER 309LSi (Ataque Vilella's).	114
Figura 7.3 – Zona de transição entre a ZAC de grão grosseiro e ZAC de grão fino. Solda realizada em material tratado em forno contínuo soldado com alta energia. (Extensão média da ZAC GG de aproximadamente 1 mm)	115
Figura 7.4 – Zona de transição entre a ZAC de grão grosseiro e ZAC de grão fino. Solda realizada em material tratado em forno contínuo soldado com baixa energia. (extensão média da ZAC GG de 0,6 mm).....	116
Figura 7.5 – Perfil de microdureza realizado na soldagem em baixa energia com arame comercial AWS ER 309LSi. (a) material tratado em forno tipo Box; (b) material tratado em forno contínuo.....	117
Figura 7.6 – Perfil de microdureza realizado na soldagem em baixa energia com arame comercial AWS EC 409. (a) material tratado em forno tipo Box; (b) material tratado em forno contínuo.....	117
Figura 7.7 - Interface entre a Zona fundida e a ZAC do material tratado em forno Box com soldagem em alta energia utilizando o consumível AWS ER 309LSi, salientando a presença de ferrita e da martensita.	118
Figura 7.8 – Resultado de difração de raios-X para as fases presentes na região soldada....	119

Figura 7.9 – Regiões de análise da difração de raios-X.....	119
Figura 7.10 – Avaliação através de EBSD para a região de incidência da fase (ZAC-GG).....	121
Figura 7.11 – Ferrita delta presente na região grosseira da ZAC. (a), (c), (e) correspondem a soldagens com baixa energia; (b), (d), (f) corresponde a soldagens com alta energia, ambas realizadas em material tipo Box.....	122
Figura 7.12 – Ferrita delta presente na região refinada da ZAC. (a), (c), (e) correspondem a soldagens com baixa energia; (b), (d), (f) corresponde a soldagens com alta energia, realizadas em material tipo Box.....	123
Figura 7.13 – Interface entre a ZAC de grão grosseiro e ZAC de grão fino. Solda realizada em material tratado em forno contínuo soldado com baixa energia.....	124
Figura 7.14 - Interface entre a ZAC-GF e ZAC-GG de uma soldagem do material tratado em forno contínuo utilizando baixa energia e o consumível AWS EC 409.....	125
Figura 7.15 – ZAC de granulação fina, (a) material trado em forno tipo Box, (b) material tratado em forno contínuo, soldados com energia baixa (ataque Vilella's).	126
Figura 7.16 – ZAC de granulação fina, (a) material trado em forno tipo Box, (b) material tratado em forno contínuo, soldados com energia alta (ataque Vilella's).	126
Figura 7.17 – Detalhes da ZAC de granulação fina. (a) e (c) Forno tipo Box. (b) e (d) Forno contínuo.	127
Figura 7.18 – Detalhes da interface da ZAC-GF e ZAC-GG.....	128
Figura 7.19 – Detalhes da ferrita delta no envolvimento dos grão.	128
Figura 7.20 – Posicionamento do entalhe na região da ZAC. Material tratado em forno tipo Box soldado com energia baixa (a) e (c) e energia alta (e); material tratado em forno contínuo soldado com energia baixa (b) e (d) e com energia alta (f).	130
Figura 7.21 – Resultado do teste de charpy-V na região da ZAC com soldagem em baixa energia para o material tratado em forno tipo Box.	131
Figura 7.22 – Resultado do teste de charpy-V na região da ZAC com soldagem em Alta energia para o material tratado em forno tipo Box.	133
Figura 7.23 – Resultado do teste de charpy-V na região da ZAC com soldagem em baixa energia para o material tratado em forno Contínuo.....	134
Figura 7.24 – Resultado do teste de charpy-V na região da ZAC com soldagem em Alta energia para o material tratado em forno Contínuo.....	136
Figura 7.25 – Material tratado em forno tipo BOX, soldado com alta energia de soldagem, energia absorvida ao impacto de 4J à temperatura de -20°C.	139
Figura 7.26 – Material tratado em forno tipo Box, soldado com alta energia, energia de resistência ao impacto de 5J à temperatura de -10°C.....	139

Figura 7.27 – Aspecto da fratura da região da ZAC de uma soldagem realizada com material tratado em forno tipo Box, com tenacidade ao impacto de 4J à temperatura de -10 °C..	140
Figura 7.28 – Resultado do EDX para a fase pontual presente na interface fraturada, mostrada na Figura 7.27.....	141
Figura 7.29 – Aspecto da fratura na região da ZAC de uma soldagem realizada com baixa energia de soldagem em um aço tratado em forno tipo Box e energia absorvida durante o impacto de 13J ensaiado a 0°C.	141
Figura 7.30 – Detalhe da ferrita delta alinhada, com incidência na ZAC-GF utilizando a microscopia ótica.	142
Figura 7.31 – Detalhe da ferrita delta alinhada, com incidência na ZAC-GF utilizando microscópio eletrônico de varredura. (a) e (c) técnica dos elétrons secundários (SE). (b) e (d) técnica dos elétrons retroespalhados (BSD).....	143
Figura 7.32 – Aspecto da fratura na região da ZAC de uma soldagem realizada com alta energia em material tratado em forno tipo Box, com energia absorvida ao impacto de 24J (a) e 5J (b), ensaiadas à temperatura de 0 °C.....	144
Figura 7.33 – Material tratado em forno contínuo, soldado com alta energia, com energia absorvida de 10J à -10 °C.	145
Figura 7.34 – Material tratado em forno contínuo soldado em alta energia com energia absorvida ao impacto de 5J em 0 °C.	145
Figura 7.35 – Aspecto da fratura da região da ZAC de uma soldagem realizada com alta energia em material tratado em forno contínuo, com tenacidade ao impacto de 4J à temperatura de 0 °C.....	146
Figura 7.36 – Aspecto da fratura na região da ZAC de uma soldagem realizada com baixa energia de soldagem em um aço tratado em forno contínuo, com tenacidade ao impacto de 4J ensaiado a -20 °C.	147
Figura 7.37 – Exemplos das malhas na micrografia da ZAC-GF de um material tratado em forno tipo Box (a) e Contínuo (b), soldados com baixa energia com a malha utilizada para a verificação da incidência das fases alinhadas.....	147
Figura 7.38– Material tratado em forno tipo Box soldado em baixa energia, com energia absorvida ao impacto de 69J (172,5 J/cm ²) em 0°C (interface da fratura).	149
Figura 7.39 – Material tratado em forno Contínuo soldado em baixa energia, com energia absorvida ao impacto de 55J (137,5 J/cm ²) em 0 °C (interface da fratura).	149
Figura 7.40– Aspecto da fratura na região da ZAC de uma soldagem realizada com baixa energia de soldagem em um aço tratado em forno Contínuo, com tenacidade ao impacto de 55J ensaiado a 0 °C.	151
Figura 7.41 – Influência do tipo de tratamento sobre a tenacidade ao impacto.....	153

Figura 7.42 – Influência da interação da energia de soldagem e da temperatura de ensaio sobre a tenacidade ao impacto do material em estudo.	153
Figura 7.43 – Influência da interação do tipo de tratamento térmico e da temperatura de ensaio sobre a tenacidade ao impacto do material em estudo.	154
Figura 7.44 – Influência do estado do material sobre a tenacidade ao impacto para o material em estudo.	155
Figura 7.45 – Interação entre o estado do material ensaiado e o tipo de tratamento a que foi submetido o material sobre a tenacidade ao impacto.	155
Figura 7.46 – Influência da temperatura de ensaio sobre a tenacidade ao impacto para o material tratado em forno BOX sem a presença de fases alinhadas.	156
Figura 7.47 – Influência da presença de fases alinhadas na região da ZAC sobre a tenacidade ao impacto	157
Figura 9.1 – Simulação de um diagrama de fases para o aço em questão utilizando o software comercial Themocalc.	164
Figura 9.2 – Esquema de montagem do simulador térmico.....	166
Figura 9.3 – Corpo de prova convencional para o ensaio de simulação de ZAC.	167
Figura 9.4 – Simulação de ZAC para o material A36 com corrente de 1,67 kA para a) e 2,10 kA para b)	168
Figura 9.5 – Simulação de ZAC para o material A36 com corrente de 2,10 kA para a) e 2,22 kA para b).	168
Figura 9.6 – Evolução da temperatura em função do tempo em simulação de ZAC com corpo de prova confeccionado em material tratado em forno Box (a) e em forno Contínuo (b).	169
Figura 9.7 – Microestrutura de corpo de prova, tratado em forno tipo BOX, submetido a simulação de ZAC	170
Figura 9.8 – Microestrutura de corpo de prova, tratado em forno tipo Box (a) e Contínuo (b), ambos submetidos a simulação de ZAC	170
Figura 9.9 - Ciclos térmicos para os diferentes valores de diâmetros centrais (ARAUJO, 2008)	171
Figura 9.10 – Representação do estado plano de tensão e do estado plano de deformação (HAHN e ROSENFELD, 1965).	172
Figura 9.11 – Tolerância par o corpo de prova (ASTM, 1991).....	173

LISTA DE TABELAS

Tabela 2.1 – Aços inoxidáveis ferríticos com baixos teores de cromo (KOTECKI, 2005; ACELOR, 2005).....	20
Tabela 3.1 – Composição química básica dos aços utilizados para análise (dados gerados nas dependências do fabricante).....	35
Tabela 3.2 – Composição química dos arames utilizados na pesquisa (dados fornecidos pelos fabricantes).	37
Tabela 3.3 – Parâmetros de soldagem para a realização dos testes de Charpy-V.	42
Tabela 3.4 – Esquema da realização dos ensaios charpy.	45
Tabela 4.1 – Resultado da soldagem com o arame maciço, AWS ER309LSi.	56
Tabela 4.2 – Parâmetros de estabilidade para os modos que apresentam curto-circuito	64
Tabela 4.3 – Parâmetros de estabilidade para os modos que não apresentaram curto-circuito	64
Tabela 4.4 – Resultado da soldagem com o arame tubular experimental, AWS EC 409.	67
Tabela 4.5 – Parâmetros de estabilidade para os modos que apresentam curto-circuito para soldagem com o arame tubular experimental AWS EC 409.	70
Tabela 4.6 – Parâmetros de estabilidade para os modos que não apresentam curto-circuito para soldagem com o arame tubular experimental AWS EC 409.	71
Tabela 5.1 – Avaliação do desvio padrão do tamanho de grão para o material tratado em forno tipo Box.....	77
Tabela 5.2 – Avaliação do desvio padrão do tamanho de grão para o material tratado em forno contínuo.....	79
Tabela 5.3 – Propriedades mecânicas para o aço experimental no modo como recebido....	84
Tabela 5.4 – Resultado da avaliação de tenacidade ao impacto para o metal de base.	86
Tabela 6.1 – Composição química medida para o arame sólido comercial AWS ER 309LSi98	
Tabela 6.2 – Composição química medida para o arame tubular experimental da classe AWS EC 409.....	98
Tabela 6.3 – Resultados da avaliação do metal de solda no material tratado em forno tipo Box, gerado pela soldagem com o eletrodo AWS ER 309LSi.....	104
Tabela 6.4 – Resultados da avaliação do metal de solda no material tratado em forno contínuo, gerado pela soldagem com o eletrodo AWS ER 309LSi.	105
Tabela 6.5 – Resultados da avaliação do metal de solda no material tratado em forno tipo Box, gerado pelo eletrodo experimental da classe AWS EC 409.....	107

