

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

# **Livros Grátis**

<http://www.livrosgratis.com.br>

Milhares de livros grátis para download.



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  $\delta$  sobre as características de tenacidade ao impacto da região da ZAC.

---

*Palavras-chave:* Aço inoxidável ferrítico, soldagem, charpy-V, ferrita- $\delta$ .





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

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
<b>CAPITULO IV.....</b>	<b>53</b>
<b>4. ESTUDO DA TRANSFERÊNCIA METÁLICA.....</b>	<b>53</b>
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
<b>CAPITULO V.....</b>	<b>75</b>
<b>5. CARACTERIZAÇÃO DO MATERIAL DE BASE.....</b>	<b>75</b>
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
<b>CAPITULO VI.....</b>	<b>97</b>
<b>6. CARACTERIZAÇÃO DA ZONA FUNDIDA.....</b>	<b>97</b>
6.1. Introdução.....	97
6.2. Avaliação micoestrutural.....	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

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



## 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 <sup>+</sup>	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
$I/\sigma$	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
$\alpha$ .....	Nível de significância
$\alpha$ .....	Ferrita primária,
$\alpha'$ .....	Fase Ferrítica Rica em Cromo
$\beta_j$ .....	Efeito do nível j do fator B,
$\gamma_{ij}$ .....	Interação dos fatores A e B
$\delta$ .....	Ferrita Delta
$\varepsilon_{ijk}$ .....	Erro aleatório de cada observação
$\mu$ .....	Média Global
$\mu m$ .....	Micrometro
$\sigma^2$ .....	Variância
$\sigma_y$ .....	Limite de escoamento
$\tau_i$ .....	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- $\delta$ sobre a tenacidade de ligas contendo 9% a 14% de cromo (EHRLICH et alii, 1998).....	31
Figura 2.12 – Efeito da ferrita- $\delta$ , 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 <sub>2</sub> .....	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/ $\sigma$ 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 tratado 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 tratado 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 <sup>2</sup> ) 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 <sup>2</sup> ) 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 $\delta$ 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 ( $\alpha$ ), 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 da 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).

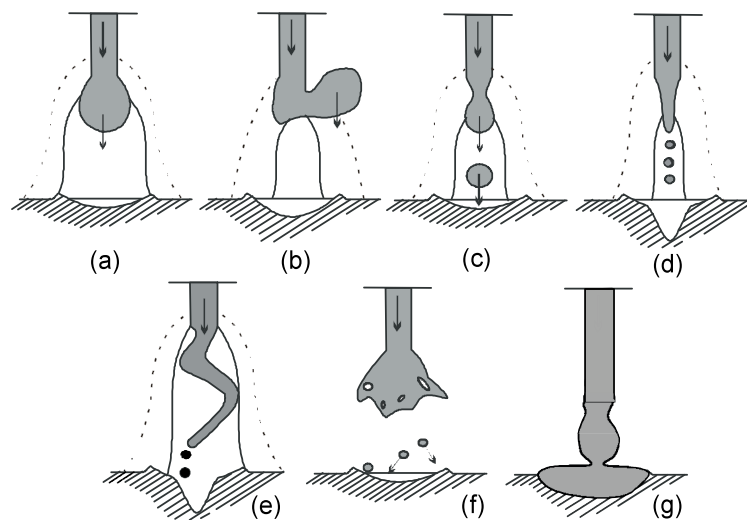


Figura 2.1 – Diferentes tipos de mecanismos de transferência metálica em MIG/MAG - classificação IIW. a) Globular; b) Repelida; c) goticular ("spray"); d) goticular com alongamento ("streaming"); e) goticular rotacional; f) goticular explosivo; g) Curto-circuito (STENBACKA; PERSSON, 1989).

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 CO<sub>2</sub> puro ou por misturas à base de Ar + CO<sub>2</sub>, 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.

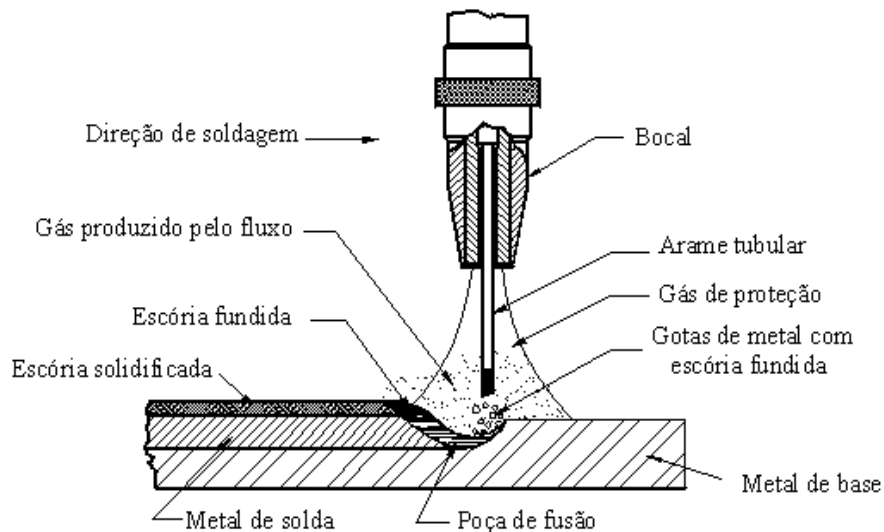


Figura 2.2 – Esquema da soldagem arame tubular com proteção gasosa (FARIAS, 1998).

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 ( $\alpha$ ), 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/cm<sup>2</sup> (10 daJ/cm<sup>2</sup>). 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.

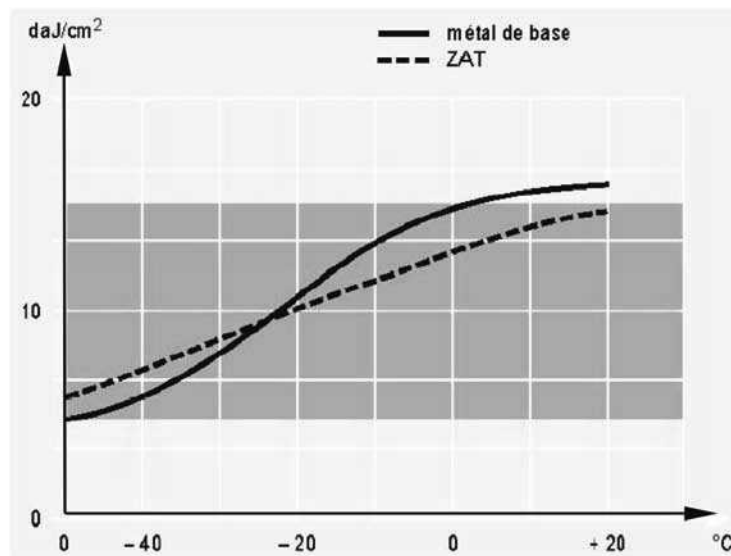


Figura 2.3 – Característica de tenacidade ao impacto (charpy-V) para o aço F12N (ACELOR, 2005)

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 ( $\delta$ ) em uma fase rica em cromo ( $\alpha'$ ) e outra rica em ferro ( $\alpha$ ). 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  $\delta$ . 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  $\delta$  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  $\delta$  seria de  $260 \pm 50$  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  $\alpha$  e  $\sigma$ . Nessa figura se observa uma linha de solubilização, a qual possibilita a precipitação de outra fase ( $\alpha'$ ).

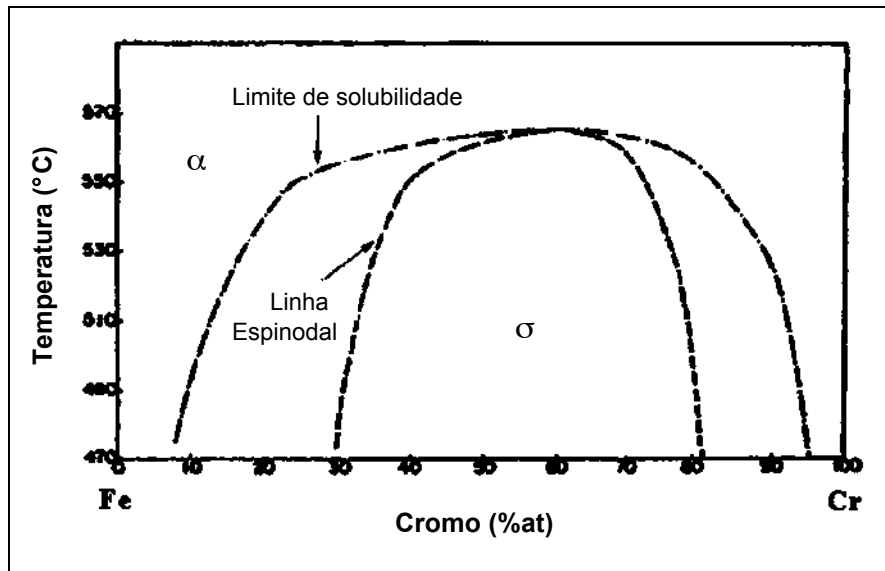


Figura 2.4 – Diagrama binário Fe-Cr (CHANDRA; SCHWARTZ, 1971).

Segundo alguns autores, a morfologia da decomposição espínodal  $\delta \rightarrow \alpha + \alpha'$  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  $\alpha$  e  $\alpha'$ . 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  $\delta$  (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.

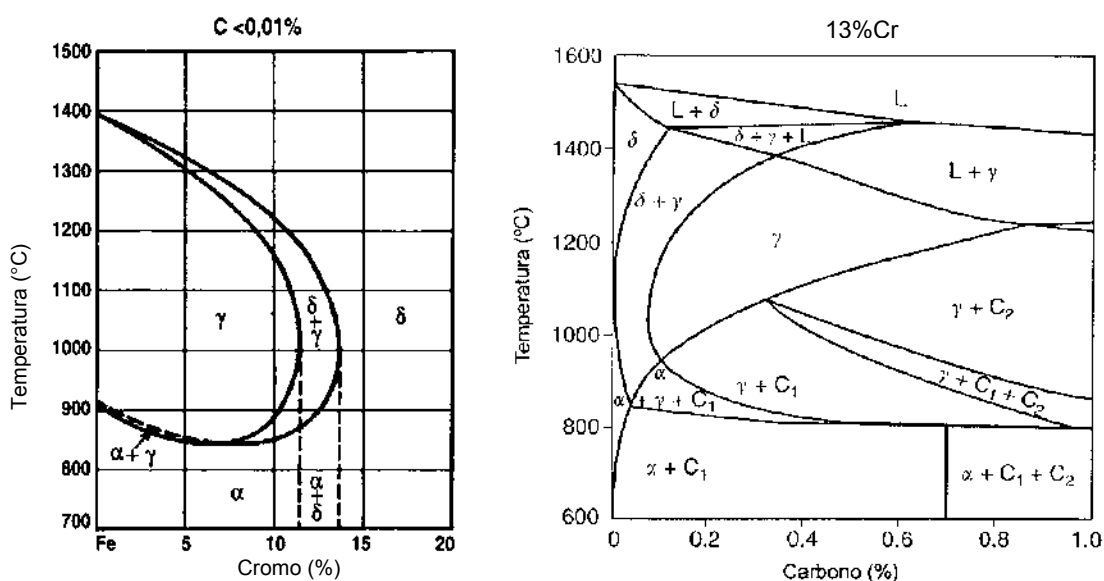


Figura 2.5 – Diagrama pseudo-binário Fe-Cr (PECKNER; BERNSTEINE, 1977) e Fe-C (LIPPOLD; KOTECKI, 2005) para aço inoxidável ferrítico

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.

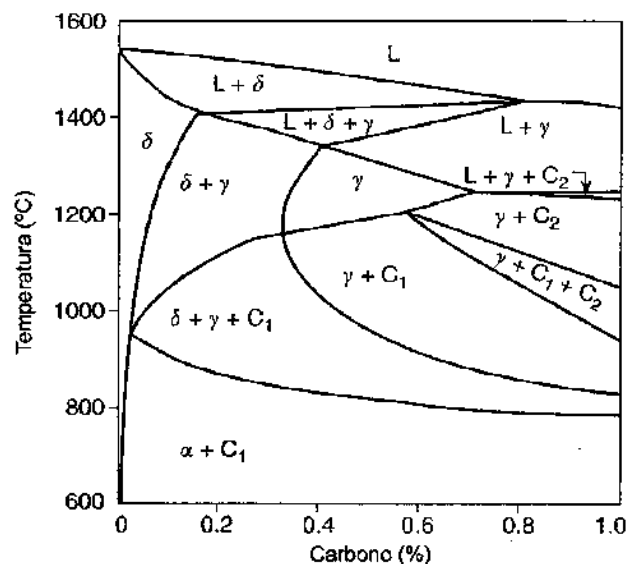


Figura 2.6 – Diagrama de fases pseudobinário para um aço ferrítico com 17% de cromo (LIPPOLD; KOTECKI, 2005).

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 atuam 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 atua como um elemento formador de carboneto, nitreto e carbonitreto, agindo em características similares aos elementos citados anteriormente (ANTHAMATTEN, 1990). O cobalto atua 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 atua como um influenciador positivo na formação da ferrita delta. Essa influência estaria ligada a formação de componentes complexos de Cr-N os quais atuam 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 diagrama 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.

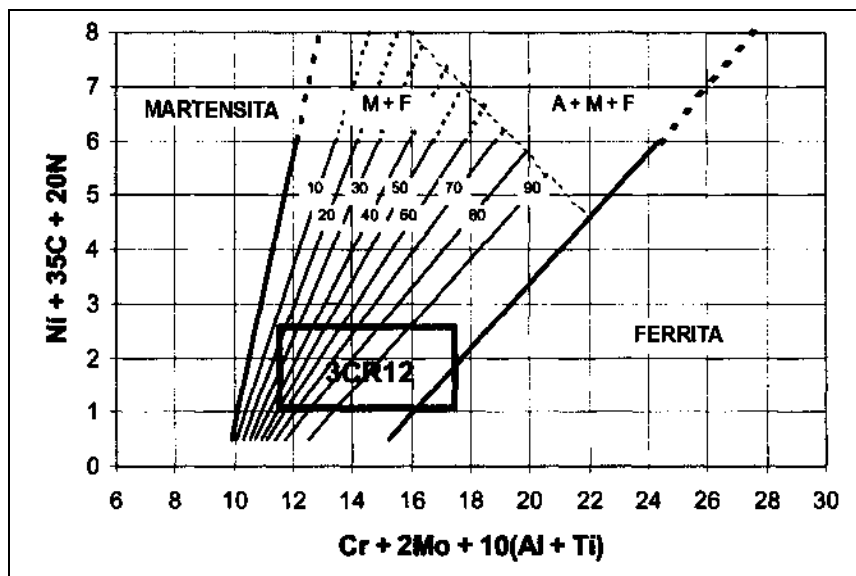


Figura 2.7 - Diagrama de Balmforth e Lippold, destacando o aço 3CR12, com a variação de níquel e titânio (BALMFORTH; LIPPOLD, 2000).