Tabela 6.6 – Resultados da avaliação do metal de solda no material tratado em forno contínuo, gerado pelo eletrodo experimental da classe AWS EC 409.	108
Tabela 7.1 – Resultado na avaliação através de EBSD para a região da ZAC com a presença de fases distintas morfológicamente.	121
Tabela 7.2 – Resultado do teste de charpy-V na região da ZAC com soldagem em baixa energia para o material tratado em forno tipo Box.	131
Tabela 7.3 – Resultado do teste de charpy-V na região da ZAC com soldagem em Alta energia para o material tratado em forno tipo Box.	132
Tabela 7.4 – Resultado do teste de charpy-V na região da ZAC com soldagem em baixa energia para o material tratado em forno Contínuo.	134
Tabela 7.5 – Resultado do teste de charpy-V na região da ZAC com soldagem em alta energia para o material tratado em forno Contínuo.	135
Tabela 7.6 – Valores médios da tenacidade ao impacto observando a presença de fases alinhadas na ZAC.	148
Tabela 7.7 – Valores médios da tenacidade ao impacto sem a presença de ferrita δ na ZAC.	150
Tabela 7.8 – Resultado da ANOVA para a tenacidade ao impacto dos ensaios para a interação entre o tipo de tratamento térmico sofrido pelo material e a energia de soldagem.	152
Tabela 7.9 – Resultado da ANOVA para a tenacidade ao impacto dos ensaios com a interação entre o tipo de tratamento térmico sofrido pelo material e a temperatura de ensaio.	152
Tabela 7.10 – Resultado da ANOVA para a tenacidade ao impacto dos ensaios para a interação entre a energia de soldagem e a temperatura de ensaio.	152
Tabela 11.1 – Medidas da dimensão do entalhe confeccionados no material tratado em forno contínuo, soldado com arame tubular em baixa energia.	183
Tabela 11.2 – Medidas da dimensão do entalhe confeccionados no material tratado em forno tipo Box, soldado com arame maciço em baixa energia.	184
Tabela 11.3 – Medidas da dimensão do entalhe confeccionados no material de base, como recebido tratado em forno tipo Box.	185
Tabela 11.4 – Medidas da dimensão do entalhe confeccionados no material tratado em forno Contínuo, soldado com arame tubular em alta energia.	186
Tabela 11.5 – Medidas da dimensão do entalhe confeccionados no material de base, como recebido tratado em forno Contínuo.	187
Tabela 11.6 – Medidas da dimensão do entalhe confeccionados no material tratado em forno tipo Box, soldado com arame maciço em baixa energia.	188

Tabela 11.7 – Medidas da dimensão do entalhe confeccionados no material tratado em forno Contínuo, soldado com arame maciço em alta energia.	189
Tabela 11.8 – Medidas da dimensão do entalhe confeccionados no material tratado em forno Contínuo, soldado com arame maciço em baixa energia.....	190
Tabela 11.9 – Medidas da dimensão do entalhe confeccionados no material tratado em forno tipo Box, soldado com arame tubular em alta energia.	191
Tabela 11.10 – Medidas da dimensão do entalhe confeccionados no material tratado em forno tipo Box, soldado com arame tubular em alta energia (continuação).	192
Tabela 11.11 – Medidas da dimensão do entalhe confeccionados no material tratado em forno tipo Box, soldado com arame tubular em baixa energia.	193
Tabela 11.12 – Medidas da dimensão do entalhe confeccionados no material tratado em forno tipo Box, soldado com arame tubular em baixa energia (continuação).....	194
Tabela 12.1 – Tamanho do grão para o material tratado em forno tipo Box (ABNT 1980)..	196
Tabela 12.2 – Tamanho do grão para o material tratado em forno contínuo (ABNT 1980).	197
Tabela 12.3– Avaliação do desvio padrão do tamanho de grão ABNT em relação ao tipo de tratamento térmico.....	198
Tabela 12.4 – avaliação do efeito do material e direção de laminação sobre o tamanho de grão.....	198
Tabela 12.5 – avaliação do efeito do material e direção de laminação sobre o desvio padrão relativo do tamanho de grão.	198
Tabela 12.6 – avaliação do efeito do material e direção de laminação sobre o inverso do desvio padrão relativo do tamanho de grão.	198
Tabela 12.7 – Metal de base tenacidade ao impacto.....	198
Tabela 12.8 – ANOVA para tenacidade ao impacto com a temperatura para o metal de base tratado em forno tipo Box	198
Tabela 12.9 – ANOVA para tenacidade ao impacto com a temperatura para o metal de base tratado em forno Contínuo.....	199
Tabela 12.10 – Composição química completa do material em análise	199

CAPÍTULO I

1. INTRODUÇÃO

O aço inoxidável ferrítico possui, em tese, uma estrutura simples, formada basicamente por uma matriz de ferrita (α), isto é, uma solução sólida de cromo e outros elementos de liga em ferro. Em sua composição consta teor de cromo na ordem de 10,5% a 30%. À temperatura ambiente constitui-se basicamente de uma estrutura cristalina cúbica de corpo centrado (CCC). Em função de sua estrutura, essas ligas possuem muito pouco carbono dissolvido (PECKNER; BERNSTEINE, 1977).

Existem diversas classificações para os aços inoxidáveis ferríticos, dentre estas cita-se a classificação através da composição química baseado no teor de carbono. Essa classificação especifica três gerações nas quais a distinção baseia-se na incidência de interstícios, tendo como principal agente o carbono. Com o desenvolvimento dos processos de fabricação, principalmente do setor metal-mecânico, as características de tais aços têm a cada dia melhorado, proporcionando a tais materiais, propriedades antes não conseguidas.

Os aços inoxidáveis ferríticos têm recebido considerável atenção em função de sua excelente resistência à corrosão sob tensão e o seu reduzido custo se comparado aos aços inoxidáveis austeníticos (HUNTER e EAGAR, 1980; MOHANDAS; MADHUSUDHAN REDDY e NAVEEDB, 1999). De um modo geral, os aços inoxidáveis ferríticos são usados em aplicações envolvendo o ácido nítrico, na fabricação de eletrodomésticos, cubas e utensílios para cozinha e laboratórios, balcões frigoríficos, em aplicações a temperatura elevada, sistemas de exaustão em automóveis, sistema de carga ferroviária como vagões e containeres, equipamentos industriais como guindastes e transportadores, equipamentos para construção e câmaras de incineração, Indústria petroquímica e de açúcar e álcool, etc. As ligas de baixos teores de cromo, tais como as ligas 405 e 409, são utilizadas em situações que requerem baixa resistência à corrosão. Os aços com teores entre 16% e 19% possuem uma boa resistência à corrosão atmosférica, sendo estes utilizados em ambientes agressivos e também em aplicações estéticas. Os aços de alto teor de cromo (AISI 442 e AISI 446) são utilizados em temperaturas elevadas em função de sua resistência à oxidação (LULA, 1989).

No entanto, grande parte dessas ligas, ainda apresenta propriedades que as inviabilizam em algumas aplicações, principalmente nas aplicações que demandam união através da soldagem. Essas ligas, de um modo geral, têm suas propriedades mecânicas muito sensíveis a processos térmicos, em função do difícil controle de sua microestrutura (FENN, 1987; KAHN, 1981; RAHMATALLA e AL-HORR, 2005).

Diversos desenvolvimentos têm sido feitos a fim de se melhorar as propriedades mecânicas dessas ligas, bem como suas características no que diz respeito a sua união. Essas melhoras se devem ao desenvolvimento de processos de fabricação que proporcionem um maior controle microestrutural e composicional. Com esses controles, suas características têm melhorado, inserindo-os em grandes fatias do mercado. Esses novos materiais estão inseridos no que afirmam ser a terceira geração dos aços inoxidáveis ferríticos (ASM, 2002). Dentre os materiais já inseridos atualmente no mercado, podem ser citados os seguintes aços de nomes comerciais: 3CR12, F12N, UNS S41003, ambos de grade similar (0,03%C; 10,0 – 12,0%Cr; 0,5 – 2,0%Mn; 1,0%Si; 0,3 - 1,5%Ni).

O maior controle microestrutural demanda, no entanto, de maiores dispêndios em função de certos procedimentos como o caso dos tratamentos térmicos mais eficazes, e controle dos elementos químicos, a fim de se conseguir microestruturas adequadas às propriedades desejadas (KOTECKI, 2005). Os aços dessa grade, atualmente passam por tratamentos térmicos de alto controle, após sua laminação, através do que se denomina tratamento térmico em forno tipo Box. O tratamento a que o material é estabelecido torna-se, hoje, o grande diferencial no que tange a características finais do material. Esse tipo de tratamento tende a proporcionar uma homogeneização da microestrutura de forma a proporcionar melhores propriedades, no que tange a resistência mecânica.

Foi desenvolvido pela empresa Acelor Mittal um aço inoxidável ferrítico de classe similar aos citados anteriormente (0,03%C; 10,0 – 12,0%Cr; 0,5 – 2,0%Mn; 1,0%Si; 0,3 - 1,5%Ni). Esse aço foi produzido, de um modo geral, para atender a indústria de transporte de carga, como é o caso dos containeres, transportador industrial, guindaste e em especial a estrutura veicular, podendo ter sua aplicação estendida para a indústria de álcool e petroquímica. Sua aplicação depende fundamentalmente das pesquisas que são desenvolvidas dentro da engenharia de soldagem.

Este material é produzido de duas formas quanto ao tratamento térmico. A primeira utiliza um forno do tipo caixa (Box) e a segunda utiliza um forno Contínuo. Os materiais caracterizam-se pela composição similar, mas estrutura diferenciada, em função do processo final de tratamento térmico utilizado. No processo em forno tipo caixa, o tratamento térmico do produto é passível de um maior controle, minimizando as heterogeneidades do material,

proporcionando uma estrutura mais equiaxial, minimizando assim os indícios da laminação. Já no processo contínuo de menor custo esse controle não é tão efetivo, podendo, em alguns casos, haver resquícios da estrutura de laminação. Entretanto, visando a redução dos custos de produção desse aço, lança-se mão do processo contínuo, na expectativa de se conseguir propriedades similares ao que se consegue no forno tipo Box.

Para alcançar o objetivo funcional desse aço inoxidável (estrutura veicular e indústria petroquímica) é necessário analisar o aspecto de soldagem, verificando quais os parâmetros mais adequados a sua execução, levando em consideração resistência mecânica, tenacidade e microestrutura. Segundo o fabricante, atualmente esse aço vem sendo soldado utilizando-se do processo MIG/MAG com arames maciços de classes austeníticas (AWS ER 308L-Si, AWS ER 308L, WNr 1.4370 e AWS ER 309L). Como não se tem estudo mais aprofundado sobre a influência do processo (com os arames maciços e com os arames tubulares) acerca das características metalúrgicas geradas pelo depósito desses consumíveis, abre-se a possibilidade de avaliação e aprofundamento, quanto a esse aspecto. Com isso, o levantamento das características metalúrgicas e dos parâmetros do processo, para ambos os consumíveis, se torna oportuno, visando uma correlação entre os aspectos metalúrgicos e os fatores operacionais dos processos utilizados para a execução do depósito.

A literatura corrente cita que o processo arame tubular apresenta maior produtividade em função de sua estrutura, conseguindo, em função do efeito Joule, o aumento da taxa de fusão para algumas condições. Desta forma, pretende-se realizar um estudo mais amplo acerca da otimização de parâmetros desse processo, fazendo uma comparação com o arame maciço.

Dentro do contexto abordado, objetiva-se com tal trabalho uma análise operacional e metalúrgica da soldagem do aço inoxidável experimental da classe ferrítica. Com essa análise operacional é almejado o estabelecimento de parâmetros específico à utilização de consumíveis distintos, dentro de um aspecto de estabilidade, levando em consideração o tipo de transferência metálica e a interação deste com a energia proporcionada à região da solda. Em função deste anseio, o conhecimento dos modos de transferência dos consumíveis utilizados fica atrelado a esse estabelecimento de parâmetros, sendo assim, necessário o conhecimento do “mapa” dos modos atuantes de tais consumíveis. Logo tem-se nessa etapa um objetivo em conjunto, no qual busca-se o estabelecimento de algum ponto otimizado, em relação a estabilidade da transferência metálica, dentro dos modos de transferência conhecidas.

A partir do conhecimento prévio desses parâmetros, o objetivo foca-se na característica metalúrgica da solda. Envolvendo agora o depósito e a zona afetada pelo calor,

proporcionado pelo aporte de calor gerado por esses parâmetros. Nesse ponto, a busca da influência é estabelecida em foco, nos efeitos de mudanças microestruturais e interferência dessas mudanças nas características mecânicas da solda, tomando como referencia a energia absorvida ao impacto.

Desse modo o estudo é estabelecido em dois momentos. No primeiro momento galga-se o entendimento dos modos de transferência metálica na soldagem desse material, utilizando para tanto dois tipos de consumíveis de alimentação contínua (um eletrodo maciço da classe austenítica e outro consumível tubular da classe ferrítica). O segundo momento restringe-se ao entendimento das mudanças geradas na solda. Essa segunda etapa atuará na determinação da microestrutura resultante da utilização dos dois tipos de consumíveis utilizando o conhecimento do modo de transferência e características dos mesmo para cada um dos consumíveis. Ainda nessa etapa, objetiva-se o entendimento da influência do processo de soldagem sobre as características de tenacidade ao impacto, fator este de grande relevância no que tange à utilização de tal material em processos estruturais, fazendo assim a atuação conjunta no estudo de processo e metalurgia do processo.

Iniciou-se tal trabalho com um levantamento bibliográfico acerca das características de transferência metálica, tanto para o consumível maciço quanto o consumível tubular. Foi abordado ainda os aspectos metalúrgicos acerca da soldagem dos aços inoxidáveis ferríticos, apontando suas principais características na condição como recebido e na condição soldado. Aprofundou-se a revisão no que tange às regiões onde são passível de transformações e interações metalúrgicas no estado sólido.

No capítulo consecutivo foi abordado a metodologia de estudo, focando os principais processos e técnicas utilizadas na elaboração do trabalho. No capítulo de estudo da transferência metálica é apresentado o levantamento dos dados para a confecção dos mapas de transferência metálica, tanto para o consumível maciço quanto para o consumível tubular. Apresenta-se ainda uma abordagem de escolha para a utilização de tais consumíveis no levantamento experimental da etapa metalúrgica deste estudo.

No capítulo 5 realizou-se a caracterização do material de base no estado como recebido. Essa caracterização aborda tanto os aspectos microestruturais como as propriedades mecânicas básicas baseado em normas para a classe de aços em que o material se insere. O Capítulo consecutivo segue o mesmo princípio, realizando os procedimentos similares, no entanto, foca-se a zona fundida, concebida através da utilização dos dois tipos de consumíveis.

O capítulo 7 aborda o estudo da zona afetada pelo calor. Neste são abordados os aspectos microestruturais e mecânicos da ZAC. A análise microestrutural se baseia na caracterização das fases formadas em função do calor a que é submetida tal região. Os aspectos mecânicos estão relacionados com as características de tenacidade ao impacto que tais formações proporcionaram a essas zonas. Os capítulos consecutivos dizem respeito às conclusões e motivações para trabalhos futuros.

CAPÍTULO II

2. REVISÃO BIBLIOGRÁFICA

2.1. Introdução

O devido entendimento de diversos fenômenos que ocorrem na soldagem de uma determinada liga é de suma importância. O estabelecimento de uma interação entre processo e metalurgia da soldagem é necessário para se constituir uma união adequada. Assim, o estudo no que tange à física do arco dos processos de soldagem com alimentação contínua, é necessário para a asseveração de um adequado fim, que é o estabelecimento de uma junta adequada. Entendendo que junta soldada compreende a região fundida (ZF), a região atacada pelo calor (ZAC) e o próprio metal de base, o conhecimento da interatividade entre a energia aplicada durante o processo de soldagem e os efeitos que essa energia causa na junta soldada, se torna necessário para a adequada confecção dessa união.

Nesse contexto, a qualidade da junta soldada está intrinsecamente relacionada às características do arco voltaico e parâmetros do processo, como à composição do metal de base e material de adição e a interação destes. Dessa forma, a engenharia de soldagem tenta estabelecer parâmetros adequados para a constituição de uma junta, de forma a conseguir a maior produtividade possível, sem que a qualidade seja comprometida.

Assim, salienta-se a importância desse estudo em conjunto, enfocando os aspectos tecnológicos das duas vertentes citadas nas diversas fontes de pesquisas que abordam separadamente o assunto. Inicia-se com a parte de transferência metálica, essencial para o adequado entendimento do processo. Sequencialmente, aborda-se os aspectos metalúrgicos do processo, na soldagem das ligas inoxidáveis ferríticas.

2.2. Transferência metálica

A natureza da transferência metálica tem sido de grande interesse desde que o processo de soldagem a arco voltaico foi introduzido no mercado. Isto se deve ao fato da transferência metálica estar relacionada com a soldabilidade do material. Ela poderá afetar a

estabilidade do arco, a penetração do cordão de solda, a taxa de deposição, a posição de soldagem além da qualidade da solda. Portanto, o conhecimento de como o modo de transferência metálica influencia determinado processo de soldagem é importante para o controle e automação de tal processo, assim como para o desenvolvimento de consumíveis.

A transferência metálica pode ser descrita como o transporte de gotas metálicas da ponta do eletrodo à poça de fusão. De acordo com o tamanho e característica da transferência dessas gotas, diferentes modos de transferência são definidos.

Considerando o processo GMAW (Gas Metal Arc Welding), existem diversas teorias que descrevem o processo da transferência metálica. Um dos primeiros modelos foi proposto por Lesnewich em 1958, o qual modelou a taxa de fusão em função da corrente de soldagem e das características do eletrodo utilizado. Nesse modelo, emprega-se uma relação direta entre a velocidade de alimentação do arame eletrodo e a corrente de soldagem.

Baseados no modelo de Lesnewich, diversas teorias foram desenvolvidas com o propósito de explicar os fenômenos que dominam a transferência de massa durante a fusão do arame eletrodo nos processo de alimentação contínua, principalmente para o processo GMAW. Dentre essas teorias incluem-se a teoria do balanço estático de forças ("Static Force Balance Theory" - SFBT), instabilidade "pinch" ("Pinch Instability Theory" - PIT), teoria da força do plasma (Plasma Force Theory - PFT), teoria da velocidade crítica ("Critical Velocity Theory" - CVT) e a teoria do balanço dinâmico de forças ("Dynamic Force Balance Theory" - DFBT), como citam, Lancaster (1986); Norrish e Richardson (1988). Recentemente, simulações foram realizadas baseadas no método do volume fluido ("Volume of Fluid Method" - VOF), como cita Vilarinho (2000).

Embora diversos modelos tenham sido desenvolvidos, até o presente, muitas das dúvidas acerca dos fenômenos que ocorrem durante a transferência metálica ainda são incógnitas. A devida caracterização desses fenômenos ainda requer diversas técnicas e metodologias experimentais para serem validados diversos dos modelos propostos. Baseado em técnicas experimentais é que se desenvolveu uma classificação para os diversos modos de transferência metálica, resultantes dos fenômenos que ocorrem no ambiente do arco voltaico.

2.2.1. *Tipos de transferência*

Diversas formas de transferência metálica podem ser observadas nos diferentes processos de soldagem, e estão associadas a vários fatores, tais como:

- Parâmetros elétricos (tipo e valor de corrente, tensão e polaridade);

- Diâmetro e composição do metal de adição;
- Tipo e composição do meio de proteção;
- Comprimento energizado do eletrodo;
- Pressão atmosférica.

Os estudos dos mecanismos de transferência são baseados no uso de técnicas capazes de identificar o modo como o material está sendo transferido. Exemplos destas técnicas são fotografias de alta velocidade, imagem óptica, emissão acústica, monitoramento do som do arco, monitoramento da luz do arco, etc. Foi baseado em técnicas deste tipo que o IIW propôs uma classificação dos mecanismos de transferência metálica.

A transferência metálica que ocorre nos processo de alimentação contínua seria classificada em duas categorias, sendo elas a transferência gerada por curto-circuito e a gerada por vôo livre. Essas duas classes de transferência podem ainda ser sub-classificadas segundo o modo como a gota se forma na extremidade livre do arame e se direciona à poça de fusão. Assim citam-se os seguintes modos de transferência: globular; repulsão; goticular; goticular com alongamento; goticular rotacional; explosivo; e curto-circuito (Figura 2.1).

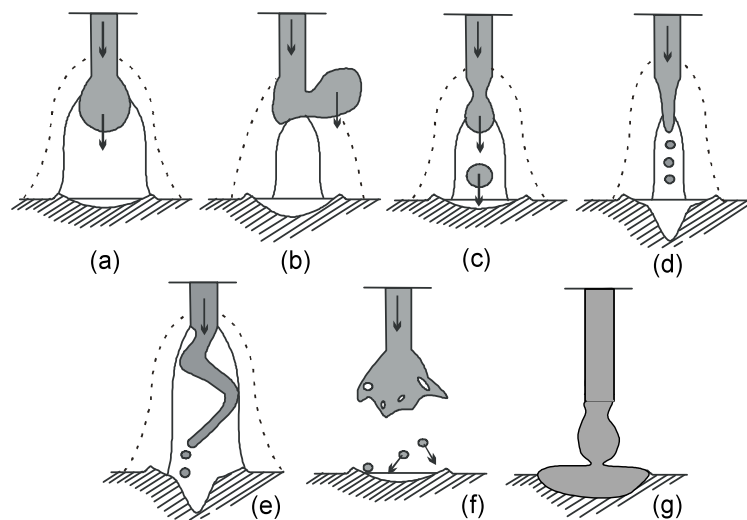


Figura 2.1 – Diferentes tipos de mecanismos de transferência metálica em MIG/MAG - classificação IIW. a) Globular; b) Repelida; c) goticular ("spray"); d) goticular com alongamento ("streaming"); e) goticular rotacional; f) goticular explosivo; g) Curto-circuito (STENBACKA; PERSSON, 1989).

Muito embora possa ser verificada a incidência de modos simples de transferência para essas duas classes, muitos outros modos podem coexistir com características desses modos simples, caracterizando-se como modos mistos. Tais modos de transferência ocorrem

nas regiões que delimitam os modos simples, constituindo uma fase de transição de um tipo de transferência a outro. No trabalho de Scotti; Clark e Kenney (1998), é mostrado que tais transições podem ser compostas de mais de um tipo de transferência, podendo em alguns pontos coexistir de modo sequencial e cíclico desses modos de transferência.

Transferências globular e repelida

A transferência globular é caracterizada por apresentar gotas de tamanho grande, maiores do que o diâmetro do eletrodo e com uma baixa taxa de transferência (Figura 2.1 (a)). Durante o crescimento e destacamento da gota metálica não ocorre o contato com a poça de fusão. O mecanismo deste tipo de transferência é governado, principalmente, por forças gravitacionais e pela tensão superficial. Ocorre em baixas correntes e tensões de arco elevadas. Esta situação de baixa corrente e tensão de arco bastante alta, evita o curto-circuito favorecendo esse tipo de transferência (NORRISH; RICHARDSON, 1988; STENBACKA; PERSSON, 1989).

Stenbacka e Persson (1989) salientam que quando a corrente é aumentada, a força eletromagnética passa a ter uma ordem de magnitude similar, ou até mesmo maior, que a força gravitacional (em CC polaridade positiva). Nesse sistema, caso a área anódica no lado inferior da gota seja pequena, ocorrerá uma concentração de corrente dentro da gota (densidade de corrente convergente), resultando em uma força eletromagnética ascendente que atua na gota.

Além da força eletromagnética, atua também uma força no lado inferior da gota resultante da elevação da pressão do gás e do plasma. Estas forças, juntamente com a força gerada pela tensão superficial do material liquefeito, contrapõem-se à força gravitacional, favorecendo o crescimento da gota. Entretanto, este sistema de forças (gravidade, tensão superficial, força eletromagnética e pressão do gás e do plasma) é instável. Em algumas circunstâncias, a gota formada na ponta do eletrodo pode ser defletida para o lado e ainda ser forçada para fora da poça, conforme mostrado pela Figura 2.1 (b). Este fenômeno de repulsão da gota é resultante da ação das forças que agem em sentido contrário à força da gravidade. Uma vez que a gota tenha sido levantada (defletida), um campo magnético assimétrico é criado, podendo girá-la ou ejetá-la para os lados em torno do arame. Este modo de transferência metálica é chamado de transferência globular repelida (KIM, 1989; STENBACKA; PERSSON, 1989). Estes autores salientam ainda que este tipo de transferência pode ocorrer em soldagens protegidas por CO₂ puro ou por misturas à base de Ar + CO₂, mesmo com uma quantidade de argônio alta.

Transferência goticular

À medida que a corrente de soldagem é aumentada acima dos níveis de corrente característicos de transferência globular, a transferência não é mais controlada pela gravidade, pois ocorre uma inversão das forças eletromagnéticas que, nesta circunstância, agem no sentido de destacar a gota. O nível de corrente onde ocorre mudanças nas forças que governam a transferência globular, denomina-se corrente de transição (I_c). A partir desse nível de corrente as gotas são projetadas através do arco com alguma força e deslocam-se, usualmente, de uma maneira axial e uniforme na direção da poça de fusão (NORRISH; RICHARDSON, 1988). Estas condições correspondem ao tipo de transferência chamado de goticular (mais conhecida pela denominação, “spray”).