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% constatam-se baixos níveis de alongação 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 alongação, 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).

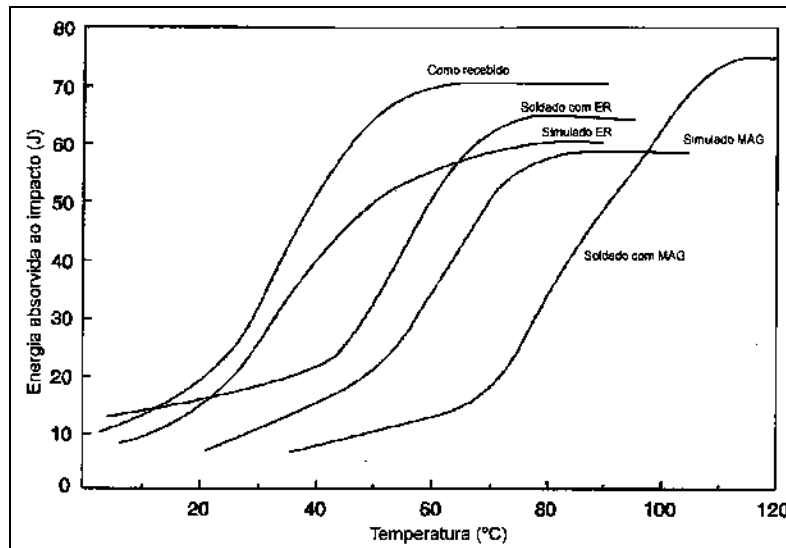


Figura 2.8 – Tenacidade ao impacto da ZAC de uma aço inoxidável ferrítico 409 (THOMAS; APPS, 1980).

#### 2.6.4. Precipitação e formação de fases nos aços inoxidáveis ferríticos

Diversos pesquisadores afirmam que existe uma tendência de formação de ferrita  $\delta$  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  $\delta$  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  $\delta$  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  $\delta$  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  $\delta$  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.

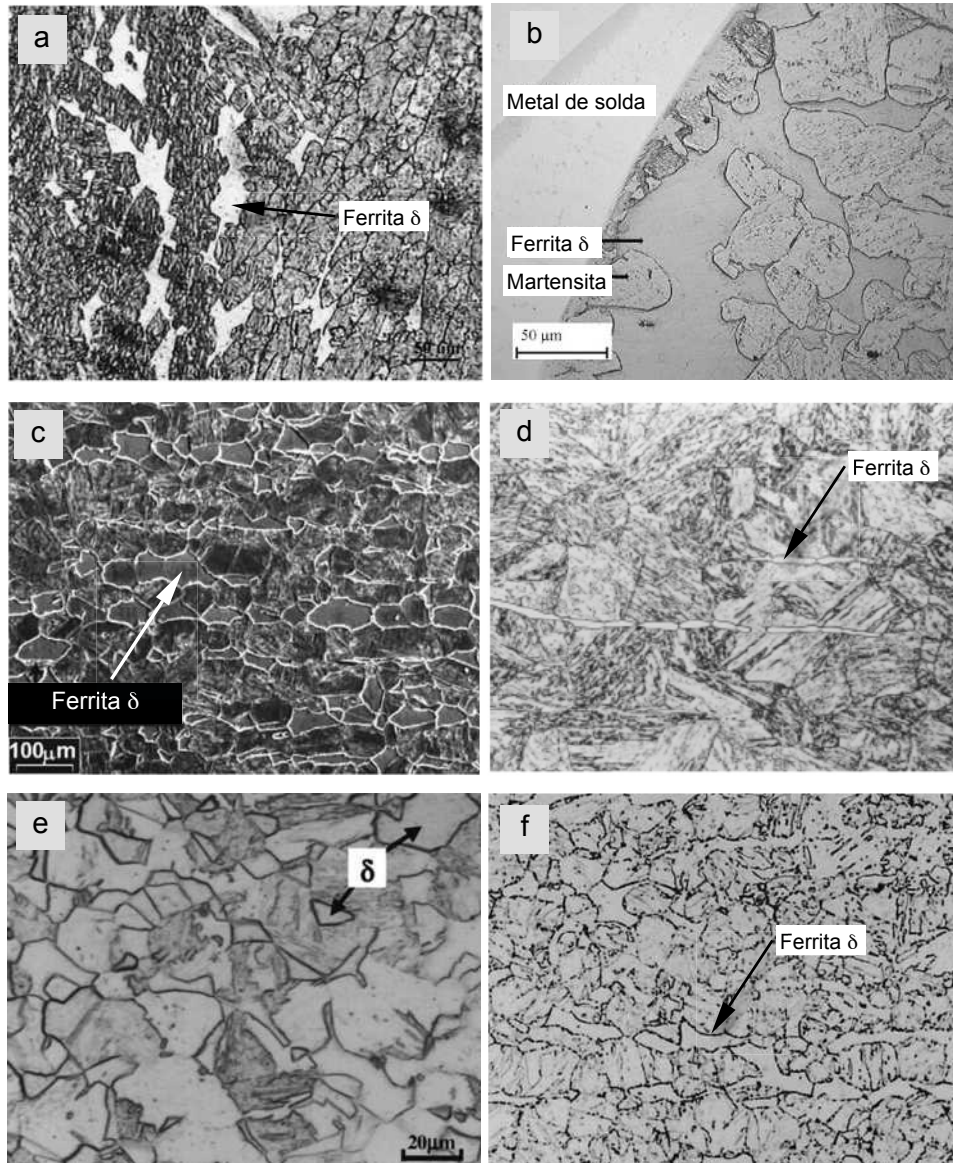


Figura 2.9 – Presença de ferrita delta no aço bifásico (ferrita-martensita). (a) Oñoro (2006); (b) Carrouge (2002); (c) Cardoso et alii (2003); (d) ASM (2004); (e) Wang et alii (2008); (f) Miyata et alii (2000).

Na Figura 2.9e Wang et alii (2008) mostram o aparecimento da ferrita  $\delta$  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  $\delta$  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). Vrostková et alii (2008) mostram que a soldagem com consumíveis com teores entre 9% e 11% de cromo pode ocorrer formação de ferrita  $\delta$  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  $\delta$  presente (Figura 2.10).

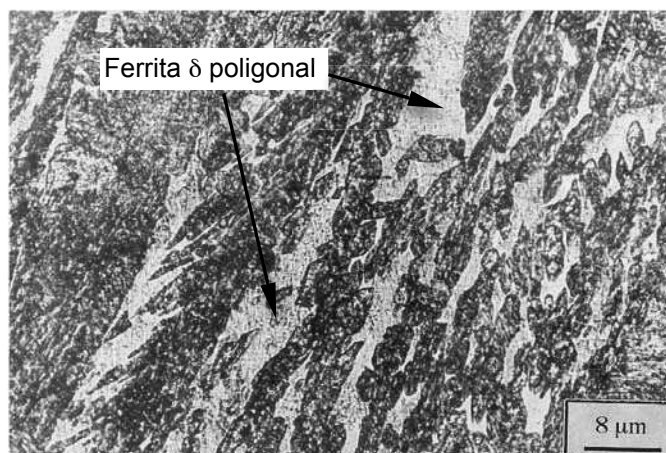


Figura 2.10 – Micrografia óptica mostrando a ferrita delta poligonal no metal de solda gerado a partir de um metal de adição com 9% de cromo (LONG; CAI; SVENSSON, 1999)

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- $\delta$  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- $\delta$  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- $\delta$ . Quando se combina esse componente com outros elementos, como o caso dos precipitados como carbonetos e carbonitretos, 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- $\delta$ . Em função dos estudos de Schäfer (1998) e Ehrlich et alii (1994), atribui-se a fragilização da região que contém ferrita- $\delta$  não apenas à ela, mas ao conjunto ferrita- $\delta$  e precipitados, sejam eles carbonetos ou não.

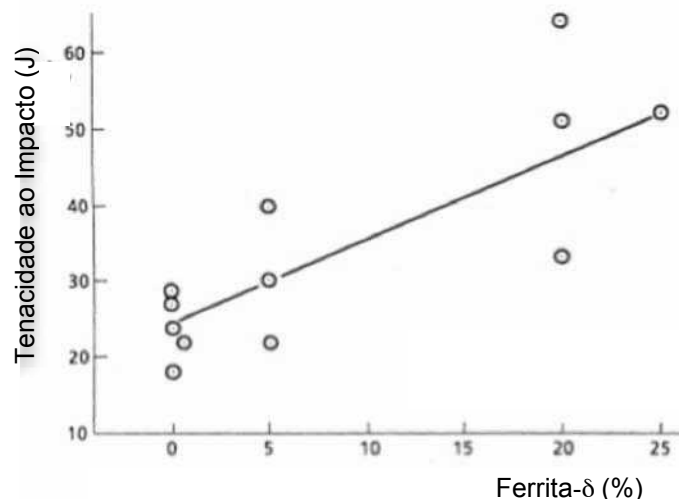


Figura 2.11 – Efeito isolado da ferrita- $\delta$  sobre a tenacidade de ligas contendo 9% a 14% de cromo (EHRLICH et alii, 1998).

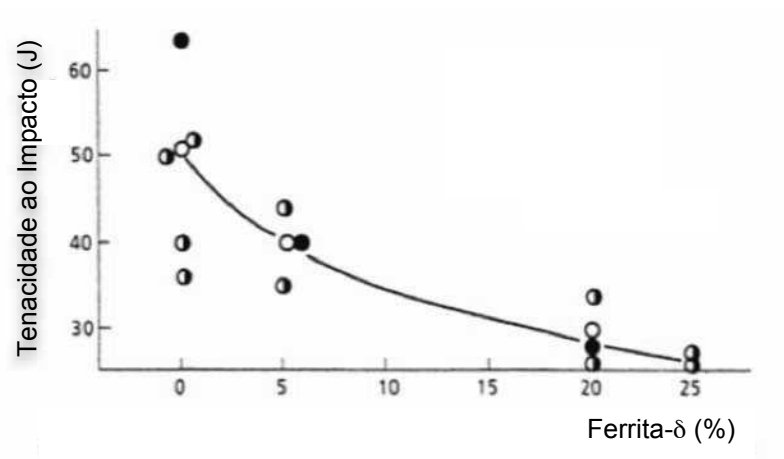


Figura 2.12 – Efeito da ferrita- $\delta$ , com incidência de algum carboneto, sobre a tenacidade de ligas contendo 9% a 14% de cromo (EHLICH et alii)

## **CAPITULO III**

### **3. MATERIAIS E MÉTODOS**

Neste capítulo, serão descritos os materiais e métodos utilizados para o desenvolvimento deste trabalho, nas etapas a seguir descritas:

- Planejamento experimental;
- Materiais;
- Consumíveis;
- Equipamento e dispositivo de soldagem;
- Caracterização da transferência metálica;
- Caracterização do metal de base;
- Retirada dos corpos de prova Charpy-V;
- Realização dos ensaios charpy-V;
- Microdureza;
- Avaliação do entalhe “V”;
- Avaliação da fratura;
- Avaliações secundárias;
- Análise estatística dos dados.

#### **3.1. Planejamento experimental**

A busca de uma interatividade entre a física e a metalurgia do processo, em relação à soldagem do aço experimental em questão, impulsionou a divisão do processo de análise em três movimentos. Dessa forma, os ensaios foram desenvolvidos em três etapas experimentais distintas e consecutivas, designadas como Avaliação da transferência metálica (primeira etapa), características mecânicas e metalurgia da solda (segunda e terceira etapa).

A primeira etapa constou da avaliação da transferência metálica para os consumíveis utilizados. Sendo dois consumíveis distintos, um maciço (AWS ER 309LSi) e o outro tubular



com proteção gasosa (AWS EC 409). Sendo este último, um eletrodo experimental. Todo o levantamento da transferência metálica para esses consumíveis foi realizado com a variação do par tensão e corrente para cada consumível. Nessa primeira etapa, o levantamento de um mapa de transferência metálica para cada consumível permitiu a escolha adequada de parâmetros para o estabelecimento da soldagem experimental da terceira etapa.

A segunda etapa constou da avaliação das características mecânicas básicas para o material de base e em seguida a análise metalúrgica da solda realizada (terceira etapa). Essa avaliação constou basicamente da caracterização do metal gerado na solda (zona fundida e zona afetada pelo calor), tanto no que se refere à microestrutura quanto as propriedades de tenacidade ao impacto. Essa avaliação foi estabelecida em função dos parâmetros, tanto do processo de soldagem, quanto do processo de fabricação do metal de base.

### **3.2. Materiais**

Segundo alguns pesquisadores (TURAZI; OLIVEIRA, 2007), o processamento de controle microestrutural de chapas laminadas seria estabelecido em etapas. Para os materiais ferríticos de baixa liga o processo seguiria os seguintes passos: Após a redução parcial da chapa vindo da laminação à quente (em aproximadamente 50%), o material sofreria um processo de austenitização. Essa austenitização seria proporcionada por temperaturas na ordem de 700 °C por um período de 2 a 3 horas, seguida de um resfriamento controlado em banhos de temperaturas da ordem de 300 °C por poucos segundos, seguido de resfriamento forçado ao ar. Após essa etapa, seria promovido uma nova laminação com redução de aproximadamente 50% e um passe consecutivo de encruamento, com aproximadamente 1% de redução. Após esse encruamento promoveria-se o recozimento final em forno Box em temperaturas na ordem de 650 °C por um período de aproximadamente 7 horas. Em função dos tempos envolvidos no processo, este torna-se oneroso devido a baixa produtividade, uma vez que toda a bobina necessita estar dentro do forno Box.