Este tipo de transferência metálica é caracterizado por gotas de pequeno tamanho, em torno do diâmetro do eletrodo ou menor, com uma elevada frequência de destacamento. As gotas são transferidas em direção à poça independentemente da posição de soldagem. Segundo Stenbacka e Persson (1989), o arco passa a envolver a gota quase que completamente, conforme mostrado na Figura 2.1 (c), diferentemente do modo de transferência globular onde o arco incide somente em uma região da base da gota.

Aumentando a corrente de soldagem, o diâmetro das gotas diminui e a ponta do eletrodo torna-se cônica, levemente pivotada, e um fluxo muito fino de gotas é projetado axialmente através do arco. Em função deste tipo de transferência metálica ser possível somente em altas correntes, o calor imposto é relativamente alto e a poça de fusão é normalmente grande. Estes aspectos são atrativos para altas taxas de deposição em soldagem na posição plana, mas limitam a capacidade posicional do processo (NORRISH; RICHARDSON, 1988).

Transferência goticular com alongamento, rotacional e explosivo

Com correntes mais elevadas em relação às observadas no modo de transferência goticular, o tamanho das gotas diminui mais ainda, a ponta do eletrodo torna-se ainda mais pivotada e um fluxo muito fino de gotas, formando um filamento (Figura 2.1 (d)), é projetado axialmente através do arco. O filamento líquido pode se tornar longo o suficiente para tocar a poça de fusão causando curtos-circuitos ocasionais, perturbando a estabilidade do processo. Este modo de transferência é causado por um aumento significativo nas forças eletromagnéticas. A turbulência na poça de fusão pode limitar a utilização deste modo de

transferência. Este tipo de transferência é denominado de Transferência goticular com alongamento (“streaming”).

Para correntes mais elevadas ainda, uma nova transição ocorre com o aparecimento de uma instabilidade no filamento líquido que passa a girar. Este tipo de transferência é denominado de transferência goticular rotacional. Nestas condições a transferência não é mais axial. A transição para transferência rotacional depende mais fortemente do comprimento energizado do eletrodo do que l_c , tendendo a se aproximar desta quando este comprimento é aumentado.

Kim e Eagar (1993) destacam que a transição dos modos de transferência metálica (goticular projetado, com alongamento e transferência rotacional) ocorre quando o material soldado é o aço e a proteção gasosa é uma composição rica em argônio. Com outros materiais e com outros gases de proteção, nem todos os modos de transferência são observados. Salaria também que quando dióxido de carbono, hélio e nitrogênio são usados como gases de proteção, o modo de transferência globular repelida é usualmente observado e nenhuma transferência goticular com alongamento ou rotacional é observada. Afirma também que quando hélio e/ou dióxido de carbono é adicionado ao argônio, a faixa de corrente de soldagem para a transferência spray projetada é grandemente aumentada.

Eventualmente, nas soldagens em que se trabalha com fluxos, sejam eles para proteção da solda ou simplesmente para correções metalúrgicas do metal depositado, ocorrem as explosões (Figura 2.1 (e)), as quais, em muitos casos se sobrepõem aos outros modos de transferências coexistentes.

Transferência por curto-circuito

Segundo Norrish (1992), a transferência por curto-circuito ocorre na soldagem com um pequeno comprimento de arco (baixa tensão) e, em geral, com uma baixa corrente, em condições onde a taxa de fusão do arame, quando o arco está operando, é inferior à sua velocidade de alimentação. Nestas condições a ponta do eletrodo, formada por uma gota de metal fundido, atinge periodicamente a poça de fusão, ocasionando um curto-circuito e a extinção do arco (Figura 2.1 (f)). Com o curto-circuito, a corrente tende a elevar-se rapidamente, aumentando a fusão do eletrodo por efeito Joule e, ao mesmo tempo, o metal fundido tende a se transferir para a poça de fusão por ação da tensão superficial e de forças de origem magnética. Com isso o curto é rompido e o arco é restabelecido.

Norrish e Richardson (1988) ressaltam que neste tipo de transferência é possível escolher parâmetros que possibilite uma sequência regular de curtos-circuitos em uma

freqüência relativamente alta (por exemplo, 100 Hz), obtendo-se um mecanismo de transferência muito útil. Salientam também que a freqüência de curtos-circuitos é muitas vezes usada como um guia para aperfeiçoar a seleção dos parâmetros do processo. Sob condições otimizadas, o tempo entre curtos-circuitos é uma função estatisticamente variável e a condição mais estável é obtida quando a variação deste tempo é minimizada.

O efeito global é o de produzir níveis muito baixos de calor imposto e pequeno tamanho da poça de fusão. Estas características são ideais para soldagem de chapas finas de aço, proporcionando a capacidade de soldagem fora de posição. O comportamento aleatório do curto-circuito pode resultar em instabilidade do processo e indução de respingos, e isto combinado com o baixo calor imposto pelo processo pode induzir defeitos de falta de fusão.

2.3. Arames tubulares

A soldagem utilizando o arame tubular com proteção gasosa data de aproximadamente 40 anos atrás (AWS, 1998). O processo consiste na utilização de um eletrodo contínuo como no processo GMAW com a diferença da presença de um fluxo interno a este eletrodo (Figura 2.2). Sua utilização se dá, em grande parte, pela alta produtividade quando executado na posição plana ou em sua possibilidade de utilização fora de posição. Quando utilizado na posição plana, a escória proveniente do fluxo interno ao arame é geralmente, mais básica, no intuito de aumentar a fluidez do metal fundido promovendo dessa forma, uma melhor molhabilidade, garantindo melhores propriedades, além de permitir uma melhor evasão dos gases gerados. Fora da posição, geralmente utilizam-se dos eletrodos de características rutilicas, o que garante a formação de uma escória mais densa o que permite a contenção da poça de fusão. Esses eletrodos no entanto, devido o tipo de escória formada podem impedir a evasão dos gases gerados durante a fusão (WIDGERY, 1994).

Os arames tubulares do tipo “metal cored” é um vertente dos arames tubulares com proteção gasosa. Esse tipo de consumível foi patenteado em 1954, mas só teve seu uso comercial depois de 1970. Primeiramente foi concebido para substituir o arame maciço, na soldagem GMAW, somente em 1974 é que foi inserido partículas não metálicas juntamente com pós metálicos no interior do arame, isso veio a nominá-lo.

Segundo a literatura (AHMED, 2005), este consumível permite a utilização tanto no modo de transferência por curto-circuito quanto goticular. Em função de sua característica estrutural, este consumível permite a utilização de maiores densidades de corrente (Ampers/área) fornecendo dessa maneira, uma maior taxa de fusão, como é o caso do arame

de diâmetro 1,2 mm, que a uma corrente de 280 A consegue uma taxa de fusão da ordem de 5,5 kg/h.

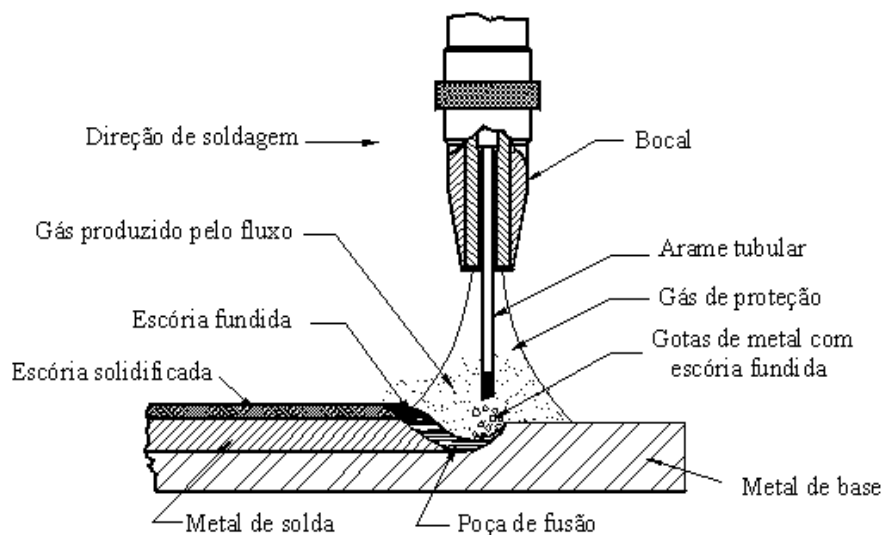


Figura 2.2 – Esquema da soldagem arame tubular com proteção gasosa (FARIAS, 1998).

Segundo Bouné; Bonnet e Liu (2001), quando comparado ao arame maciço no processo GMAW, a presença do fluxo interno ao arame tubular altera significativamente as características da transferência metálica para esse tipo de consumível. Nesse contexto, a tensão superficial da gota fundida na ponta do consumível poderá ser reduzida consideravelmente na presença do fluxo do arame. Logo, as características de transferência poderão ser alteradas. Em particular, Matsuda et alii (1980) salientam que a fusão do fluxo interno ao arame tubular pode sofrer uma diferença na taxa de fusão se comparado à taxa de fusão da capa metálica do mesmo, quando estiver soldando com argônio como gás de proteção. Consequentemente, com a taxa de fusão diferenciada entre a capa metálica e o fluxo, resulta-se em uma projeção de fluxo na ponta do consumível durante a soldagem. Dentre os parâmetros que a presença do fluxo interfere, a ocorrência de salpicos é a que é mais afetada.

A composição química do eletrodo consumível pode ter uma influência significativa na característica do plasma bem como nos salpicos devido a tendência de geração de gases na coluna de plasma. Nesse contexto, o carbono combinado com o oxigênio tende a formar CO e essa formação pode ser explosiva, podendo dessa forma afetar as características de transferência metálica (BILYK; KUPLEVATSKII, 1988).

2.4. A estabilidade do arco durante a transferência metálica

A estabilidade do arco voltaico é um dos requisitos básicos para o bom desempenho da operação de soldagem. Ela interfere diretamente na qualidade final do metal depositado, pode afetar a salpicagem, o consumo, a produção e o rendimento de deposição, a entrada de gás atmosférico na poça de fusão, as propriedades mecânicas do metal de solda, etc.. Para uma mesma característica estática da fonte de energia, as propriedades físicas da atmosfera gasosa do arco são alguns dos pontos determinantes do seu comportamento dinâmico (NORRISH, 1992).

Deste modo, a energia de ionização, a condutibilidade térmica e elétrica bem como as suas variações com a temperatura devem ser suficiente para garantir um melhor comportamento do arco voltaico (LANCASTER, 1986; VAN ANGEL, 1994). Os diversos processos de soldagem a arco apresentam entre si certas características extremamente diferentes, como por exemplo, o uso ou não de consumível, a transferência de carga elétrica e/ou de metal, o tipo de gás de proteção, o tipo de fluxo fundente, o tipo de arame (maciço ou tubular), a forma de proteção (escória ou gás), etc.. Estas diferenças se acentuam ainda mais, com a sensível influência imposta pelas diversas condições de soldagem tais como a natureza e o valor da corrente, o valor da tensão, da distância entre o bico de contato e a peça (DBCP), a posição de soldagem, além da natureza das diferentes fontes de energia utilizadas. Soma-se a isso, a complexidade e a dinâmica de fenômenos elétricos, magnéticos, químicos, metalúrgicos e mecânicos que ocorrem no ambiente da soldagem, em um reduzido intervalo de tempo (LUCAS e MURCH, 1987; NORRISH, 1992).

A somatória destes e de outros fatores dificultam a definição de um critério consensual para uma avaliação quantitativa segura da estabilidade do arco voltaico. Além disso, vários autores têm estabelecido metodologias e critérios próprios que muitas vezes dificultam a interpretação e/ou a comparação de seus resultados (FARIAS, 1993). Um dos critérios mais simples é conhecido como “critério de Khrenov”, que se baseia na medição do comprimento do arco no momento de sua extinção (TROITSKII; SHIGAEV, 1982). Existem outros critérios baseados na avaliação dos oscilogramas de tensão e de corrente, nas curvas “I x U”, na análise visual do arco ou no nível de ruído por ele emitido (MOTA, 1998; BAUNÉ; BONNET; LIU, 2001).

2.5. Análise dos sinais do arco

O curto-circuito é acompanhado por uma cíclica extinção do arco com seu restabelecimento consecutivo, o que resulta em grandes flutuações tanto na tensão como na corrente de soldagem. Essas flutuações são facilmente detectáveis através do monitoramento dos sinais adquiridos durante o processo (LIU; SIEWERT; LAN, 1989).

Heald et alii (1994) verificaram uma relação entre o desvio padrão da corrente de soldagem com os modos de transferência e concluíram que o desvio padrão da corrente é uma indicação robusta dos modos de transferência metálica. Um desvio padrão mais elevado é indicativo de transferência por curto-circuito, desvios padrões moderados indicam transferência globular e pequenos desvios padrões indicam transferência spray. Uma outra conclusão é que para uma dada tensão, quando a distância entre o bico de contato e a peça (DBCP) aumenta, a taxa de alimentação de arame requerida para a transição desde globular para transferência spray também aumenta. Concluíram também que as subclassificações da transferência spray existem em regiões claramente definidas nos mapas dos modos de transferência e que os mapas podem ser usados para monitorar os tipos de transferência e são úteis na formulação de estratégias de controle do processo GMAW.

2.6. Aços inoxidáveis ferríticos

2.6.1. Introdução

Nos últimos anos, os preços dos insumos para a produção dos aços inoxidáveis teve um aumento considerável. Em virtude disso, o aço inoxidável tem elevado seu custo. Um dos principais responsáveis por essa variação é o níquel. Os fabricantes e usuários de aço inoxidável são notavelmente afetados pelo preço alto e volátil do níquel, que flutua diariamente. Segundo a LME (London Metals Exchange), o níquel como insumo variou de U\$ 4.000,00/tonelada em 1999 para U\$ 50.000,00/tonelada. Sendo o níquel um dos constituintes comumente usados nos aços inoxidáveis austeníticos (série 300), esta situação está forçando alguns usuários atuais destes aços a procurarem materiais que custem menos que os austeníticos, mas que tenham características adequadas de produção e manutenção para os seus produtos ou aplicações (ISSF, 2008).

O aço inoxidável ferrítico apresenta a maioria das propriedades mecânicas e de resistência à corrosão que os seus parceiros austeníticos e ainda os supera em algumas características. Em função disso, o campo de atuação deste tende a se expandir cada vez mais. Entre os campos de atuação do aço inoxidável ferrítico, duas aplicações típicas e

extremamente exigentes se destacam: sistemas de exaustão de automóveis e tambores de máquinas de lavar roupas. Outros usos atuais dos aços inoxidáveis ferríticos incluem desde utensílios e equipamentos para a cozinha, até móveis e itens decorativos para interiores, guarnições automotivas, tubos para super aquecedores e re-aquecedores, queimadores, dutos de ar condicionado, grelhas para churrasqueiras, etc.. É possível citar algumas características dos aços inoxidáveis ferríticos em relação aos austeníticos (ISSF, 2008):

- São magnéticos;
- apresentam baixa expansão térmica (eles se expandem menos que os austeníticos quando aquecidos);
- apresentam excelente resistência à oxidação em alta temperatura (eles são menos susceptíveis à descamação que os austeníticos);
- apresentam alta condutividade térmica (eles conduzem o calor de forma mais uniforme que os austeníticos);
- estabilizados com nióbio, apresentam excelente resistência à fluência (eles deformam menos que os austeníticos em resposta à tensão de longo prazo);
- são mais fáceis de serem cortados e trabalhados que os austeníticos (o que exige para o processamento dos austeníticos ferramentas especiais e máquinas mais potentes, gerando assim maior desgaste do ferramental);
- são significativamente menos suscetíveis à recuperação elástica que os austeníticos durante a conformação a frio;
- apresentam um maior limite de escoamento (similar aos aços carbono comuns) que o tipo 304 austenítico;
- diferentemente dos austeníticos, não são suscetíveis à corrosão sob tensão.

Em função dessas características citadas aliado aos baixos custos em relação aos aços inoxidáveis austeníticos, esse tipo de material tende cada vez mais ganhar mercado de atuação.

2.6.2. *Histórico*

O aço inoxidável ferrítico possui, em tese, uma estrutura simples, formada basicamente por uma matriz de ferrita (α), sendo esta uma solução sólida de cromo e outros elementos de liga em ferro. Em sua composição consta teores de cromo na ordem de 10,5% a 30%. À temperatura ambiente constitui-se basicamente de uma estrutura cristalina Cúbica de

Corpo Centrado (CCC). Os teores de cromo nessas ligas proporcionarão a característica de resistência à corrosão. As ligas de baixos teores de cromo, tais como as ligas AISI 405 e AISI 409, são utilizadas em situações que requerem baixa resistência à corrosão (LULA, 1989).

Os aços inoxidáveis ferríticos a princípio, apresentam uma baixa soldabilidade (comparados com os aços inoxidáveis austeníticos), pois a região da solda é caracterizada por ductilidade e tenacidade baixas, além de sensibilidade à corrosão intergranular. Trincas de solidificação também podem ocorrer na zona fundida. Estes problemas de soldabilidade teriam limitado a aplicabilidade destes aços em estruturas soldadas durante muito tempo. De uma maneira geral, a fragilização da solda é mais intensa em aços com maiores teores de cromo e intersticiais; a sensibilidade à corrosão intergranular é maior com maiores teores de intersticiais e menores teores de cromo. O teor de elementos intersticiais (C, N, O, S) nesses aços influencia tanto na resistência à corrosão quanto na tenacidade da liga (LEE; KIM; AHN, 1999).

Campbell (1992), ASM (2002), Lippold e Kotecki (2005) classificam os aços inoxidáveis ferríticos em três gerações.

- A primeira geração de inoxidáveis ferríticos contém apenas cromo como elemento estabilizador da ferrita. O principal representante deste grupo é o aço AISI 430 que contém entre 16 e 18% de cromo e teor de carbono máximo de 0,12%. A evolução desta liga levou a valores de carbono bem abaixo do máximo especificado, sendo, em alguns casos em torno de 0,05%.
- A segunda geração desses aços tem teor de cromo bem menor. No entanto, têm em sua composição, outros elementos estabilizadores da ferrita. O principal representante desta geração é o AISI 409 que tem teor de cromo entre 10,5% e 11,7% e teor de carbono máximo de 0,08%, enquanto a adição de titânio pode ser de até 0,75%. Mais uma vez vale dizer que a evolução das técnicas de fabricação leva a ligas com teores muito inferiores de carbono (e também de nitrogênio) e, portanto, menores teores de elementos estabilizantes são necessários. Os ganhos devido aos baixos teores de elementos intersticiais vão além da soldabilidade, melhorando também a estampabilidade e a qualidade superficial destes aços.
- A terceira geração de inoxidáveis ferríticos nasceu com o melhoramento das técnicas de fabricação e a capacidade das usinas em reduzir os teores de carbono e nitrogênio. Um representante deste grupo é o AISI 444 que tem teor de carbono entre 0,01 e 0,03%, além da adição de elementos tais como titânio, nióbio e molibdênio, que são estabilizantes e ao mesmo tempo contribuem com a melhora na resistência a

corrosão da liga. Outro aço que se encaixa nesta terceira geração é o AISI 439 que tem teor muito baixo de elementos intersticiais e é estabilizado ao titânio e nióbio.

2.6.3. *Aços inoxidáveis ferríticos com teores de cromo inferiores a 18%*

A ausência de outras fases nos aços inoxidáveis ferríticos convencionais (aços com teores de cromo inferiores a 18% Cr) e seu tipo de reticulado cristalino favorecem uma elevada mobilidade atômica. Esta característica favorece o crescimento mais rápido do grão e uma menor temperatura de coalescimento dos mesmos. Já na presença de austenita e/ou de partículas de segunda fase [Ti(CN) ou Nb(CN)] ocorre um retardamento do crescimento de grão e um aumento na temperatura de coalescimento destes (OHASHI et alii, 1980; PLUMTREE; GULLBERG, 1980). Em alguns aços dessa classe foi verificado que, em temperaturas inferiores à 1200 °C, apresentam regiões de duas fases, enquanto que em temperaturas superiores, são monofásicos. Este fenômeno é devido à solubilização de precipitados (carbonetos e nitretos) ao redor desta temperatura, levando a uma mudança na distribuição e na fração volumétrica dos precipitados, favorecendo o crescimento de grão (PROTIVA; SAFEK, 1989).

Recentemente, desenvolveu-se uma classe de aços ferríticos com inserção de teores de níquel e baixo carbono, os quais melhoram suas características mecânicas. A Tabela 2.1 mostra a composição para esse tipo de aço (KOTECKI, 2005; ACELOR, 2005). Observa-se que os teores de Ni estão na ordem de 0,4% em massa. A Figura 2.3 retrata as características do aço comercial F12N, à tenacidade. Observando essa figura verifica-se que esse aço tem uma temperatura de transição na ordem de -20 °C, obtendo valores na ordem de 10 kgm/cm² (10 daJ/cm²). O aço 3CR12 é um aço africano de grade similar ao aço F12N, com atuação marcante em diversos setores de aplicação do aço inoxidável ferrítico. Este é descrito como ferrítico ou ferrítico/martensítico. Além da similaridade com o aço F12N, apresenta ainda uma grade similar aos aços UNS S41003 e o europeu 140003.

A presença do níquel e do titânio pode interferir fortemente nas propriedades das regiões atacadas termicamente desses aços. Sua solidificação poderá ser 100% ferrita, no entanto em regiões com incidência de temperatura na ordem de 900°C e 1300°C, existe a possibilidade de formação de austenita, dependendo do balanço entre os elementos estabilizadores da mesma (KOTECKI, 2005). Esse material tem a tendência de minimizar seu custo final, em função da similaridade com a classe ferrítica 409. Sua estrutura dualizada em certos níveis de temperatura, como citado anteriormente por Lippold e Kotecki (2005), permite o aparecimento da martensita revenida (algo em torno de 10%), estrutura esta que tem a

tendência de impedir o crescimento de grão, como ocorre nos aços da classe ferrítica (MCEWAN et alii, 1993).

Tabela 2.1 – Aços inoxidáveis ferríticos com baixos teores de cromo (KOTECKI, 2005; ACELOR, 2005)

Elemento (%)	Especificações				
	UNS S41003	1.4003	3CR12	F12N	UNS S40920
C	0,030	0,03	0,03	0,02	0,030
Mn	1,50	0,50 a 1,5	1,5	0,6	1,00
P	0,040	0,045	0,03	0,040	0,040
S	0,030	0,030	0,03	0,030	0,020
Si	1,00	1,0	1,0	0,5	1,00
Cr	10,5 a 12,5	10,5 a 12,5	11,0 a 12,0	11,0	10,5 a 11,7
Ni	1,50	0,3 a 1,0	1,50	0,4	0,50
N	0,030	0,030	*	*	0,030
Ti	*	*	0,6	*	0,15 a 0,50

* Não observado.

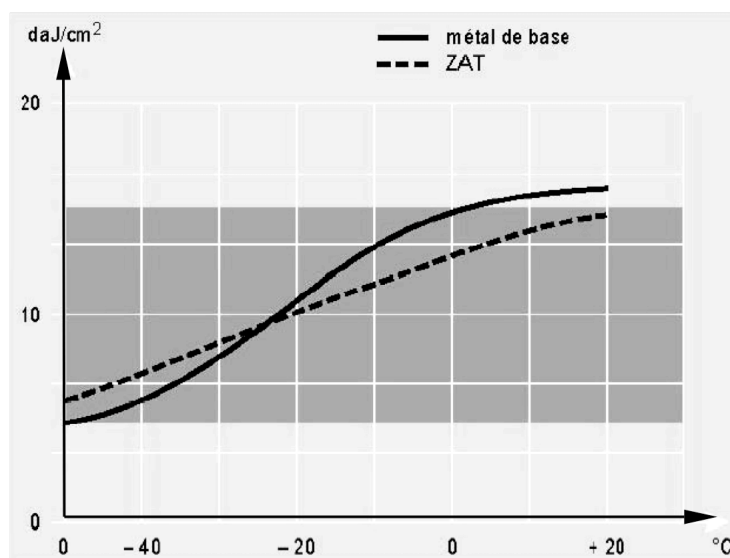


Figura 2.3 – Característica de tenacidade ao impacto (charpy-V) para o aço F12N (ACELOR, 2005)

Segundo Mathew et alii (1999), quando expostos a temperaturas elevadas os aços inoxidáveis com teores de cromo acima de 11% tendem a baixar o nível de tenacidade (geralmente correlacionada com a tenacidade ao impacto) em virtude da precipitação de fases. O fenômeno de precipitação de fases (envelhecimento) é uma das principais causas de falhas em componentes que atuam com tais materiais. Muitos estudiosos mostram que a

precipitação de fases pela inserção de temperatura a tempos mais elevados nessas ligas ferríticas minimizam a tenacidade ao impacto (SHAH; MACDONALD, 1993; SHIAO et alii, 1994; KAWAGUCHI et alii, 1997; ANGELIU, 1998; MATHEW et alii, 1999).