A princípio o tratamento em forno contínuo seria baseado nesses tempos, através de um controle dos campos de temperaturas e dos tempos de corrida desse material laminado. Esse fator de continuidade da alimentação do material laminado permitiria uma minimização dos custos de produção do material. No entanto, a configuração do forno proporciona gradientes no interior deste, possibilitando condições de não homogeneidade se comparado ao ambiente do forno Box. Assim a possibilidade de microestruturas similares às encontradas no material tratado em forno Box fica muito pequena.

Assim foram estabelecidas condições específicas pela empresa fornecedora do material em estudo, propiciando duas condições de tratamento para o mesmo material. Uma condição de tratamento em forno Box e outra em forno contínuo. As amostras caracterizam-se pela composição similar, mas estrutura diferenciada, em função do processo final de tratamento térmico utilizado. Levando em consideração a característica do tratamento, o material foi fornecido pelo fabricante, em corpos de prova já definidos, nas dimensões aproximadas de 200 x 60 x 6,3 mm para o material tratado em forno tipo Box e de 150 x 65 x 6,3 mm para o material tratado em forno Contínuo. Os mesmos foram usinados para manterem o mesmo padrão dimensional (150 x 65 x 6,3 mm).

O princípio do tratamento a que o material é submetido, é a eliminação de defeitos gerados pelo processo de laminação, como é o caso de encruamento, bem como para o controle da microestrutura do mesmo (tamanho de grão). Levando em consideração o processo a que é submetido, é de se esperar que a direção de laminação não seja um fator relevante para esse material pós-tratamento. Contudo, os resquícios de laminação ainda são passíveis de acontecer, possibilitando a identificação de uma direção de laminação, através da observação em microscopia ótica após ataque químico.

Levando em consideração o fator custo, o processo contínuo levaria vantagem sobre o processo em que se utiliza o tipo de forno Box. Segundo a empresa fornecedora de tal material, o custo do processo de tratamento em forno tipo Box se torna mais oneroso em função da quantidade de material que é tratado em cada fornada. Assim, um dos fatores a ser avaliado seria a capacidade de um tratamento em forno contínuo fornecer características similares ou bem próximas aos obtidas para o tratamento realizado com o forno tipo Box.

### 3.2.1. Composição química

A Tabela 3.1 mostra a composição química do aço em estudo, que embora possua condições de tratamento térmico pós laminação a frio diferenciado, sua composição mantém-se principalmente com relação aos teores de cromo e níquel e interstícios. Esta análise foi executada pela fabricante do aço.

Tabela 3.1 – Composição química básica dos aços utilizados para análise (dados gerados nas dependências do fabricante)

Processo	Composição (%)							
	C	Co	Cr	Mn	N	Ni	O	Si
Box	0,014	0,012	10,91	0,60	0,013	0,38	0,003	0,47
Contínuo	0,013	0,020	11,00	0,62	0,014	0,37	0,002	0,45

### 3.2.2. Propriedades mecânicas básicas

As propriedades mecânicas foram obtidas através da confecção de corpos de prova padronizados. O material para esse fim foi retirado a partir de uma chapa de 6,3 mm, utilizando o procedimento mencionado na norma ASTM A 370. Para a obtenção das propriedades básicas foram utilizados dois procedimentos: o ensaio de tração (Figura 3.1) e o ensaio de dureza. Para a definição de cada propriedade foram realizadas 3 repetições, conforme estabelecida em norma. Tais experimentos são normativos para que o material em questão possa ser comercializado dentro de uma determinada classe de material.

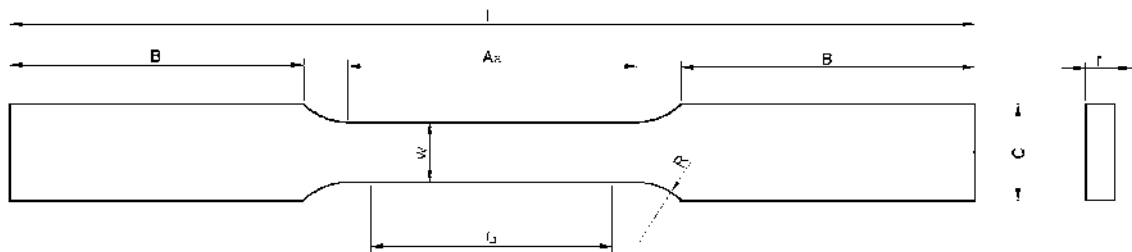


Figura 3.1 – Corpo de prova retangular para tração (ASTM A 370).

Onde tem-se:

- L – comprimento total do corpo de prova
- B – comprimento para fixação por garra
- $A_a$  – comprimento da região de análise
- C – largura da região de fixação
- R – raio de adoçamento
- r – espessura do corpo de prova
- G – comprimento útil
- w – largura da parte útil

Através de tais resultados, também será possível a avaliação primária do material, haja vista o caráter experimental do mesmo. Assim, com a variação do processo de fabricação e dos resultados obtidos, pode-se estabelecer um padrão de qualidade em função das normas que regem tal material.

### 3.3. Consumíveis

Foram utilizados dois tipos de materiais de adição nessa análise: um arame maciço austenítico, com classificação AWS ER 309LSi e um arame experimental da classe AWS EC 409, sendo este um arame tubular tipo “metal cored”, com características ferríticas. Para ambas as soldagens realizadas, utilizou-se uma mistura gasosa comercial como gás de proteção, cuja composição consta de Ar + 2% O<sub>2</sub>, conforme cita o fabricante do consumível.

As composições básicas dos consumíveis de adição podem ser observadas na Tabela 3.2. Nessa tabela constam os valores fornecidos pelos fabricantes. Para complementação da avaliação da solda, o material de adição passou por uma análise de composição química.

Tabela 3.2 – Composição química dos arames utilizados na pesquisa (dados fornecidos pelos fabricantes).

Elemento	AWS ER 309LSi	AWS EC 409
	Composição (%)	
C	0,017	0,045
Cr	23,17	8,95
Cu	0,12	*
Mn	1,56	0,63
Mo	0,14	0,004
N	0,113	*
Ni	13,64	1,83
P	0,020	0,008
Ti	*	0,22
V	*	0,013
S	0,012	*
Si	0,91	0,40

\* Elementos não informados

Ambos os consumíveis foram submetidos a uma análise química para comparação com os dados fornecidos pelo fabricante. Para essa análise foram confeccionados dois corpos de prova, um para cada arame eletrodo. Para essa análise foram realizadas soldagens com cada tipo de eletrodo, gerando camadas consecutivas, como mostra o esquema ilustrado pela Figura 3.2, utilizado no procedimento de Oñoro (2006), para que no último passe fosse obtido um material com o mínimo de diluição com o metal de base.

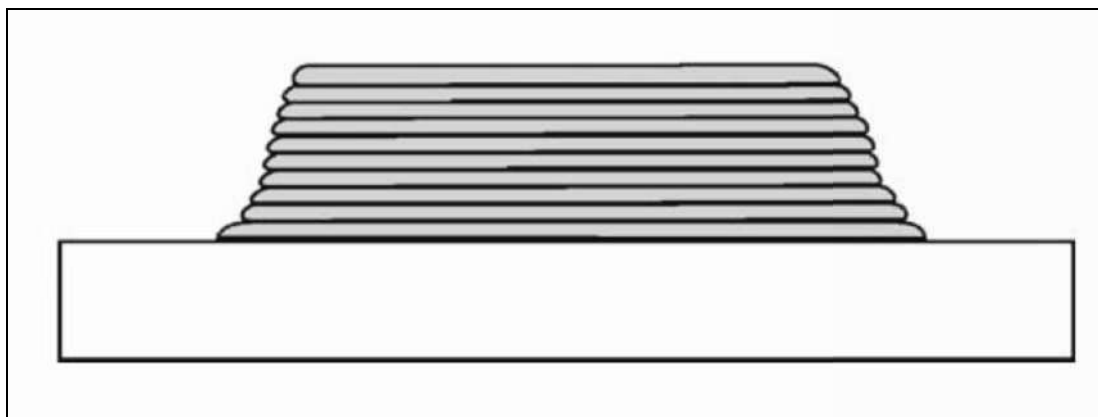


Figura 3.2 – Depósito de múltiplas camadas para análise de material depositado (OÑORO, 2006)

Utilizando-se os aços em estudo, foram depositadas sobre os mesmos, seis (06) camadas de soldas efetuadas com cada um dos consumíveis. Para manter todos os parâmetros similares em cada passe, foi utilizado a soldagem automática (Figura 3.3), utilizando um posicionador linear com controle de velocidade. Utilizou-se a fonte no modo tensão constante, tendo como gás de proteção uma mistura gasosa comercial ( $\text{Ar} + 2\% \text{O}_2$ ), com uma vazão média de 14l/min. Foram mantidas as mesmas energias de deposição, com a tensão média de soldagem em 24V, velocidade de soldagem em 25 cm/min e velocidade de alimentação que garanta uma corrente média em torno de 220A.

Em todas as soldas foi mantida a distância bico de contato peça (DBCP) em 18 mm. Após o amanteigamento foram retiradas duas camadas de cavacos da superfície do colchão com profundidade de corte de 1,0 mm e avanço de 0,5 mm e uma velocidade de corte em 45 golpes por minuto. Para esse procedimento utilizou-se uma máquina ferramenta de corte alternativo e ferramenta monocortante. Foi levado em consideração o cuidado na coleta do material retirado (cavacos), evitando qualquer contato com superfície úmida ou com algum tipo de elemento que pudesse interferir nos resultados da análise.

#### 3.4. Equipamento e dispositivo de soldagem

Foi utilizado para a soldagem dos diversos experimentos, um sistema automatizado de posicionamento e movimentação da tocha de soldagem, conforme é mostrado na Figura 3.3. Este sistema consta de um motor elétrico atrelado a um conjunto redutor para a relação de velocidade bem como do aumento do torque do sistema. Este sistema mecânico possui um controle eletrônico de velocidade, o qual determina a velocidade de translação da mesa em função da velocidade do conjunto redutor utilizado.

A mesa desliza por sobre o fuso, em função de um conjunto de guias, mantendo assim o curso o mais constante possível. A mesa ainda é dotada de um regulador de altura bem como de aparatos para o controle do nivelamento da mesma. Utilizou-se como fonte de energia, a fonte multiprocesso Inversal 450 no modo tensão constante, na polaridade positiva (CC+).

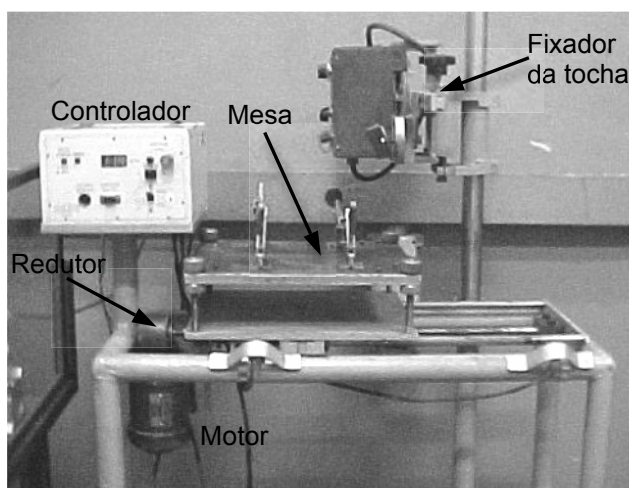


Figura 3.3 – Sistema automático de soldagem com movimentação do corpo de prova.

### 3.5. Caracterização da transferência metálica

Utilizou-se um canhão laser, um sistema óptico e uma câmera para filmagens em alta velocidade (técnica de “shadowgraphy”, VILARINHO; SCOTTI, 2000), para a realização de filmagens das gotas em transferência metálica. As filmagens foram gravadas em uma sequência de imagens a uma frequência de 2000 quadros por segundo, monocromáticos, no formato TIFF (“Tagged Image File Format”).

O sistema óptico entre o canhão de laser e o arco consiste em um conjunto de filtros de densidade neutra (ND003 a ND01), para reduzir levemente a intensidade do laser antes do arco, uma lente divergente, para abrir o feixe denso de laser, e uma plano-convexa, para torná-lo novamente colimado. O sistema óptico entre o arco e a câmera consiste em outro filtro neutro (ND10 a ND15) e um filtro passa-banda, cuja utilidade é filtrar da melhor maneira possível os raios provenientes do arco voltaico, deixando passar apenas o laser e os raios cujo comprimento de onda é da magnitude do mesmo. Utiliza-se uma objetiva com zoom para focar o eletrodo e a peça (Figura 3.4). Em cada quadro foi usado uma obturação eletrônica a 1/24000 (possibilitando reduzir distorções devidas ao movimento dos elementos filmados, no caso, as gotas). Essas configurações permitem imagens com resolução de 252 x 188 pixels (h x v).

A caracterização da transferência metálica foi realizada pelo desenvolvimento de um mapa de transferência onde posicionou-se os pares de tensão e corrente, após a definição de cada modo, de acordo com a observação da filmagem realizada. Foram definidos os modos de acordo com a observação dos fenômenos ocorridos durante a soldagem, observados a uma taxa mais baixa (3 a 15 quadros por segundo).

Para a caracterização da transferência metálica foi utilizado um programa específico (MAIA, 2001), feito na plataforma LabView®, denominado “Vídeo Analisador de Imagens de Transferência Metálica em Soldagem”. Este programa permite uma perfeita caracterização das transferências metálicas (sobretudo quanto aos parâmetros frequência de destacamento e diâmetro das gotas) e dos comprimentos do eletrodo e do arco de soldagem. As imagens analisadas utilizando o programa “Vídeo Analisador” são aquelas adquiridas através da técnica da “shadowgrafia”, previamente citada.

Para esse levantamento foi avaliado cada evento (filmagem) separadamente. Em cada filmagem foram verificadas as incidências dos modos de transferência metálica e sua frequência na sequência observada. O modo onde a ocorrência predomina apenas um tipo de transferência denominou-se modo simples de transferência metálica. Para ocorrências consecutivas de mais de um modo, denominou-se modo misto de transferência metálica.

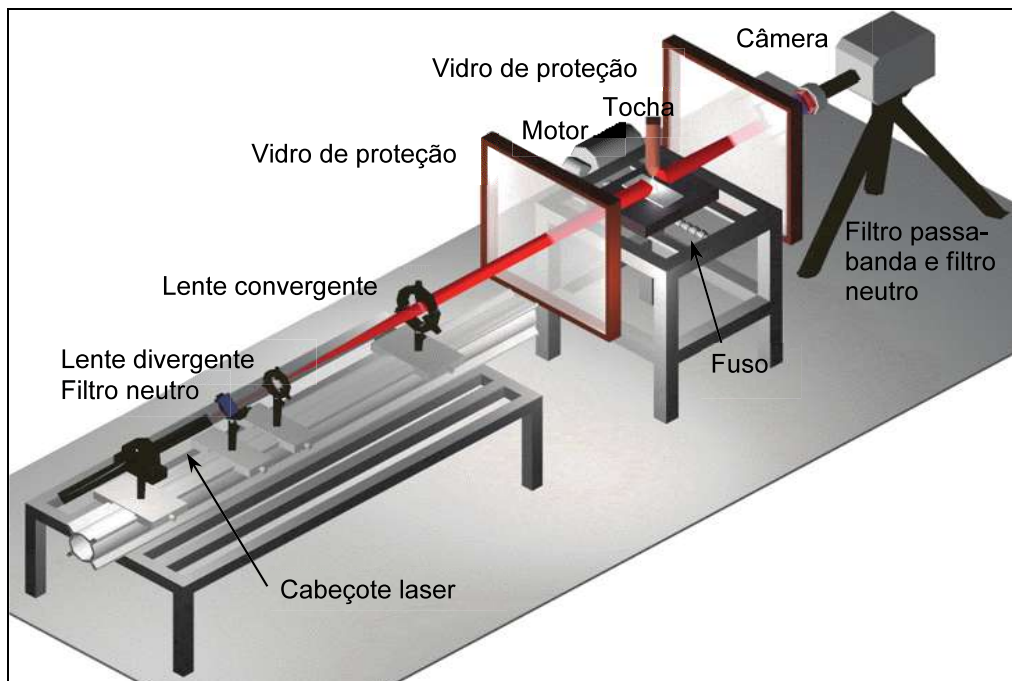


Figura 3.4 – Técnica de filmagem Shadowgrafia (VILARINHO, 2000).

Para esse estabelecimento, foi montado um diagrama de corrente versus tensão, através desses respectivos pares para cada soldagem realizada (filmagem). Esse diagrama possibilitou a identificação de cada região de transferência.

### **3.6. Caracterização do metal de base**

Os dois materiais (tratado em forno tipo Box e em forno Contínuo) foram submetidos a uma avaliação metalográfica utilizando um microscópio óptico com o acoplamento de um sistema digital capaz de capturar digitalmente as imagens da ocular. Tanto o sistema digital como óptico, foram calibrados preliminarmente, utilizando padrões fornecidos pelo fabricante do equipamento. Para tanto, o material foi submetido a uma sequência de polimentos, indo até a granulação da pasta de diamante de 0,25  $\mu\text{m}$  e em seguida submetido ao ataque químico, utilizando como reagente Villela's (1g de ácido pícrico, 5ml de ácido clorídrico e 100 ml de etanol).

#### *3.6.1. Avaliação do tamanho de grão*

A determinação do tamanho de grão foi feita de acordo com a norma NBR 6000 (ABNT, 1980) através da técnica interceptação ou de Heyn. A principal vantagem na utilização do método de interseção se encontra no menor tempo despendido no tratamento da imagem a ser analisada. Ao segmentar a imagem não existe a necessidade de se definir com precisão o limite do grão basta conseguir segmentar a maior parte do contorno de grão sem a necessidade de fechá-lo completamente. Desta maneira se obtém um resultado mais preciso.

Apresenta-se na Figura 3.5 o exemplo para uma amostra de aço tratado em forno tipo Box. Para a contagem de grão foram utilizados 9 seguimentos de retas, as quais cruzam os grãos de uma foto de tamanho pré-estabelecido. Para os seguimentos analisados obtiveram-se os seguintes valores para o valor de  $P_L$  (numero de interseções por linha): 109,28; 135,19; 135,19; 135,19;120,00; 135,19; 145,71; 111,43; 145,71; os quais apontam para um  $\bar{P}_L$  de 130,32. Aplicando a norma para determinar o tamanho de grão ASTM, tem-se o tamanho de grão em 10,76  $\mu\text{m}$  (Apêndice I).

Como o aumento utilizado para a análise do tamanho de grão para a caracterização do material como recebido foi acima de 400 X, utilizou-se uma maior quantidade de amostras para a definição do tamanho de grão, diminuindo assim o erro amostral. Assim utilizou-se 10 fotos distintas com 10 seguimentos de retas para cada foto, somando um total de 100 seguimentos de 145,36 $\mu\text{m}$  cada seguimento (Apêndice I).



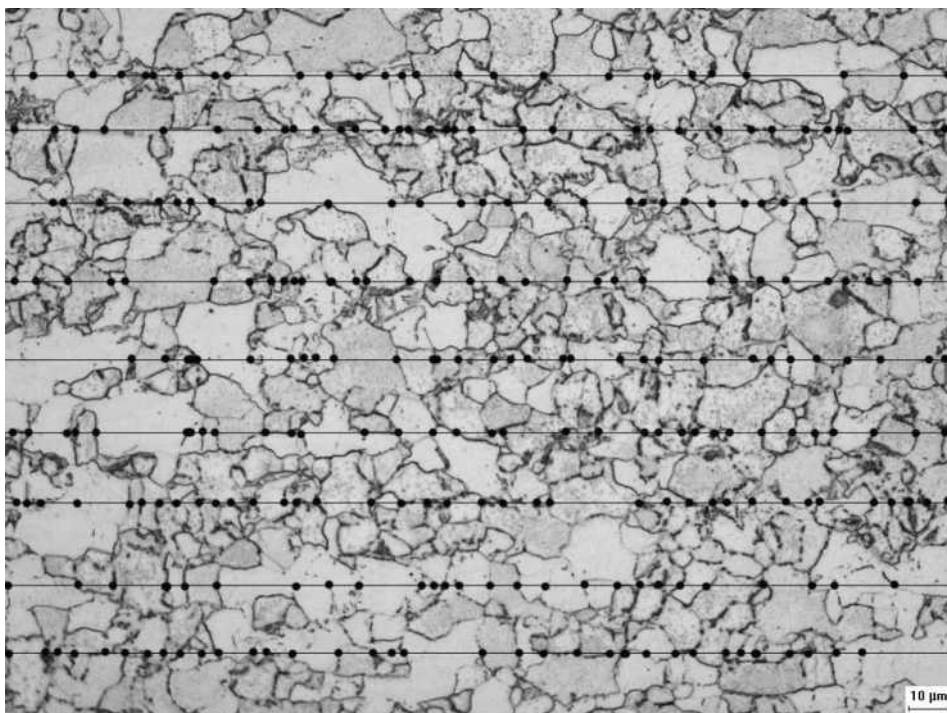


Figura 3.5 – Sistema de medição do tamanho de grão segundo o método Heyn (Material tratado em forno tipo BOX).

### 3.7. Retirada dos corpos de prova Charpy-V de seção reduzida

As soldagens foram realizadas conforme os dados adquiridos do levantamento do mapa de transferência metálica. Foram utilizados dois parâmetros de transferência: um com curto-circuito e outro goticular. Levou-se em conta a utilização de dois níveis de energia de soldagem. Os parâmetros são dispostos na Tabela 3.3. A Figura 3.6 retrata a configuração da junta utilizada para a confecção dos corpos de prova. Em todos os corpos de prova manteve-se uma abertura de junta com pelo menos 3 mm. A figura em questão apresenta a configuração da junta com a inserção de um cobre junta o qual apresentou a mesma composição do material estudado, no entanto com tratamento em forno tipo Box.

Tabela 3.3 – Parâmetros de soldagem para a realização dos testes de Charpy-V.

Consumível	Corrente (A)	Tensão (V)	Vs (cm/min)	Energia (kJ/mm)
AWS ER 309LSi	145	20	15	1,2
	220	28	17	2,2
AWS EC 409	150	20	15	1,2
	240	26	17	2,2

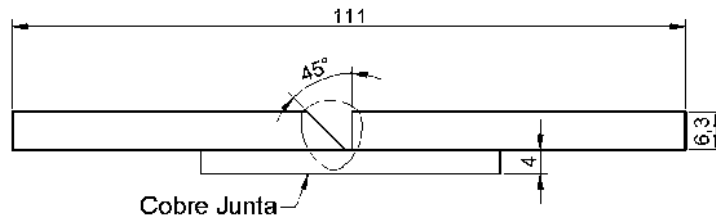


Figura 3.6 – Configuração da junta para a retirada dos corpos de prova Charpy-V.

A Figura 3.7 mostra o esquema de montagem e de como foram retirados os corpos de prova da chapa em questão. Para cada par soldado foram retirados em média 10 corpos de prova, sendo descartados as duas extremidades da chapa.

Na Figura 3.8 são apresentadas as sequências de preparação dos corpos de prova após a remoção do cobre junta. Na sequência 01 tem-se o processo de separação dos corpos de prova da chapa soldada. Cada chapa foi seccionada e as extremidades descartadas. O procedimento seguinte foi a fresagem desse material para as dimensões mostrados na sequência 02 da mesma figura, a qual deixando-os em dimensões próximas às dimensões finais para uma sequência final em retífica. A sequência 03 demonstra o dimensionamento final da secção do corpo de prova, o qual foi conseguido através de retificação.

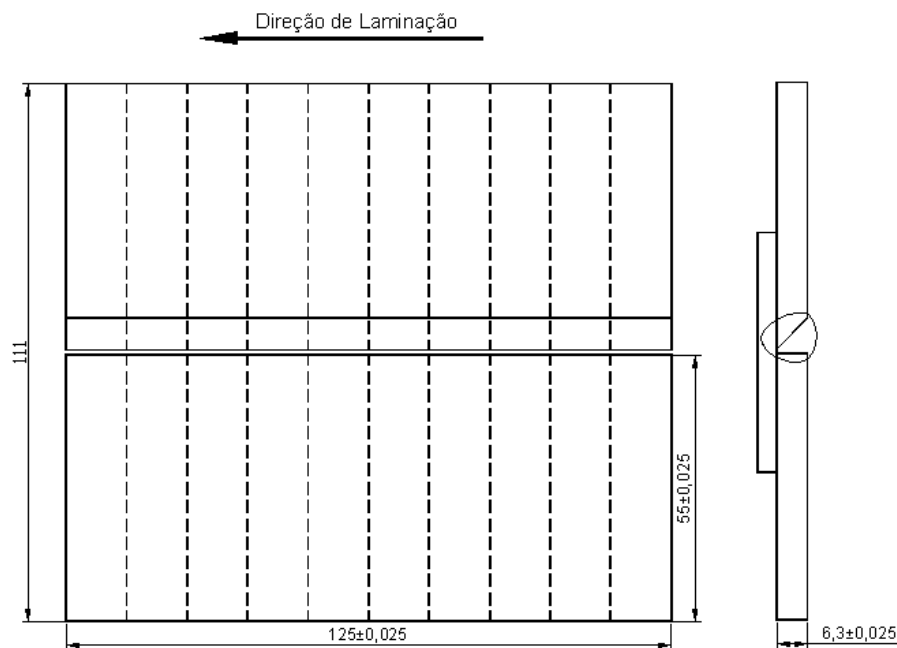


Figura 3.7 – Esquema da retirada dos corpos de prova charpy.

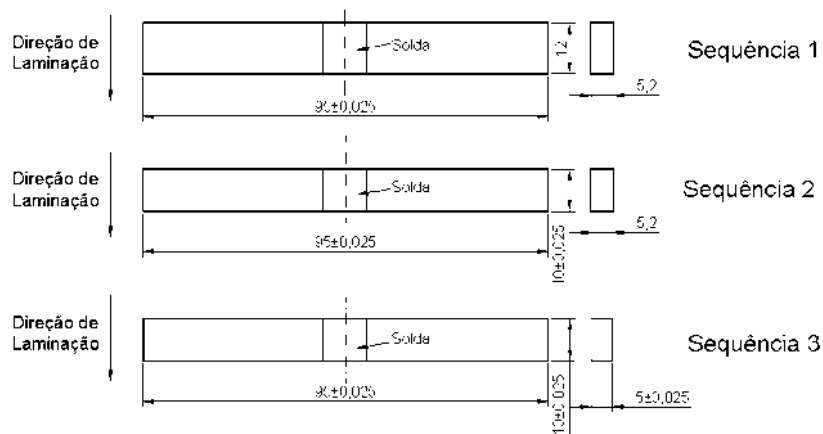


Figura 3.8 – Procedimento de confecção dos corpos de prova

A Figura 3.9 apresenta os procedimentos finais de confecção dos corpos de prova, com a confecção do entalhe de charpy-V. Para cada tipo de corpo de prova foi determinada uma posição de abertura do entalhe. Essa posição foi conseguida através do ataque químico superficial de cada peça a ser entalhada. Utilizou-se o mesmo tipo de reagente químico utilizado para a avaliação metalográfica. Foram confeccionados dois tipos de corpos de prova: um com o entalhe realizado na zona afetada pelo calor (ZAC) e outro na região fundida, além de corpos de prova confeccionados no material de base.

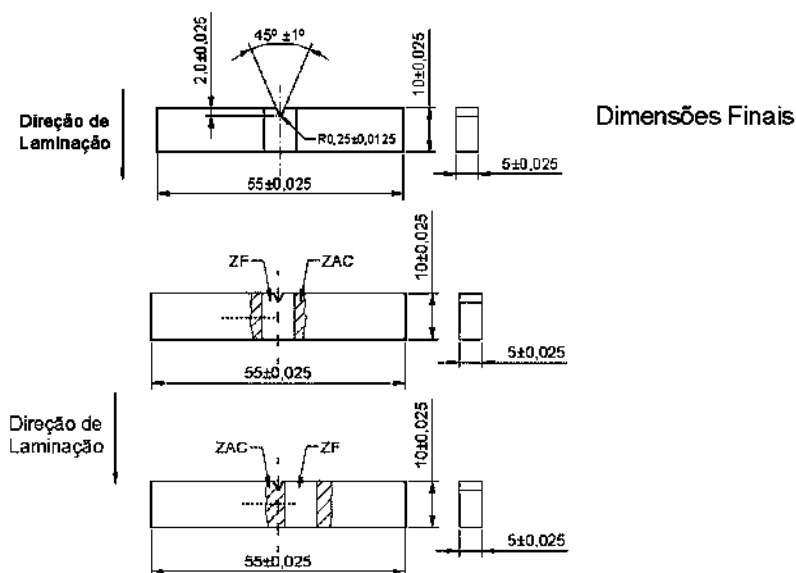


Figura 3.9 – Sequência de fresamento do entalhe charpy-V

Para cada condição foram confeccionados uma quantidade de 5 (cinco) corpos de prova Charpy-V, conforme as temperaturas a serem testados, tipo de tratamento em forno e

condição de soldagem. A Tabela 3.4 mostra a quantidade de corpos de prova retirados para cada tipo de material. Esta tabela retrata apenas as condições para um material. Assim tem-se a quantidade em dobro de corpos de prova

Tabela 3.4 – Esquema da realização dos ensaios charpy.