Essa diminuição da tenacidade é principalmente atribuída à decomposição espinodal da ferrita delta (δ) em uma fase rica em cromo (α') e outra rica em ferro (α). Segundo Ageliu et alii (2003), esta decomposição espinodal estaria relacionada ao aparecimento espontâneo de pequenas zonas com diferente composição. Essas zonas ou espinóides têm dimensões nanométricas e só podem ser observadas através de microscópios com alta resolução como os microscópios eletrônicos de transmissão (MET). Não existe uma interface bem definida entre as zonas, apresentando uma interface difusa. Essa transformação acontece com o decréscimo contínuo da energia livre e não apresenta barreira energética para a nucleação, também não se formam preferencialmente em defeitos cristalinos (RIOS; PADILHA, 2007).

Com o envelhecimento da grande maioria das ligas comerciais, acontece o aumento da resistência mecânica. No entanto a tenacidade ao impacto a baixas temperaturas de tais ligas decrescem. Nos aços inoxidáveis ferríticos essas mudanças são atribuídas a essa decomposição espinodal mencionada da ferrita δ . Além dessa fragilização gerada por essa decomposição, alguns estudos atribuem uma pequena parcela dessa fragilização à precipitação de fases intermetálicas e carbonetos, na interface da ferrita δ e da matriz (SHAH; MACDONALD, 1993; LEAX; BRENNER; SPITZNAGEL, 1992; STRANGWOOD; DRUCE, 1990; BROWN; SMITH, 1991; AUGER et alii, 1990; MATEO et alii, 1997; SCHÄFER, 1998). As partículas intermetálicas nucleariam na interface entre as fases de domínio de cromo e de ferro e no contorno de grão. Por isso a sua denominação de fase G (MATEO et alii, 1997), e o processo seria acelerado pela decomposição espinodal. Leax; Brenner e Spitznagel (1992) estimam que a energia de formação para a ativação espinodal da ferrita δ seria de $260 \pm 50 \text{ kJ/mol}$, energia esta, responsável pela ativação do processo difusivo do cromo nos aços inoxidáveis. Em seu artigo, Carrouge; Bhadeshia e Woollin, (2004) apresentam uma correlação entre a presença de outras fases (citando a ferrita delta) na tenacidade de alguns aços inoxidáveis ferríticos de classe similar ao estudado aqui. Em seu artigo, os mesmos afirmam que volumes fracionários de ferrita delta superiores a 14% influenciariam sobremaneira a tenacidade daquela região.

A Figura 2.4 (CHANDRA; SCHWARTZ, 1971) apresenta o diagrama binário Fe-Cr salientando a linha espinodal, onde segundo a sua teoria e os resultados de Fisher, Dulis e Carroll ([1] apud CHANDRA; SCHWARTZ, 1971) haveria a precipitação de pequenos componentes na ordem de 200 Å de diâmetro para a composição de 28,5 %at. (percentual atômico) de cromo, envelhecida à temperatura de 475 °C. Os cálculos apontariam para as

linhas pontilhadas mostradas nessa figura. Baseado nesses cálculos, Danoix e Auger (2000) apontam para a coexistência das fases α e σ . Nessa figura se observa uma linha de solubilização, a qual possibilita a precipitação de outra fase (α').

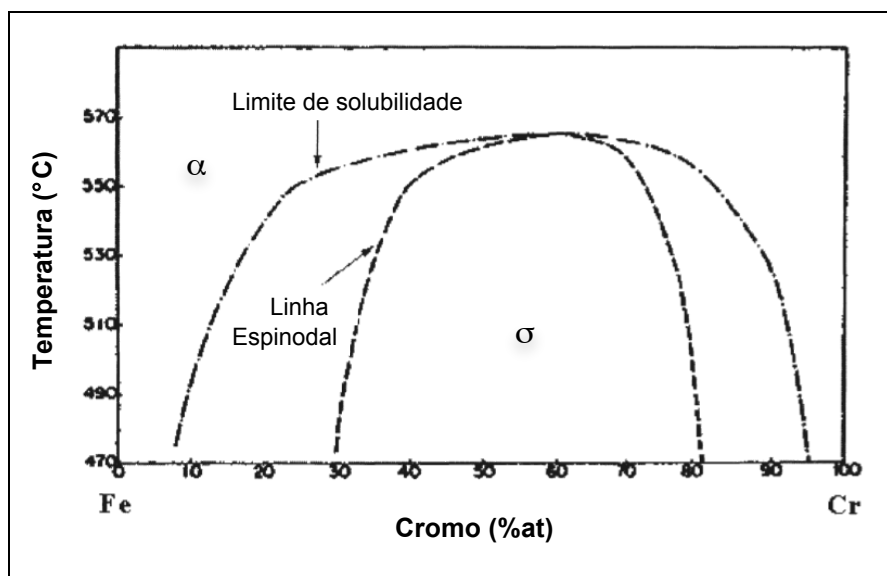


Figura 2.4 – Diagrama binário Fe-Cr (CHANDRA; SCHWARTZ, 1971).

Segundo alguns autores, a morfologia da decomposição espinodal $\delta \rightarrow \alpha + \alpha'$ em uma placa de ferrita de um aço inoxidável duplex aconteceria pela distribuição da precipitação em toda a placa, desde seu interior à sua periferia dependendo da composição. Tal efeito é observado com frequência nos aços inoxidáveis austeníticos à temperaturas na ordem de 500 °C, em elevados tempos de exposição (SHAH; MACDONALD, 1993; SHIAO et alii, 1994; KAWAGUCHI et alii, 1997; MATHEW et alii, 1999).

Segundo Angeliu et alii (2003), os aços inoxidáveis ferríticos com teor de cromo em torno de 12% possibilitariam a decomposição periférica de α e α' . Esses pesquisadores, atribuem a fragilização (perda de tenacidade) desse material à formação da ferrita primária e sua posterior decomposição, aliada a microsegregações nas interfaces dos grão. Esta fase precipitada tem a tendência de manter uma maior concentração de cromo e fragilizar o material que a contém (MATEO et alii, 1997).

A literatura afirma que há a possibilidade da formação de martensita e ferrita delta para o aços inoxidáveis ferríticos com teores na ordem de 12% Cr, tanto na ZF quanto na ZAC (OÑORO, 2006). Independente do tipo de tratamento a que o material seja submetido após sua laminação, com a inserção de elevadas taxas de energia há a possibilidade de formação de fases como precipitados à base de carbono, silício, níquel, além da formação de martensita

e/ou ferrita δ (MATEO et alii, 1997; TOTEMEIER et alii, 2006; CARROUGE et alii, 2004; WUA et alii, 2000).

Os tipos de formação citadas acontecem no estado sólido, necessitando de energia e tempo para que os processos difusivos aconteçam, além de campos propícios, muito embora, no caso da decomposição espinodal, isso seja um processo espontâneo (VERHOEVEN, 1975; SMALLMAN; BISHOP, 1999; RIOS; PADILHA, 2007). A laminação de aços, de um modo geral, proporciona ao material campos de tensão, havendo assim uma texturização desse material. O tratamento de recristalização promoveria a eliminação desses campos, através da formação granular por um processo difusivo. No entanto, durante esse processo a distribuição não homogênea das isotermas no material poderá permitir a retenção de campos residuais de tensão, ou que se denomina de grãos fantasmas (JONES; JACKMAN, 1999), pontos esses preferenciais para precipitação e crescimento de novas fases.

Observando um diagrama de fases pseudobinário para um aço inoxidável ferrítico com 13% de cromo (Figura 2.5b), é verificado que o mesmo é passível de regiões austeníticas na ordem de 1200 °C. Durante a soldagem, a região adjacente à soldagem atinge essas temperaturas e pode, durante o resfriamento, gerar não só uma estrutura grosseira (grãos crescidos), como também pode gerar outras estruturas frágeis, como é o caso da martensita. Observando o diagrama, mesmo para teores muito baixo de carbono, a região $\delta + \gamma$ ainda é presente para temperaturas abaixo de 1000 °C.

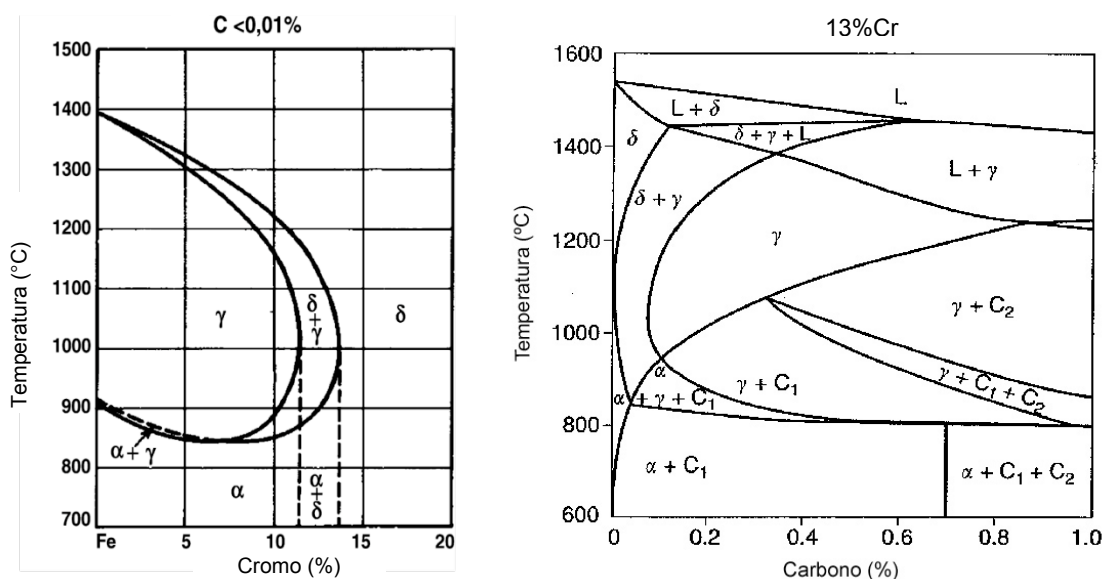


Figura 2.5 – Diagrama pseudo-binário Fe-Cr (PECKNER; BERNSTEINE, 1977) e Fe-C (LIPPOLD; KOTECKI, 2005) para aço inoxidável ferrítico

Segundo Lippold e Kotecki (2005), a presença de núcleos de austenita, durante o aquecimento do material ferrítico (como pode ser verificado no diagrama da Figura 2.5), promoverá barreiras de contenção no que tange ao crescimento de grão (pela formação de austenita nos contornos de grão), possibilitando a formação de uma região mais tenaz. Fazendo uma comparação entre um diagrama com 13% de cromo (Figura 2.5b) e outro com 17% de cromo (Figura 2.6), é notado que existe a tendência de se gerar um campo de $\delta + \gamma$ maior e a temperaturas mais baixas com a minimização dos teores de cromo. Assim espera-se que aços com teores abaixo de 13% de cromo tenham a tendência maior de geração de martensita que os aços com maior teor de cromo.

Embora a martensita e o crescimento de grãos sejam os principais fatores de geração de fragilização dos aços inoxidáveis ferríticos, outros fatores ainda inserem-se nesse contexto. Os diagramas expostos anteriormente apresentam a possibilidade de formação de carbonetos em algumas faixas de temperatura. Esses carbonetos, quando precipitados podem gerar um aumento da resistências dessas ligas, no entanto, esse aumento vem acompanhado de uma diminuição da tenacidade da liga (fragilização). Deve-se ressaltar ainda que tais diagramas expostos (Figura 2.5) fazem alusão a uma condição de equilíbrio, condição esta bem distinta do que se experimenta na soldagem. A condição fora do equilíbrio poderá, em alguns casos, dependendo da composição da liga, promover a fragilização da região reaquecida a temperaturas elevadas.