Corpos de prova para cada material					
Energia 1					
Temperaturas	-20 °C	-10 °C	0 °C		
ZAC	5	5	5		
Zona fundida	5	5	5		
Energia 2					
Temperaturas	-20 °C	-10 °C	0 °C		
ZAC	5	5	5		
Zona fundida	5	5	5		
Metal de base	-40 °C	-20 °C	-10 °C	0 °C	Ambiente
	5	5	5	5	5
Total de corpos de prova	85				

### 3.8. Realização dos ensaios charpy-V de seção reduzida

Para a realização dos ensaios utilizou-se um sistema de monitoramento de temperatura avaliando a temperatura do banho. Foram preparados banhos, mistura de etanol e nitrogênio líquido, buscando a temperatura adequada do banho (temperatura especificada). Para cada temperatura de ensaio foi verificada a temperatura do banho. Após a estabilização do mesmo, com a inserção dos corpos de prova, os corpos de provas foram posicionados e ensaiados.

O equipamento para a realização dos ensaios pode ser visualizado pela Figura 3.10. O equipamento foi anteriormente calibrado segundo a norma ASTM E23. O posicionamento dos corpos de prova também seguiu a norma. Utilizou-se para tanto um posicionador para manter o padrão para todas as amostras. Ensaiou-se primeiramente à temperatura ambiente e foi-se diminuindo a temperatura até a ordem de -20 °C. Pode-se ainda observar o posicionamento do corpo de prova antes do ensaio. Como pode ser observado na Tabela 3.4, para o material de base foi realizado uma gama maior de temperaturas.

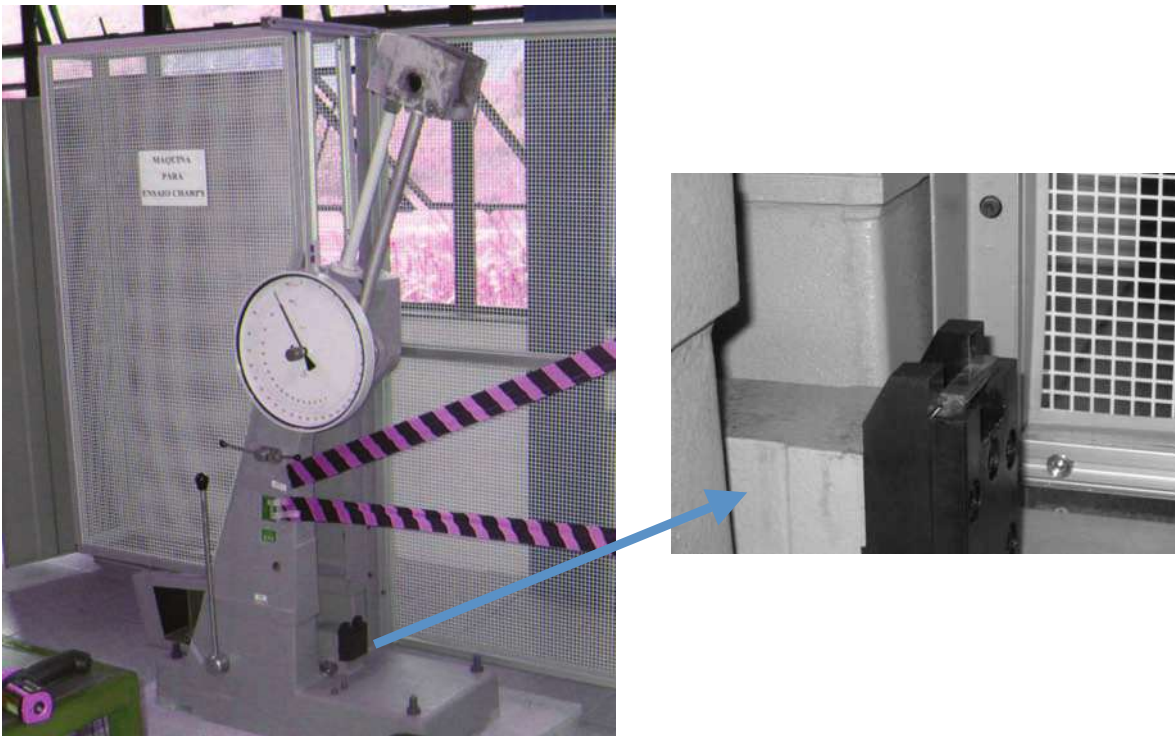


Figura 3.10 – Máquina de ensaio charpy e posicionamento do corpo de prova charpy

### 3.9. Microdureza

Após a soldagem e retirada dos corpos de prova charpy tais corpos de prova foram submetidos à análise da região soldada através do levantamento do perfil de microdureza.

Como foi apresentado no procedimento para retirada dos corpos de prova para o ensaio de Charpy-V, foram gerados dois tipos de corpo de prova. Em um dos corpos de prova, o entalhe foi posicionado dentro da região fundida (ZF) e outro na região atacada pelo calor (ZAC).

A Figura 3.11 apresenta a metodologia aplicada a essa medição. Foi utilizada para tanto uma carga de 200 g para a impressão e uma distância de 0,25 mm entre cada impressão. Iniciou-se essa medição a partir do metal de base, findando-se as impressões no metal fundido. Previamente o corpo de prova foi submetido a um polimento e ataque químico, utilizando-se como reagente uma mistura de etanol (100 mL), ácido pícrico (1 g) e ácido nítrico (5 mL) – Vilella's – a fim de se revelar as fronteiras da solda e dar-se o início do levantamento, conforme se apresenta no esquema da figura.

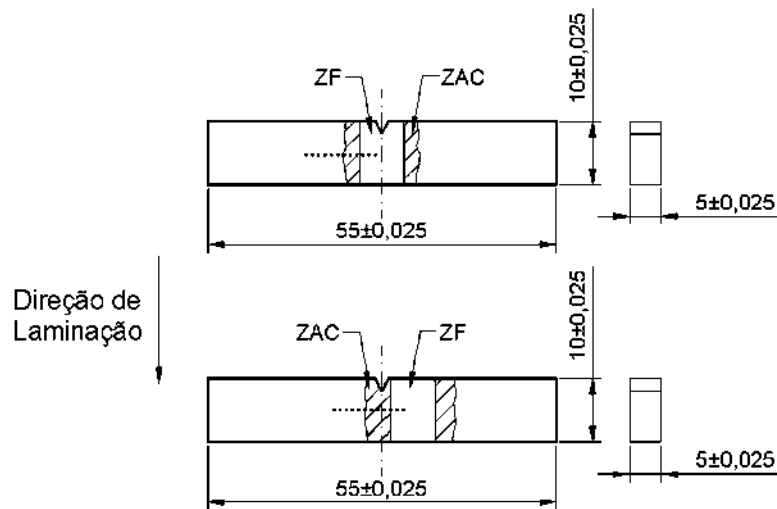


Figura 3.11 – Esquema para a execução do levantamento do perfil de dureza nos corpos de prova soldados.

### 3.10. Avaliação do entalhe “V”

Todos os entalhes dos corpos de prova, tanto para o metal de base quanto para as regiões da solda (ZF e ZAC), foram avaliados dimensionalmente. Para isso foi utilizado um microscópio ferramenteiro com resolução de 0,0001 mm, do Laboratório de Metrologia da Universidade Federal do Ceará, laboratório este certificado pelo Imetro. Através desta análise foi possível separar os corpos de prova que apresentaram algum desvio dimensional ao que apresenta a norma ASTM E23. Tanto a profundidade do entalhe quanto o raio do entalhe (ponta do entalhe) foram avaliados. No caso da profundidade do entalhe, a norma estabelece uma dimensão de 2 mm com tolerâncias de  $\pm 0,025$  mm. Logo foram medidos os dois lados do entalhe e só foram aceitos os corpos de prova que atenderam a essa condição, nas duas faces do corpos de prova. O apêndice II apresenta todas as medidas realizadas. Essas medidas foram realizadas em 379 corpos de prova, havendo uma rejeição de 45 corpos de prova. Essa rejeição baseou-se na variação dimensional. A norma especifica uma tolerância de  $\pm 0,025$  mm. Adotou-se o critério de exclusão para valores acima de  $|0,023|$ . Assim, corpos de prova com um dos lados apresentando medidas abaixo de 1,977 mm ou acima de 2,023 mm foram excluídos.

Os corpos de prova charpy-V, antes dos ensaios, foram submetidos a uma análise através de um projetor de perfil. Todos os corpos de prova ensaiados estavam de acordo com os limites observado no projetor de perfil, com referência as medidas explícitas na norma ASTM E23.

### 3.11. Avaliação da fratura

Após os testes de tenacidade ao impacto, as partes dos corpos de prova fraturados foram submetidos a uma análise através do microscópio eletrônico de varredura (MEV). Foram selecionados aleatoriamente corpos de prova onde ocorreram baixas e altas energias absorvidas ao impacto, tanto para o material tratado em forno tipo Box como em forno contínuo. Nesse material foi avaliado o tipo de fratura, abordando os aspectos de fragilidade de acordo com a condição ensaiada.

Aliado a esse estudo, buscou-se a definição do caminho da fratura com a intenção de inferência acerca da influência da microestrutura na tenacidade do material. Através da definição da região de propagação da fratura, buscou-se uma correlação entre a tenacidade ao impacto e a microestrutura em que a trinca se propagou. Para tanto, dos ensaios realizados na região da ZAC, um dos lados do corpo de prova fraturado foi embutido em resina para a avaliação do caminho da fratura (conforme exemplifica o esquema da Figura 3.12).

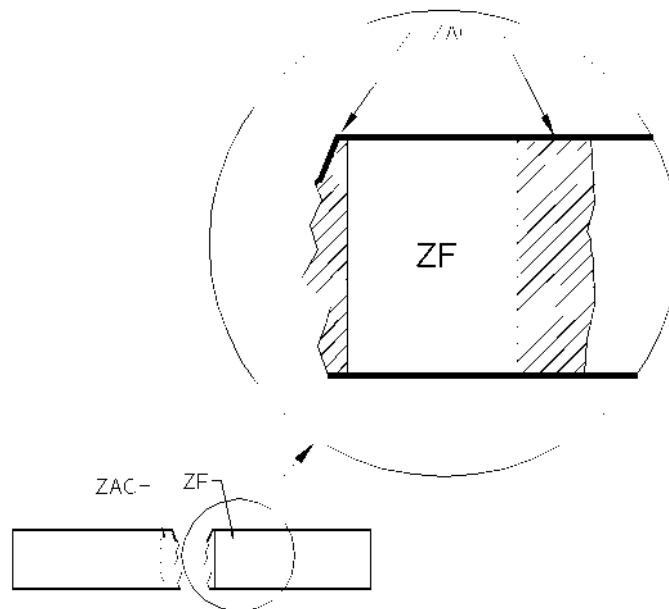


Figura 3.12 – Esquema de observação da direção da fratura nos corpos de prova ensaiados na ZAC.

Todas as amostras selecionadas foram submetidas aos mesmos procedimentos de preparação metalográfica, como citado anteriormente, tanto para a caracterização do metal de base quanto das regiões da solda. Levando em consideração que o posicionamento durante a

usinagem dos entalhes da ZAC foi realizado visualmente, tomando como referência a zona fundida, observada através da macro gerada pelo ataque com Villela's antes desse posicionamento, é possível que tenha havido uma variação de região em que o entalhe tenha sido posicionado. Através dessa análise possibilitou-se a identificação de tal zona.

### **3.12. Avaliações secundárias**

Para um estudo mais aprofundado das características do material analisado, algumas outras avaliações foram realizadas. Assim pode-se citar as seguintes técnicas utilizadas:

MEV – através da seleção de pequenas áreas de avaliação (no caso do trabalho, regiões do metal de base, zona fundida e da ZAC), há o rastreamento do material pela detecção dos elétrons emitidos pelos átomos (elétrons secundários) ou os elétrons primários retroespalhados (“electrons scattered back”), próximo do núcleo de colisão. Normalmente utiliza-se dos dois sistemas de detecção, o sistema de detecção de elétrons secundários e o “backscattered detector” (BSD). O detector de elétrons secundários permite a geração de uma topografia de ótima qualidade, podendo através desta obter diversas informações acerca das características superficiais das amostras. O “backscattered detector” permite a geração de uma imagem topográfica no entanto gera ainda uma imagem composicional, podendo haver a diferenciação das fases presentes, de grande importância na detecção de fases diferentes na região analisada.

Tal técnica foi de grande importância na determinação da microestrutura do material como recebido, bem como soldado. Através dessa ferramenta foi estabelecido a avaliação da topografia da fratura, permitindo uma visualização mais minuciosa dos fenômenos durante a fratura dos corpos de prova. Foi possível ainda, através da técnica BSD, identificar a distinção de estruturas, a princípio de mesma estrutura mas com composição distinta, em termos quantitativos, uma vez que pela emissão, consegue-se estabelecer um fator topográfico com um maior contraste entre as fases com variação composicional.

EDX (Energy Dispersive X-ray Analysis) – Esta técnica é utilizada em conjunto com o MEV, na qual se utiliza de um feixe de elétrons sobre a superfície a ser analisada. Com energia de feixe na ordem de 10-20 keV, há a geração de raios-X a partir do ponto de incidência, onde a energia do raio-X dependerá do material que contém aquele ponto. Esses raios-X são gerados em uma região de aproximadamente 2  $\mu\text{m}$  de profundidade do ponto de incidência do feixe, motivo pelo qual não se considera o EDX como uma técnica de análise superficial. Em virtude da baixa intensidade dos raios-X gerados, a identificação dos elementos fica restrita a números atômicos mais elevados. Atualmente, os sistemas de



detecção conseguem identificar elementos como o berílio que tem número atômico 4 (Be), mas inferiores a ele, a detecção fica inconsistente.

Aliado ao MEV, essa ferramenta possibilitou a análise composicional de alguns pontos específicos, elucidando a microestrutura de alguns componentes presentes na matriz do material em estudo, bem como verificar suas composições químicas aparentes, uma vez que a quantificação não se mostra com muita precisão em função do feixe emitido.

EBSD (Electron Backscatter Diffraction) – A aceleração de elétrons em um feixe primário do MEV pode ser difratado pelas camadas de um material cristalino. Esses elétrons difratados podem ser detectados através de uma tela de fósforo gerando padrões (linhas visíveis) denominados padrões de Kikuchi - EBSP (Electron Backscatter Patterns). Esses padrões são efetivamente as projeções da geometria dos planos do cristal em análise e gera uma informação direta acerca da estrutura cristalina e da orientação cristalográfica do grão em que ele foi originado. Quando utilizado em conjunto com um banco de dados incluindo as informações cristalográficas da fase de interesse, juntamente com softwares para processamento das EBSP e das linhas de indexação, esses dados podem ser utilizados para identificação de fases em uma estrutura cristalina ou agregado policristalino.

Com essa ferramenta é possível distinguir, baseado em padrões pré estabelecidos em um banco de dados comerciais, padrões microestruturais, diferindo dessa forma as estruturas cristalinas. Isso possibilitou a identificação dos padrões existentes, diferindo a estrutura TCC (tetragonal de corpo centrado) da estrutura CCC

Difratometria por raios-X – os raios-X são apenas uma pequena parte do espectro eletromagnético com comprimento de onda na ordem de 0,2 Å a 100Å (Å = Angstrom =  $10^{-10}$  m). Os raios-X utilizados para o estudo de cristalografia têm um ordem de 1 Å a 2 Å (i.e. Ka Cobre = 1,5418 Å). Quando os raios-X encontram um arranjo atômico regular, poderá ocorrer interferências construtivas e destrutivas. No caso das interferências construtivas, os raios-X produzem padrões de difração que são utilizados para a identificação dos cristais, pois tais interferências só acontecem em situações específicas do arranjo atômico, demonstrado por W. L. Bragg nos meados de 1900. Para a análise utilizando tal técnica, modernos detectores de raios-X são posicionados em uma câmara de análise e com o auxílios de softwares específicos. Os cálculos são realizados com base nestas detecções. Essa técnica possibilita a diferenciação de fases em um material policristalino bem como a identificação destas, com base em banco de dados.

Com tal ferramenta foi possível verificar a diferença microestrutural, similar à técnica EBSD, possibilitando a diferença entre os padrões de reticulado cristalino. Pode-se com isso

definir o tipo de microestrutura predominante na matriz, bem como a diferença nos demais subconstituintes.

### **3.13. Análise estatística dos dados**

A análise de um determinado fenômeno pode ser realizada experimentalmente pela variação de um ou mais de seus fatores. Desta forma, pode-se estudar a relação entre a causa e o efeito produzido pelas variações pertinentes. Para o entendimento mais abrangente do fenômeno em questão, a sua abordagem pode ser feita pelo estudo da interação entre as diversas causas e as suas influências nos efeitos obtidos (COSTA NETO, 1977; SOARES; FARIAS; CESAR, 1991).

Em uma primeira abordagem, foram avaliadas as características de transferência metálica no processo de soldagem do material, utilizando eletrodo com alimentação contínua. Nessa abordagem, diversos fatores estavam em avaliação, como o caso da tensão de soldagem utilizada, bem como a corrente e velocidade de soldagem além do tipo de eletrodo. Para tanto foi avaliada a interação de cada um desses fatores sobre as características de transferência, utilizando para tal, fatores de estabilidade, como cita Farias (1993) e Mota (1998). Em seguida procedeu-se com a avaliação multifatorial para se verificar a interação dos diversos fatores sobre a estabilidade do modo de transferência, em comparação ao tipo de transferência, definida pela observação através do método “shadowgraphy technique”.

Quando ocorre a interação entre os fatores envolvidos na análise, deve-se utilizar uma experimentação multifatorial para se estimar e testar todas as possíveis interações. Para tanto, o delineamento fatorial foi utilizado para esta análise, no qual os tratamentos consistem de dois ou mais fatores, cada um variando em dois ou mais níveis. As combinações se processam de modo que cada nível de um fator ocorra conjuntamente com cada nível dos outros fatores. O número total de tratamentos é o produto entre o número de níveis de todos os fatores (MONTGOMERY, 2005). Assim utilizou-se da análise de variância para a avaliação dos fatores que influenciaram as características, tanto do processo de soldagem quanto dos aspectos metalúrgicos.

O método de análise de variância (ANOVA) baseia-se em particionar a variância total de uma determinada resposta (variável dependente) em duas partes: a primeira devido ao modelo de regressão e a segunda devido aos resíduos (erros). Se forem efetuadas replicações de determinadas experiências, a ANOVA também permite decompor a variação dos resíduos numa parte relacionada com o erro do modelo e outra parte relacionada com o erro de replicação. A magnitude numérica destas variâncias é comparada formalmente

através do teste de Fisher. O teste é geralmente utilizado para comparar variâncias e decidir se são ou não significativamente diferentes. Este método usa-se para verificar a significância do modelo de regressão e analisar o ajuste originado pelo modelo. Também é usado para comparar dois modelos diferentes. O caso mais corrente é verificar se existem melhorias no modelo, eliminando algumas variáveis independentes.

## **CAPITULO IV**

### **4. ESTUDO DA TRANSFERÊNCIA METÁLICA**

#### **4.1. Introdução**

No intento de estabelecer um procedimento para uma segunda parte experimental, ou seja, a soldagem utilizando um tipo específico de transferência metálica e verificar sua influência nas características metalúrgicas do material em estudo, foi feito o levantamento do mapa de transferência metálica tanto para o arame tubular (arame experimental), como para o arame maciço (comercial). Nesse levantamento, a identificação de uma região capaz de gerar uma soldagem mais estável foi de suma importância, a fim de que, durante a fase experimental secundária o procedimento se mantivesse o mais constante possível.

A metodologia foi focada na escolha de um par de corrente e tensão adequado para a soldagem estabelecida no procedimento experimental, e que apresente um nível de estabilidade satisfatória, tanto em baixa energia, estando este em uma região de predominância do modo curto-circuito, quanto para energia mais elevada, estando esta posicionada em um campo de transferência goticular.

Nessa etapa, esquadrinhou-se apenas a identificação de um modo adequado de transferência metálica para a etapa consecutiva do estudo, sem a preocupação pormenorizada dos fenômenos que envolvem o processo de transferência. Assim utilizou-se de métodos visuais (“shadowgraphy”), citado por Vilarinho (2000) e estatísticos, citados por Farias (1993), no qual emprega os sinais dinâmicos de tensão e corrente de soldagem para fundamentar uma metodologia de identificação da estabilidade do processo.

#### **4.2. Levantamento dos mapas de transferência**

Foram realizadas duas baterias de ensaios para a realização do levantamento dos mapas de transferência metálica, empregando um tipo de consumível para cada bateria. Primeiramente para o arame maciço da classe AWS ER 309LSi, com baixos teores de carbono (“low carbon”), sequencialmente para o arame tubular experimental do tipo “metal

cored” da classe AWS EC 409. Para cada bateria foi realizada uma sequência de soldagem, todas utilizando o processo convencional (tensão constante), variando-se entre cada ensaio, a velocidade de alimentação do arame consumível e a tensão de referência. A taxa de deposição foi mantida constante através da relação entre a velocidade de soldagem e a velocidade de alimentação, sendo de 0,038 para a soldagem com o arame maciço e 0,050 para o arame tubular. Os ensaios para essa etapa foram estabelecidos na posição plana com a ausência de chanfro, com tocha posicionada a 90° em relação à chapa. A distância bico de contato peça (DBCP) foi mantida constante (18 mm). Para as soldagens realizadas foi utilizado o gás de proteção contendo Ar + 2% O<sub>2</sub> com uma vazão de 14 litros por minuto.

Cada um dos testes realizados foi observado separadamente, visando a identificação dos modos de transferência através da repetibilidade dos eventos. Foi gerada uma filmagem, com tempo de aproximadamente 1,4 segundos de observação a uma taxa de 2000 fps (“frames per second”). Dentro desse período de tempo foi possível identificar cada modo de transferência. Todas as filmagens foram realizadas em uma região central do cordão, ou seja, após o estabelecimento de uma possível situação de regime, evitando assim, qualquer instabilidade inicial da soldagem que pudesse deixar em dúvida a avaliação do tipo de transferência metálica.

Foi observada ainda a questão da interferência da poça de fusão na DBCP e conseqüentemente na transferência metálica, baseado em Scotti (2000), no qual salienta a variação do comprimento do arco com a velocidade de soldagem em função do posicionamento do arco em relação à poça de fusão, como mostra a Figura 4.1. Assim, estabeleceu-se um nível de velocidade de soldagem, associada ao par tensão e corrente (aqui caracterizada pela velocidade de alimentação do arame), evitando interferências na avaliação da estabilidade do tipo de transferência metálica.

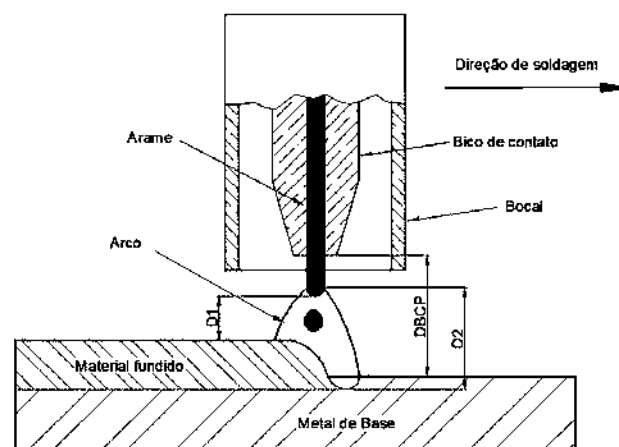


Figura 4.1 –Diferença entre o comprimento o arco e a DBCP (SCOTTI, 2000).

### 4.3. Levantamento de mapa para o arame maciço (ER 309LSi)

Os parâmetros de soldagem para cada ponto realizado encontram-se na Tabela 4.1. O intuito foi varrer o maior campo operação possível (par tensão e corrente de soldagem) para esse consumível, dentro da possibilidade de se manter o arco aceso. Nesta tabela é mostrada a variação dos modos de transferência com a mudança da tensão de referência ( $U_{ref}$ ), velocidade de alimentação ( $V_a$ ), velocidade de soldagem ( $V_s$ ), tensão média ( $U_m$ ), corrente média ( $I_m$ ).

Para a avaliação dos modos de transferência foi analisado isoladamente cada filmagem, buscando os detalhes da transferência, levando em consideração para a definição de um determinado modo, a repetição de cada tipo de transferência durante a mesma filmagem. Para aceitação de modo simples tomou-se como referência a ausência de qualquer outro modo atuando concomitantemente. Para os modos mistos, utilizou-se como referência a forma de alternância entre os modos presentes dentro da filmagem avaliada. Nessa análise não foi pormenorizada as características de cada modo de transferência metálica. Como citado anteriormente, o intuito primordial desta análise está relacionada à definição das regiões principais de transferência metálica para os consumíveis a serem utilizados na análise experimental de soldabilidade da liga em estudo.

Durante as soldagens realizadas, nove (9) modos de transferência metálica foram identificados, sendo quatro (4) desses, modos simples, onde constatou-se apenas um tipo de transferência metálica atuando durante a filmagem deste modo. Foram eles: globular (GL), curto-circuito (CC), goticular (GT) e goticular com alongamento (GTE). Os demais modos observados são compostos desses modos simples, acontecendo concomitantemente durante uma mesma soldagem. Enumera-se então: curto-circuito/goticular (CC-GT), curto-circuito/repulsão (CC-RE), globular/goticular (GL-GT), goticular/goticular com alongamento (GT-GTE). No decorrer da avaliação notou-se uma certa distinção dentro da região denominada modo CC-GT. Em decorrência da variação dimensional das gotas geradas em uma região e outra, decidiu-se pela separação desta região em dois modos mistos, sendo eles CC-GT e CC-GT\*, completando assim os nove modos observados para esse consumível na condição tensão constante e mistura gasosa comercial Ar + O<sub>2</sub>. Esse novo modo (CC-GT\*) diferencia-se principalmente pela dimensão das gotas geradas durante a transferência metálica, na região goticular se comparado ao modo CC-GT, inicialmente identificado.

Além da observação direta das características de transferência através da técnica de "shadowgraphy", a definição se baseou ainda na frequência de alternância dos modos, ou seja, a repetição do fenômeno (variação de modos) durante uma mesma soldagem

(filmagem). Foi observada que em determinados pontos (par tensão-corrente), próximos a situações de transferência de um único modo, a tendência de predominância desse modo foi visível.

Tabela 4.1 – Resultado da soldagem com o arame maciço, AWS ER309LSi.