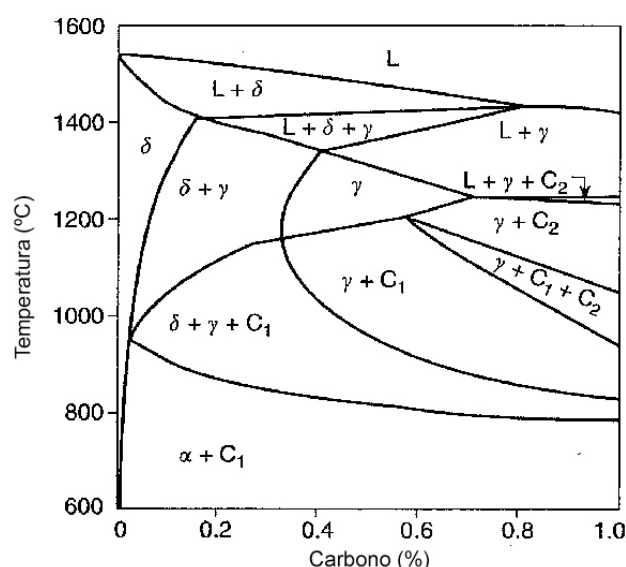


Figura 2.6 – Diagrama de fases pseudobinário para um aço ferrítico com 17% de cromo (LIPPOLD; KOTECKI, 2005).

Cada elemento pertencente à composição da liga atua de uma forma distinta, dependendo de sua característica de estabilizador da ferrita ou da austenita. A existência de alguns elementos poderá atuar fortemente nas características principais de outros elementos, criando dessa forma efeitos sinérgicos. Assim, o molibdênio e tungstênio, quando presentes, proporcionariam um aumento na capacidade de endurecimento por precipitação, elevando também o efeito do aumento de resistência mecânica por solução sólida. Esses mesmos elementos atuariam com elementos influentes na precipitação de fases intermetálicas, como é o caso das fases de Laves. Essas fases de Laves, no entanto só estariam atuando como elementos causadores de fragilidade em situações de envelhecimento com tempos superiores a 30.000 horas (FOLDYNA et alii, 1996).

O Vanádio atuaria como um elemento formador de carboneto, nitreto e carbonitreto, agindo em características similares aos elementos citados anteriormente (ANTHAMATTEN, 1990). O cobalto atuaria também como estabilizador da austenita, auxiliando na solidificação da mesma. Isso asseguraria a remanescência de nitrogênio em solução sólida durante esse processo de solidificação, haja vista a possibilidade de vaporização do nitrogênio em determinadas faixas de temperatura e composição química da liga (KLOTZ; SOLENTHALER; UGGOWITZER, 2008).

Segundo Bliznuk et alii (2005), o nitrogênio atuaria como um influenciador positivo na formação da ferrita delta. Essa influência estaria ligada a formação de componentes complexos de Cr-N os quais atuariam como barreiras na mobilidade do Cr (interdifusão atômica do cromo na matriz). Os mesmos pesquisadores afirmam que a inserção deste componente em particular poderá prevenir a fragilização do aço causada pela decomposição espinodal da ferrita delta.

Balmforth e Lippold (2000) desenvolveram um diagrama (Figura 2.7) que apresenta um método para a previsão da microestrutura de soldas realizadas com os aços inoxidáveis ferríticos e martensíticos. Esse diagrama é aplicável para soldagem com processos convencionais e em alguns casos para tratamentos térmicos, já que os gradientes em processos de alta energia, como a soldagem por laser e por feixe de elétrons, por exemplo, modifica muito a cinética da evolução microestrutural, os quais podem promover proporções de ferrita e martensita diferenciados dos processos convencionais, além de promover em alguns casos a incidência de austenita retida. Pelo digrama mostrado na Figura 2.7, pode-se ter uma idéia das microestruturas possíveis de formação para os aços apresentados na Tabela 2.1.

Assumindo a ausência do Ni e do Ti, e as composições básicas de 0,02% C, 0,02% N e 11,5% Cr, tem-se 11,5% de Cromo Equivalente e 1,1% de Níquel Equivalente, calculado

de acordo com o diagrama de Balmforth e Lippold. Se o Ti e o Ni forem adicionados, até o máximo de 1,5% tem-se formado um retângulo de atuação dessas ligas no diagrama. Este retângulo para o aço 3CR12 é mostrado na Figura 2.7. Observando essas coordenadas, verifica-se que esses aços apresentam a formação de martensita em sua microestrutura. A formação dessa martensita poderá proporcionar influências marcantes nas características mecânicas desse material.

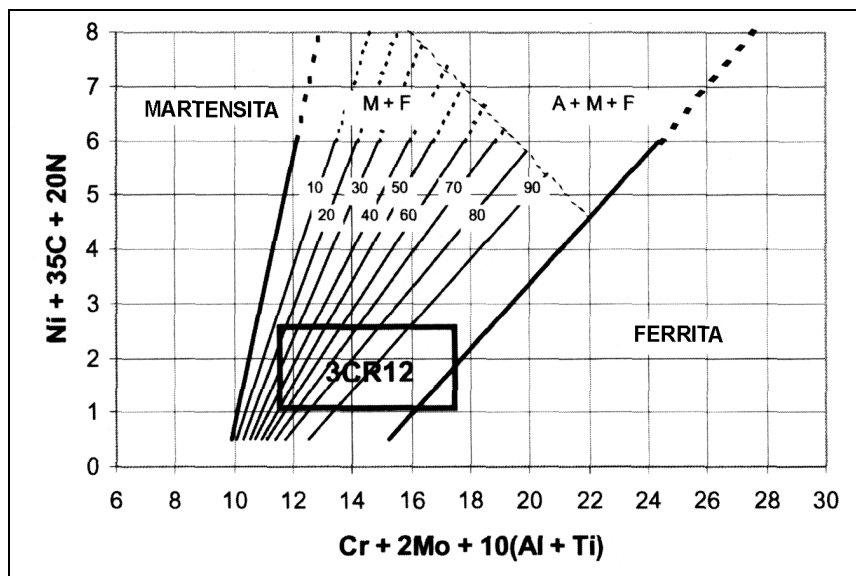


Figura 2.7 - Diagrama de Balmforth e Lippold, destacando o aço 3CR12, com a variação de níquel e titânio (BALMFORTH; LIPPOLD, 2000).

Como na soldagem dos aços convencionais e de baixa liga, a soldagem dessas ligas geram regiões submetidas a gradientes de temperaturas, sujeitas a transformações estruturais, proporcionando a diferenciação de regiões na solda, particularmente na zona afetada pelo calor, onde as transformações no estado sólido são mais relevantes.

Na soldagem com passe único, a solda é dividida em três regiões: zona fundida (ZF) constituída pelo metal fundido; zona de ligação (ZL), constituída por uma estreita região onde ocorre uma fusão parcial do metal base junto à zona fundida e a zona afetada pelo calor (ZAC), região do metal base que sofreu alterações microestruturais causadas pelo calor da soldagem. Na ZAC seriam observadas duas regiões distintas (ASM, 1992; KOU, 2003):

- ZAC de grãos grossos (ZAC-GG) – trata-se da região adjacente à ZL, que é aquecida a temperaturas entre 1200 e 1500 °C, onde essa temperatura promoveria o crescimento dos grãos adjacentes à Zona de Fusão.

- ZAC de grãos finos (ZAC-GF) – Esta região é aquecida entre 900 °C e 1200 °C, caracterizada pelo seu menor tamanho de grão. Quanto mais afastada da ZL, menor o tamanho de grão e melhor tenacidade que a região anterior.

Em função da composição dos aços inoxidáveis ferríticos, a possibilidade de geração dessas zonas é muito grande. Nos aços inoxidáveis ferríticos de baixos e médios teores de cromo (10,5% a 18%) é verificada a existência da zona de crescimento de grão (ZAC-GG) e uma zona adjacente a esta de menor tamanho de grão (ZAC-GF), tal como ocorre nos aços C-Mn.

A composição química da ZAC permanece inalterada por uma larga faixa onde o pico de temperatura não atingiu o ponto de fusão do metal base. Todavia, ocorre uma mudança considerável na microestrutura durante a soldagem devido ao severo ciclo térmico. O metal imediatamente vizinho à zona fundida é aquecido acima de sua zona de recristalização, onde, os precipitados que se formam em processos anteriores são geralmente dissolvidos. Desta forma, o papel exercido por eles, de evitar o crescimento em temperaturas elevadas (efeito cinturão), deixa de existir e o material sofre um substancial crescimento de grão, produzindo a região grosseira da ZAC. O tamanho médio do grão, que é função do pico de temperatura atingido, decresce com o aumento da distância da zona fundida (AGUIAR, 2001).

Em regiões soldadas com teores de cromo em 12% constata-se baixos níveis de elongação e baixa resistência ao impacto. Em função disso, essas soldas são revenidas por longos períodos de tempos a temperaturas na faixa de 700 °C a 750°C. Com isso é possível se conseguir maiores valores de elongação, no entanto a resistência ao impacto ainda permanece baixa em função dos teores de ferrita delta, que podem atingir valores na ordem de 20 a 30%. A principal razão desse fenômeno é a tendência que a ferrita delta tem de formar estruturas grosseiras pela recristalização. É possível diminuir o problema da estrutura grosseira pela adição de titânio e molibdênio, podendo aumentar um pouco a tenacidade ao impacto (FOLKHARD, 1985; AWS, 1998). De um modo geral, as propriedades mecânicas dessas ligas são dominadas pelos elementos de liga presentes na matriz e pela concentração de cromo (LIPPOLD; KOTECKI, 2005).

Com relação aos aços inoxidáveis ferríticos com baixos teores de cromo (inferiores a 17%), a influência maior nas propriedades mecânicas, é gerada pela microestrutura do material, basicamente pelo tamanho de grão gerado durante a soldagem. Thomas e Apps (1980) avaliaram, através da tenacidade ao impacto, a região da ZAC do aço inoxidável ferrítico da classe 409 gerada por soldagem convencional e por simulação em Gleeble. Seus resultados mostraram que essa região tem um acréscimo de pelo menos 40°C na temperatura de transição dúctil frágil se comparado ao metal de base (Figura 2.8). A temperatura que

caracteriza a transição dúctil-frágil depende da composição química dos aços ferríticos e do tamanho de grão (DIETER, 1981; PROTIVA; SAFEK, 1989).

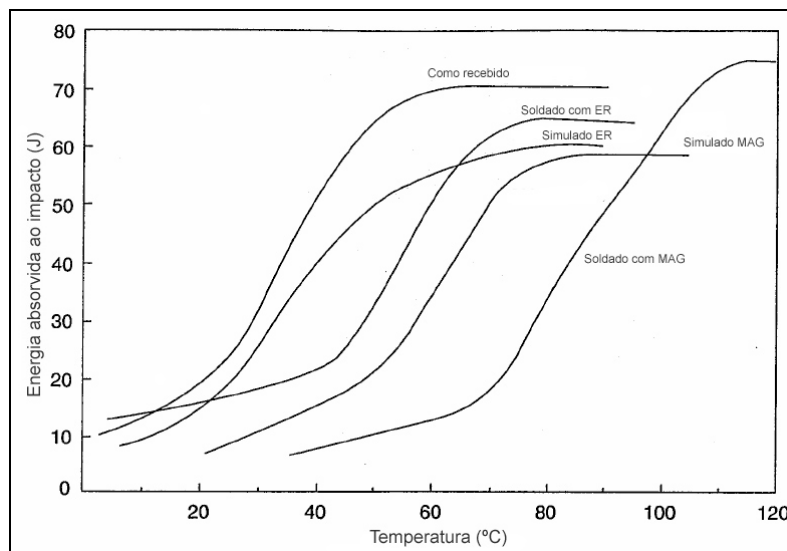


Figura 2.8 – Tenacidade ao impacto da ZAC de uma aço inoxidável ferrítico 409 (THOMAS; APPS, 1980).

2.6.4. Precipitação e formação de fases nos aços inoxidáveis ferríticos

Diversos pesquisadores afirmam que existe uma tendência de formação de ferrita δ no material ferrítico-martensítico com teores de cromo entre 9 e 12%, tanto na região da ZAC como na região fundida, utilizando material ferrítico como metal de adição (OÑORO, 2006a; CAI et alii, 1994; KOJIMA; HAYASHI; KAJITA, 1995; MATHEW et alii, 1999; AUGER et alii, 1990; SCHÄFER, 1998; TOTEMEIER; SIMPSON, 2004; KOMAI; MASUYAMA, 2002; CARDOSO et alii, 2003; ASM, 2004; SKULSKY, 2006; TABAN et alii, 2008), em função da própria composição desses materiais, como mostra a Figura 2.9. Nessa Figura apresentam-se diversas microestruturas de aços inoxidáveis ferríticos, com composições de cromo variando entre 9% e 12%. Pela Figura 2.9a, Oñoro (2006b) apresenta o aparecimento da ferrita δ na soldagem com o metal de adição de composição ferrítica contendo 9% de cromo. Esta se apresenta em sua forma alinhada, com indícios de formação poligonal.