Testes	U ref (V)	Va (m/min)	Vs (cm/min)	Um (V)	Im (A)	Modos
M 05	18	2,5	9,5	17,6	65	CC
M 01	18	6,5	24,7	17,3	130	CC
M 02	18	3,5	13,3	17,5	91	CC
M 03	18	4,5	17,1	17,4	106	CC
M 04	18	5,5	20,9	17,3	115	CC
M 07	20	5,5	20,9	19,5	133	CC
M 08	20	7,5	28,5	19,3	152	CC
M 06	20	3,5	13,3	19,6	94	CC
M 09	22	5,5	20,9	21,4	131	CC
M 10	22	3,5	13,3	21,5	96	CC
M 16	26	11,5	43,7	25,4	204	CC-GT
M 23	26	8,5	32,3	25,5	173	CC-GT
M 17	26	9,5	36,1	25,5	185	CC-GT
M 18	26	10,5	39,9	25,4	192	CC-GT
M 19	28	10,5	39,9	27,6	209	CC-GT
M 21	22	7,5	28,5	21,3	160	CC-GT*
M 22	24	5,5	20,9	23,7	134	CC-GT*
M 11	24	6,5	24,7	23,7	148	CC-GT*
M 12	24	4,5	17,1	23,7	118	CC-GT*
M 13	24	7,5	28,5	23,3	161	CC-GT*
M 24	24	10,5	39,9	23,5	190	CC-RE
M 15	24	8,5	32,3	23,6	170	CC-RE
M 26	24	3,5	13,3	23,7	99	GL
M 27	26	4,5	17,1	25,5	123	GL
M 28	26	5,5	20,9	25,5	143	GL
M 33	28	5,5	20,9	27,5	151	GL-GT
M 32	28	4,5	17,1	27,5	130	GL-GT
M 30	30	3,5	13,3	29,4	121	GL-GT
M 25	26	7,5	28,5	25,6	167	GT
M 29	28	9,5	36,1	27,5	209	GT
M 31	28	7,5	28,5	27,5	179	GT
M 39	30	5,5	20,9	29,5	164	GT
M 40	30	7,5	28,5	29,5	200	GT
M 36	32	7,5	28,5	31,4	209	GT
M 34	30	12,5	47,5	29,6	242	GTE
M 37	30	10,5	39,9	29,5	226	GTE
M 38	32	9,5	36,1	31,5	229	GTE
M 35	32	11,5	43,7	31,5	253	GTE
M 20	28	11,5	43,7	27,6	220	GTE-GT
M 14	30	9,5	36,1	29,6	216	GTE-GT

Possivelmente esse fato esteja correlacionado com a corrente de transição como menciona Scotti (2000). Isso vem a confirmar o fato de que a corrente de transição não está ligada a um nível específico de corrente, mas uma faixa, e acredita-se aqui que essa faixa conta com a presença de dois ou mais modos atuantes simultaneamente (“mixed modes”).

#### 4.3.1. Mapa de transferência para o arame da classe AWS ER309LSi

Baseado na Tabela 4.1 estabeleceu-se o mapa de transferência metálica para esse consumível (Figura 4.2), utilizando-se como referências a tensão e a corrente de soldagem.

A observação do mapa possibilita a visualização da evolução dos modos de transferência pela variação do valor de tensão (tensão de referência) e corrente de soldagem. Nesse mapa existe um zoneamento, distinguindo-se quatro regiões. Cada uma dessas regiões delimita a atuação de um tipo de transferência, denominada modo simples. Assim enumera-se a região 1 onde o modo de transferência metálica prevalente é o modo Globular. Na Região 2 prevalece o modo curto-circuito. Na região 3, o modo Goticular e na região 4 o modo Goticular com Elongamento.

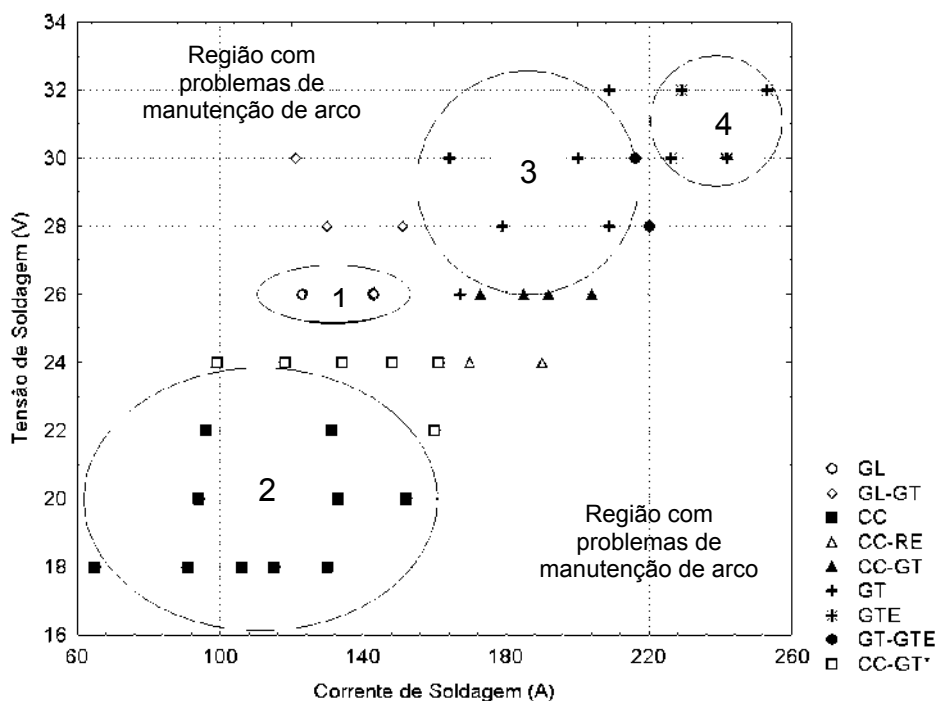


Figura 4.2 – Mapa de transferência para o arame ER309LSi  $\varnothing$  1 mm (U x Va) para a DBCP de 18 mm e Ar + 2% O<sub>2</sub>.

Nesse mesmo mapa é possível ver duas regiões de não incidência de modos de transferência metálica. Essas duas regiões se caracterizaram por não se conseguirem manter o



processo contínuo de arco aceso, havendo interrupções durante a soldagem, em função de instabilidades, geralmente pela grande velocidade de alimentação do arame (região inferior) ou mesmo não mantendo o arco voltaico (região superior), certamente em virtude do alto valor de comprimento deste. Ainda pela Figura 4.2, tem-se a predominância de dois modos em particular, em função da abrangência de suas regiões – modo CC (■) e modo GT (+). Através dessa abrangência no mapa observado é possível supor que sejam os dois modos de maior estabilidade. Através de uma análise mais detalhada desse mapa é notado que as linhas demarcadoras dessas quatro regiões, citadas anteriormente, são delineadas por modos mistos de transferência metálica, que por sua vez se apresentam em regiões periféricas aos modos simples (CC, GL, GT e GTE), atuando como que fronteiras entre modos de transferência metálica, verificando o que mostra o trabalho de Scotti (2000) e Figueiredo (2000).

#### 4.3.2. Avaliação dos modos de transferência para o arame AWS ER 309LSi

Transferência Globular - GL (Figura 4.3) – Verifica-se, observando a Tabela 4.1, que esse modo de transferência só ocorreu para um nível de tensão intermediária dos valores utilizados para a realização dos experimentos (26 V), muito embora se possa observar sua incidência em outros pontos de tensão mais baixa agregada a outros modos (modos mistos). Verifica-se também uma faixa de corrente muito tênue, entre 120 A e 140 A, em que esse modo atua. É possível que os modos de transferência metálica simples atuem em faixas de tensão e corrente pequenas (sítios), havendo em sua grande maioria uma composição de modos, já que as fronteiras de cada modo não são bem definidas, havendo para tanto, uma faixa de transição.

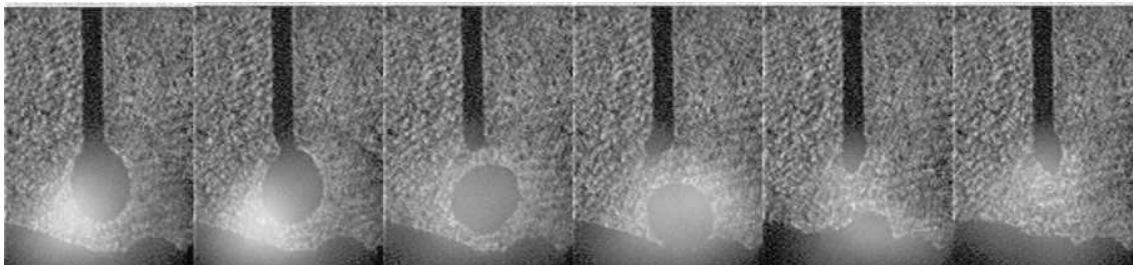


Figura 4.3 – Transferência globular para o arame maciço.

Transferência Curto-circuito – CC (Figura 4.4) – este modo simples foi observado para tensões de 18 V a 24 V (Tabela 4.1). Os níveis de corrente variaram de 90 A a 150 A. Observaram-se dois pontos distintos nesse modo em relação à transferência, pois em alguns

casos, similar ao observado em Figueiredo (2000), onde a tensão aproxima-se da observada no modo globular, acontece um crescimento da gota, mas esta se transfere por tensão superficial devido ao contato desta com a poça de fusão.

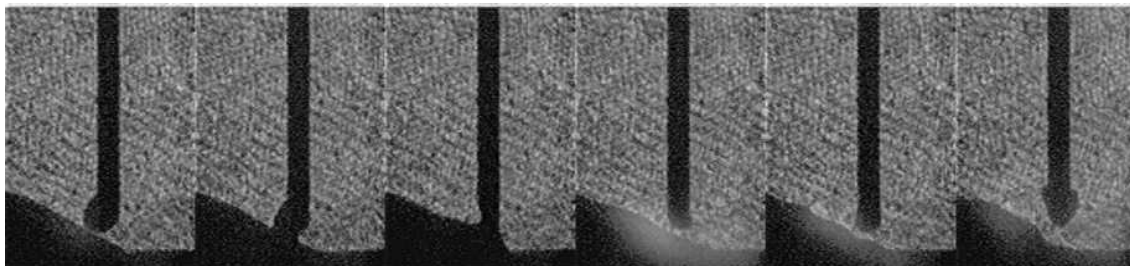


Figura 4.4 – Transferência por curto-circuito para o arame maciço.

Transferência Goticular – GT (Figura 4.5) – Verifica-se que os níveis de tensão em que este modo foi observado estão na faixa de 26 a 32 volts (Tabela 4.1). Seu campo de atuação apresenta-se mais extenso que os modos citados anteriormente. A faixa de corrente em que esse modo simples atuou foi entre 160 A e 210 A. Observou-se ainda uma maior frequência na transferência, o que já era esperado em função do maior aquecimento pelo maior nível de corrente, minimizando assim o tamanho da gota gerada.

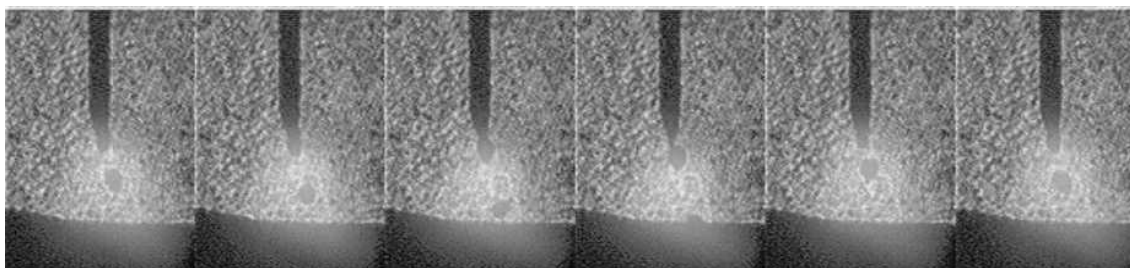


Figura 4.5 – Transferência Goticular para o arame maciço.

Transferência Goticular com alongamento (GTE) – Observando a Tabela 4.1 verificar-se-á que este modo de transferência ocorre a níveis de corrente e tensão bastante elevados, geralmente para valores acima de 200 A e 30 V. O nível de corrente mais elevado, se comparado com o modo de transferência goticular, proporciona a maior fluidez do metal fundido, gerando assim o alongamento (pivotamento) na extremidade livre do arame eletrodo. Em algumas situações, é possível que essa maior fluidez proporcione a geração de alguns curtos-circuitos de baixo tempo de ocorrência, pois o comprimento do pivotamento tende a se tornar maior com o aumento da fluidez do metal na extremidade do arame livre, como pode ser observado na Figura 4.6.

Diversos modos de transferência metálica foram observados, atuando alternadamente durante uma mesma soldagem. Possivelmente tais variações sejam resultado de uma zona de transição entre os modos simples observados anteriormente. Seria algo em torno de uma fronteira entre um modo e outro. Maiores informações sobre esses modos simples podem ser observados nos trabalhos de Figueiredo (2000), Scotti (2000) e Vilarinho (2000).

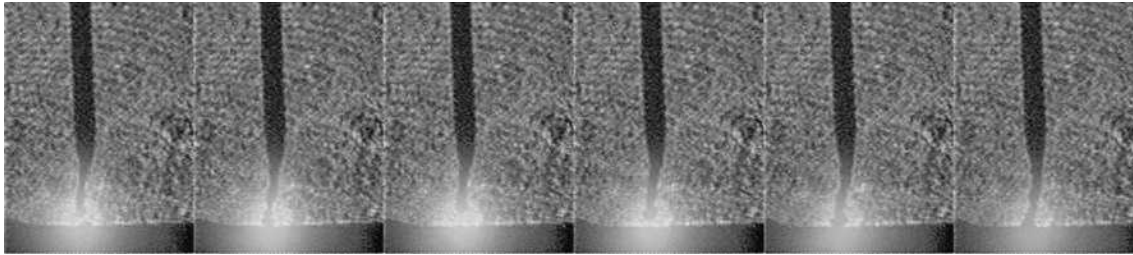


Figura 4.6 – Transferência gótica com alongamento para o arame maciço.

Nos detalhes abaixo se ressaltam as características dos modos mistos observados durante a realização dos ensaios, citados na Tabela 4.1. Para esse consumível foram notados 5 (cinco) modos mistos distintos. Essa caracterização se procedeu pela observação da incidência concomitante de dois ou mais modos puros, onde tais modos alternaram-se durante a mesma soldagem.

Transferência Globular/Gótica (GL-GT) – nesse modo de transferência acontece a formação de uma gota de diâmetro superior ao do arame eletrodo e após sua transferência ocorre a formação de gotas menores (Figura 4.7). É possível que tal fenômeno esteja relacionado à variação do efeito Joule. O ciclo tende a se manter, ou seja, ocorreria a formação de uma gota de maior diâmetro e, consecutivo à sua transferência, a formação de gotas mais finas até um ponto no qual o comprimento do arco aumente o suficiente para que a corrente diminua e a taxa de fusão se minimize e o ciclo recomece.