Carrougue (2002) apresenta a ferrita δ na adjacência da região fundida (ZAC-GG) de um aço com 12% de cromo, onde a mesma se encontra em sua forma poligonal em virtude das temperaturas e tempos atingidos nessa região, possibilitando seu crescimento (Figura 2.9b). Cardoso et alii (2003) apresentam na Figura 2.9c a ferrita δ em sua forma “bamboo shape” em uma matriz ferrítica para um aço com 12% de cromo, em uma região que atingiu temperaturas na ordem de 1100°C a 1300°C. A Figura 2.9d (ASM, 2004) mostra a ferrita δ em

forma vermicular, em uma matriz martensítica de um aço contendo 16% de cromo, sendo tais formações vermiculares resultado da laminação sofrida antes do tratamento térmico de recuperação da microestrutura.

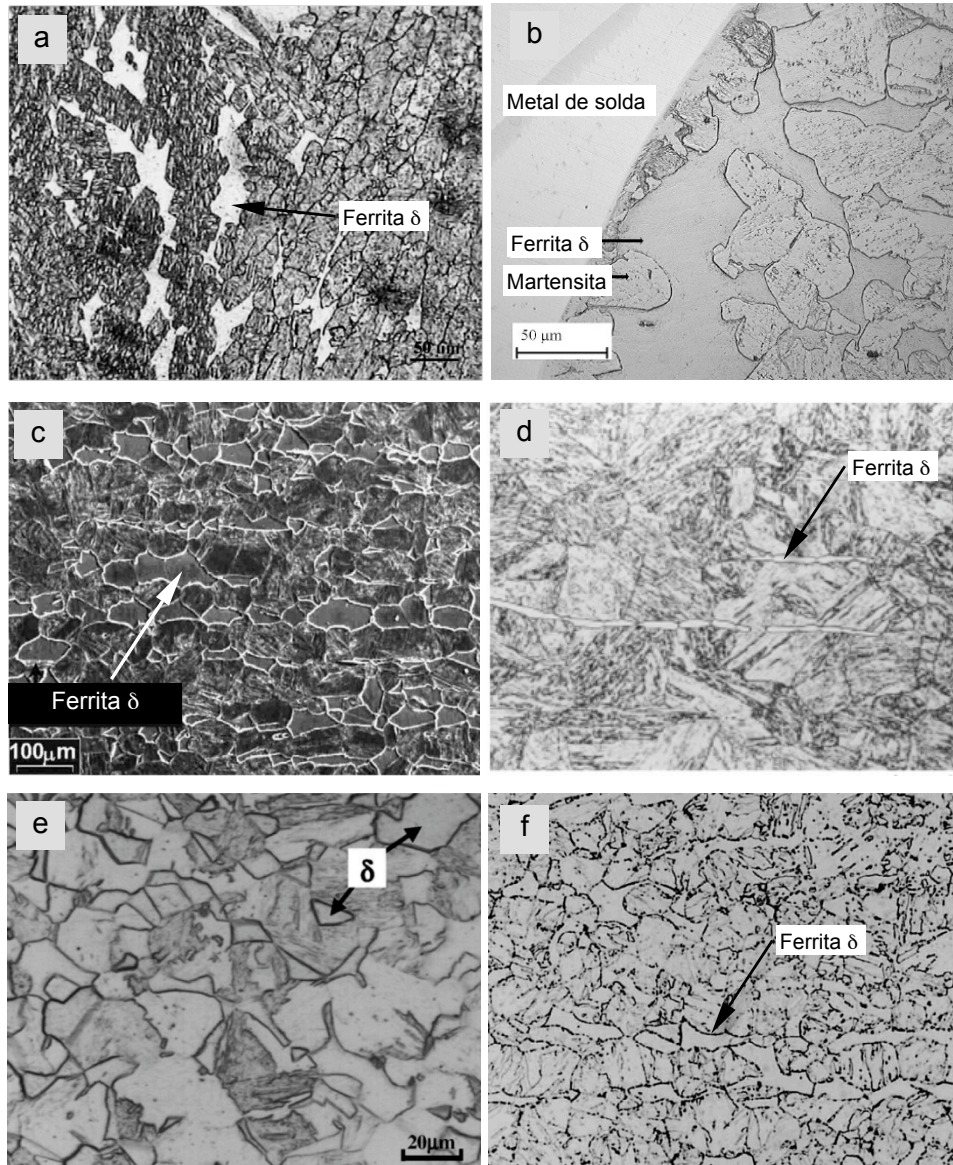


Figura 2.9 – Presença de ferrita delta no aço bifásico (ferrita-martensita). (a) Oñoro (2006); (b) Carrouge (2002); (c) Cardoso et alii (2003); (d) ASM (2004); (e) Wang et alii (2008); (f) Miyata et alii (2000).

Na Figura 2.9e Wang et alii (2008) mostram o aparecimento da ferrita δ na região da ZAC onde a mesma aparece distribuída na matriz. Já na Figura 2.9f Miyata et alii (2000) apresentam a microestrutura similar ao que apresenta a Figura 2.9d (ASM, 2004), no entanto, esta ocorre para um aço com o teor de cromo em 12%.

Nos estudos de Skulsky (2006), os aços com teores de cromo entre 9% e 12% de cromo, soldados por resistência elétrica, constata-se a presença de ferrita delta em sua forma poligonal, em uma matriz martensítica, similar ao que se observa na Figura 2.9b. Verificou-se ainda que essa ferrita delta apresentou baixa dureza em relação à matriz, não havendo mudanças nessa característica com a variação do estado temperado ou revenido.

Convecionalmente tem-se utilizado material austenítico como metal de adição para essas ligas ferríticas. Alguns estudos foram realizados com a utilização de material ferrítico como material de adição (CAI et alii, 1994; OÑORO, 2006b). Nos estudos de Oñoro (2006b), verificou-se a presença massiva de ferrita δ na região do depósito, como pode ser verificado na Figura 2.9a. Nesse caso, observa-se uma matriz martensítica com a presença de ferrita em sua forma poligonal. Nos estudos de Cai et alii (1994), afirmou-se a presença da ferrita delta distribuída em uma matriz martensítica revenida além da incidência de diversos precipitados (carbonetos, carbonitretos e nitretos). Vyrostková et alii (2008) mostram que a soldagem com consumíveis com teores entre 9% e 11% de cromo pode ocorrer formação de ferrita δ e a precipitação de componentes que podem minimizar a tenacidade ao impacto para essas regiões. Segundo Long; Cai e Svensson (1999), a região fundida com material ferrítico contendo valores acima de 9% de cromo, gera uma estrutura com características frágeis, quando analisada através de mecânica da fratura. A topografia da fratura revela uma fratura basicamente por quasi-clivagem, certamente resultado da estrutura observada e principalmente da ferrita δ presente (Figura 2.10).

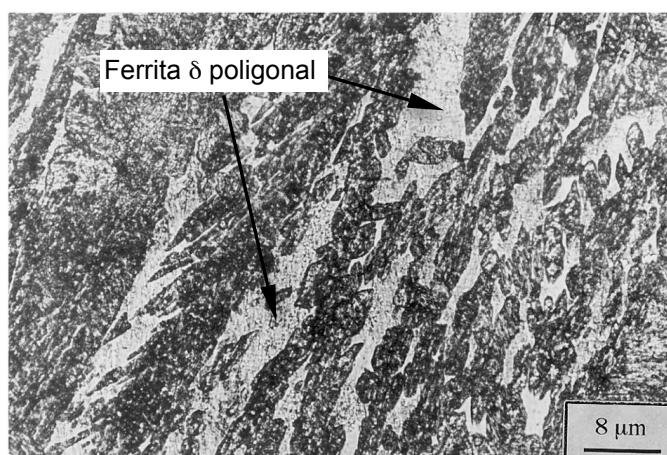


Figura 2.10 – Micrografia óptica mostrando a ferrita delta poligonal no metal de solda gerado a partir de um metal de adição com 9% de cromo (LONG; CAI; SVENSSON, 1999)

Outro fator a ser considerado na soldagem com consumíveis inoxidáveis ferríticos é a questão do refino dessa região. Segundo Reddy e Mohandas (2001), essas ligas têm a

tendência de geração de estruturas grosseiras. A soldagem com esse tipo de consumível dificulta o refino de grão durante a solidificação pós soldagem pela ausência de uma transformação de fase e/ou modificação alotrópica. Assim para que se consiga um adequado refino, adiciona-se elementos refinadores tais como o titânio, alumínio e o cobre.

Segundo estudos em ligas de aços inoxidáveis com teores de cromo entre 9% e 14%, realizados por Schäfer (1998), o efeito isolado da ferrita- δ atua na promoção de uma melhora nas características de tenacidade. A Figura 2.11 demonstra esse efeito, notando-se o crescimento do nível de tenacidade ao impacto com o aumento da percentagem desse componente. Segundo Ehrlich et alii (1994), a tenacidade melhorada pela presença da ferrita- δ mostrada na Figura 2.11 é responsabilidade da característica de menor dureza desse componente (estrutura mais macia). Assim, esperava-se que nas regiões soldadas que contivessem tal estrutura, apresentassem níveis de tenacidade mais elevadas.

No entanto tal efeito está associado apenas ao efeito isolado da ferrita- δ . Quando se combina esse componente com outros elementos, como o caso dos precipitados como carbonetos e carbonitreto, entre outros, o efeito negativo torna-se mandatório, como pode ser observado na Figura 2.12, onde o efeito, para essas mesmas ligas, encontra-se inverso ao efeito isolado da ferrita- δ . Em função dos estudos de Schäfer (1998) e Ehrlich et alii (1994), atribui-se a fragilização da região que contém ferrita- δ não apenas à ela, mas ao conjunto ferrita- δ e precipitados, sejam eles carbonetos ou não.

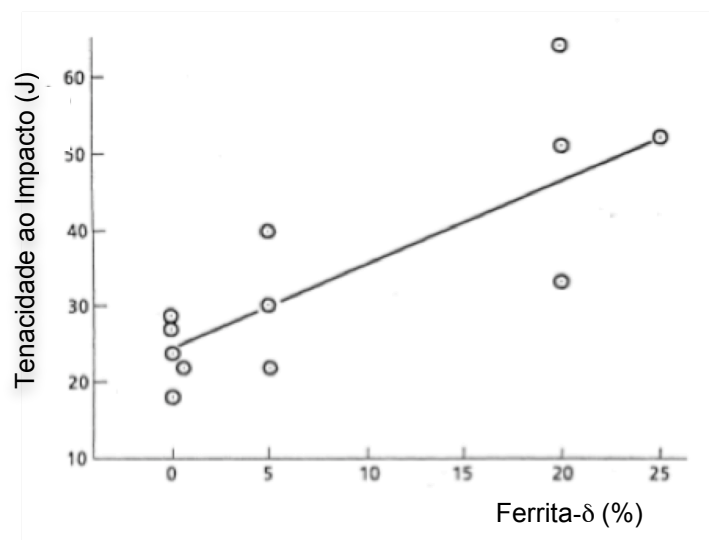


Figura 2.11 – Efeito isolado da ferrita- δ sobre a tenacidade de ligas contendo 9% a 14% de cromo (EHRlich et alii, 1998).

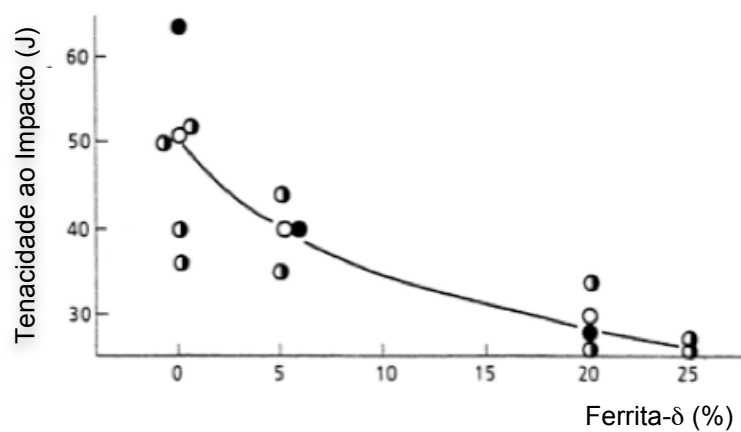


Figura 2.12 – Efeito da ferrita- δ , com incidência de algum carboneto, sobre a tenacidade de ligas contendo 9% a 14% de cromo (EHRlich et alii)