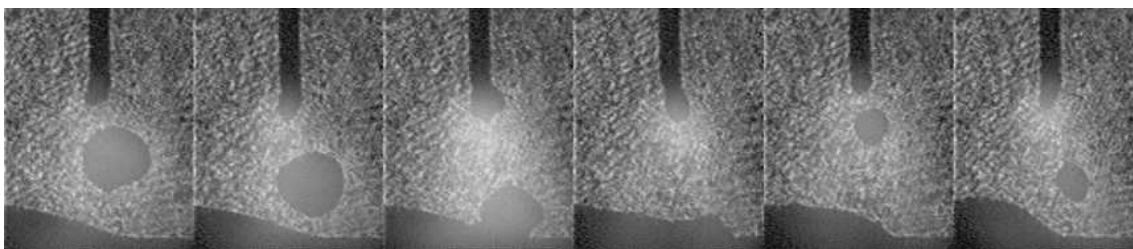


Figura 4.7 – Transferência mista Globular/Gótica para o arame maciço

Transferência Curto-circuito/Goticular (CC-GT) – pela Figura 4.8 se observa a transferência de uma gota em vôo livre e logo em seguida a atuação do curto-circuito. Segundo a Tabela 4.1, o valor de tensão para esse modo de transferência é baixo o que por sua vez apresenta baixo comprimento do arco, possibilitando a incidência de curtos-circuitos. Aliado a isso se tem o maior valor dos níveis de corrente proporcionando uma maior fluidez do metal fundido na extremidade do eletrodo, gerando gotas mais finas. Este modo de transferência seria basicamente o limiar dos dois modos atuantes (curto-circuito e goticular).

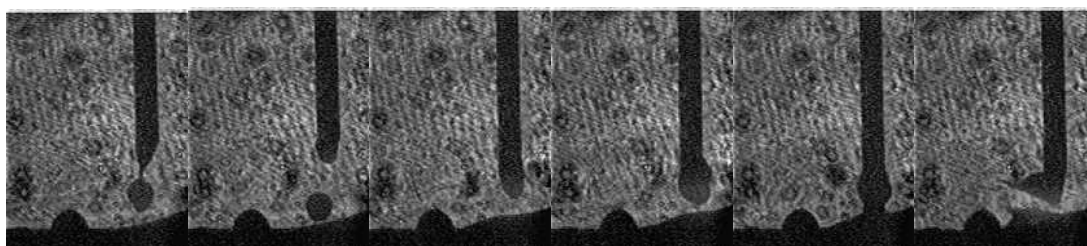


Figura 4.8 – Transferência Goticular/Curto-circuito para o arame maciço.

Transferência Curto-circuito/Repulsão (CC-RE) – observa-se nesse modo de transferência a incidência de curtos-circuitos e, aleatoriamente, acontecem repulsões, como se pode verificar na Figura 4.9. Verificando a Tabela 4.1, nota-se que apenas em uma pequena faixa de corrente e tensão esse fenômeno ocorre. Como mencionado por Kim e Eagar (1993) e Stenbacka & Persson (1989), esse modo de repulsão, seria resultante da ação das forças que agem em sentido contrário à força da gravidade. Teríamos nesse ponto um desequilíbrio dessas forças.

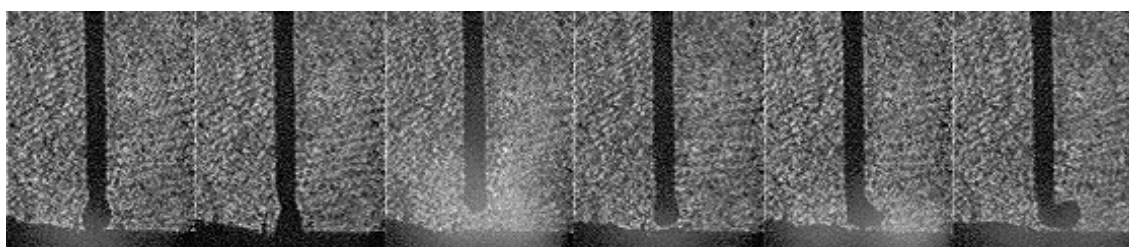


Figura 4.9 – Transferência mista Curto-circuito/Repulsão

Transferência Goticular/Goticular com alongamento (GT-GTE) – observou-se a incidência de gotas menores que o diâmetro do arame, sem contudo, gerar o pivotamento. No início da sequência da Figura 4.10 é possível observar essa transferência. Em seguida se verifica a formação de um alongamento, o que proporciona uma transferência de gotículas quase que rente à poça de fusão. Esse fenômeno tende a se alternar continuamente durante

toda a soldagem. Pela Tabela 4.1, observa-se que os valores de corrente estão em um intervalo entre os modos simples goticular e goticular com alongamento.

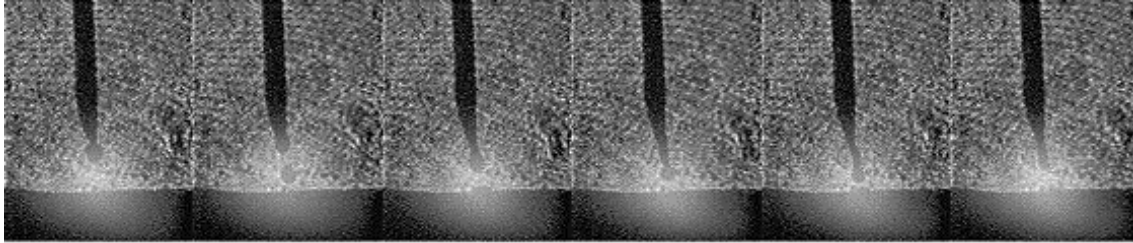


Figura 4.10 – Transferência mista Goticular/Goticular com alongamento para o arame maciço

Transferência Curto-circuito/Goticular\* (CC-GT\*) – Diferente do que foi observado anteriormente, neste caso em particular, as gotas geradas após o curto-circuito se apresentam muito finas, o que caracteriza este como um modo de transferência mista. Saliencia-se ainda que, segundo o mapa de transferência (Figura 4.2), tal modo se situa em uma faixa entre globular e curto-circuito. No entanto, possivelmente, devido a diminuição da tensão e aumento da corrente, momentaneamente, em função da característica da fonte, ocorreria um pequeno aumento da taxa de fusão, promovendo essa transferência de gotas finas (Figura 4.11). O comprimento de arame é restabelecido em função da dinâmica de alimentação do arame eletrodo e o crescimento de uma gota maior se reinicia. Em função das características observadas na Figura 4.11, pode-se supor que tal modo atua como uma fronteira entre esses modos bem como os demais modos mistos citados anteriormente. Essa suposição é reforçada quando se observa o mapa de transferência, verificando as linhas limítrofes das regiões definidas anteriormente (Regiões 01, 02, 03 e 04).

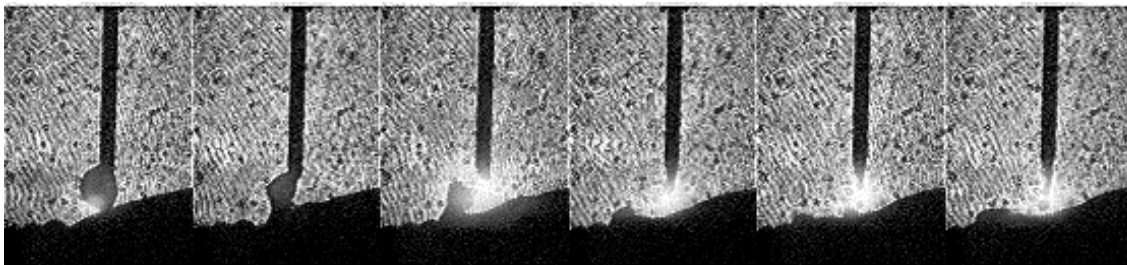


Figura 4.11 – Transferência metálica Globular/Curto-circuito/Goticular\*

#### 4.3.3. Avaliação dos sinais dinâmicos para o arame AWS ER 309LSi

Em função do que foi estabelecido no início do capítulo, existe a necessidade de se indicar um par tensão-corrente, para a condição em que se pretende atuar no estudo das

características de soldabilidade do aço experimental. Para tanto é necessário que tais pares de tensão-corrente estejam dentro de um patamar considerado estável. Para tanto foi mantido o procedimento apresentado por Farias (1993).

Segundo Farias (1993) e Mota (1998), considerando os valores instantâneos de corrente e de tensão durante a soldagem, a avaliação da estabilidade do arco, que considera a transferência da gota durante o curto-circuito, torna-se simplificada, quando esta é baseada na facilidade e na regularidade da transferência metálica e da transferência de carga elétrica. Assim utiliza-se de parâmetros tais como tempo de curto-circuito e o período de curto-circuito ( $t_{cc}$  e  $T_{cc}$ , respectivamente) para fundamentar um modo de mensurar a estabilidade de um arco de soldagem. Através da relação dessas grandezas e seus desvios padrões, é possível manter uma correlação destas com a estabilidade do processo, quando se tem processo em que o tipo de transferência metálica predominante é curto-circuito.

No entanto, se a transferência de metal não for por curto-circuito, Farias (1993) recomenda a avaliação da estabilidade apenas pelo transporte de carga elétrica. Neste caso, este pesquisador sugere o valor médio da tensão,  $U$ , para avaliar a facilidade de transferência de carga e o inverso do seu desvio padrão relativo,  $U/\sigma U$  para avaliar a sua regularidade.

Para essa análise foram observadas duas regiões: os modos onde ocorrem curtos-circuitos e os modos sem curtos-circuitos. A avaliação de cada uma dessas classes foi tratada separadamente, em função das particularidades dos modos onde ocorrem curtos-circuitos e os modos por vôo livre.

Visto que a estabilidade do processo pode estar relacionada à repetibilidade de um determinado fenômeno, ou seja, no caso do processo onde a predominância é curto-circuito, a regularidade desses curtos-circuitos promoveria a estabilidade desse processo. Logo, quanto menor for o desvio padrão dos valores do tempo de curto-circuito e do período de curto-circuito ( $t_{cc}$  e  $T_{cc}$  respectivamente), mais robusto será o processo.

Nas Tabelas 4.2 e 4.3 são mostrados os valores dos índices relacionados a estabilidade do arco, obtidos durante a soldagem para a realização do mapa de transferência metálica para o arame maciço utilizado.

Nessa tabela estão dispostos os modos observados no levantamento do mapa e os respectivos índices para cada modo observado. Esses índices relacionam-se aos valores de tempo de curto-circuito, período de curto-circuito, tensão e corrente de soldagem.

Tabela 4.2 – Parâmetros de estabilidade para os modos que apresentam curto-circuito

Modo		$T_{cc} / \sigma T_{cc}$	$t_{cc} / \sigma t_{cc}$
CC	1	3,18	5,32
CC-RE	2	1,41	1,34
CC-GT*	3	1,60	1,79
CC-GT	4	0,90	1,20

Tabela 4.3 – Parâmetros de estabilidade para os modos que não apresentaram curto-circuito

Modo		$U / \sigma U$	$I / \sigma I$
GL	5	46,51	9,64
GTE-GT	6	50,67	42,09
GL-GT	7	51,00	7,33
GTE	8	74,57	67,97
GT	9	96,34	60,78

A Figura 4.12 retrata os resultados da Tabela 4.2. O modo com curto-circuito simples apresenta um nível de estabilidade superior aos demais modos, o que mostra que existem “sítios” de estabilidade (modos simples) no espectro de transferência (mapa) de um determinado consumível. Pelo que se observa, os demais modos mistos onde se presencia a atuação do curto-circuito, apresentam-se em um mesmo patamar de estabilidade se comparado ao modo curto-circuito puro.

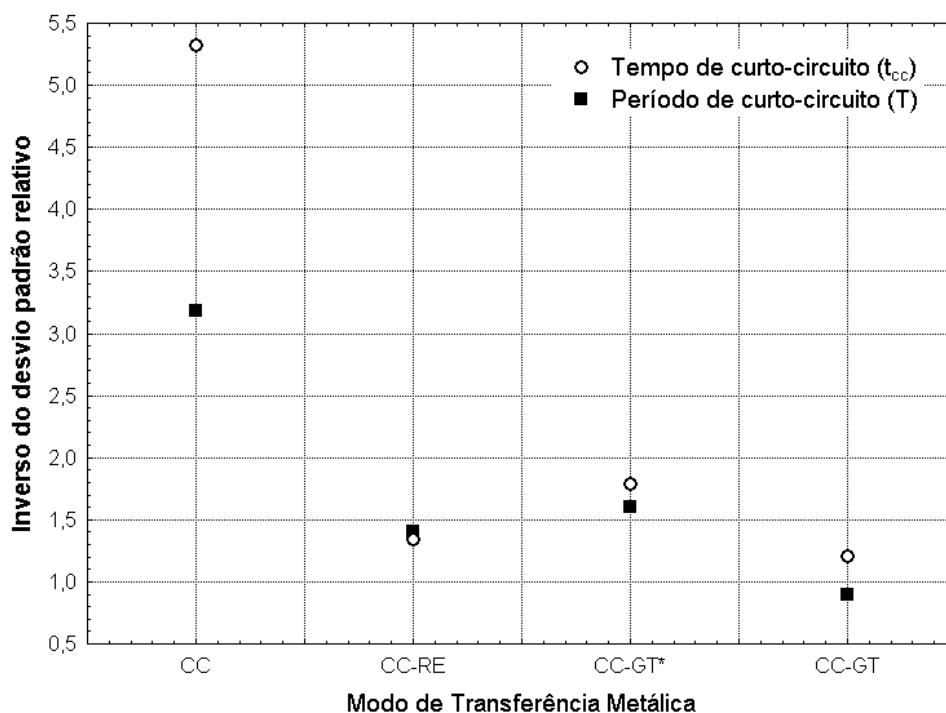


Figura 4.12 – Relação entre os modos de transferência metálica e o inverso do desvio padrão relativo para o tempo de curto-circuito e período de curto-circuito.

O período de ocorrência do evento se mostra mais regular para o modo puro. Lembra-se que ambos os índices apresentados ( $T_{cc}/\sigma T_{cc}$  e  $t_{cc}/\sigma t_{cc}$ ) representam a variabilidade das grandezas, ou seja, quanto menor este valor maior a variabilidade da grandeza analisada. Assim, nos modos observados, o modo curto-circuito manteve uma maior regularidade tanto no tempo do curto-circuito, como no período em que este acontece.

Com relação aos modos de transferência que não apresentam curtos-circuitos a avaliação foi realizada em função do inverso do desvio padrão relativo da tensão ( $U/\sigma U$ ). Através da mensuração desse índice para os modos observados, é notada a grande diferença entre o modo de transferência metálica goticular - GT e os demais modos de transferência metálica (Figura 4.13).

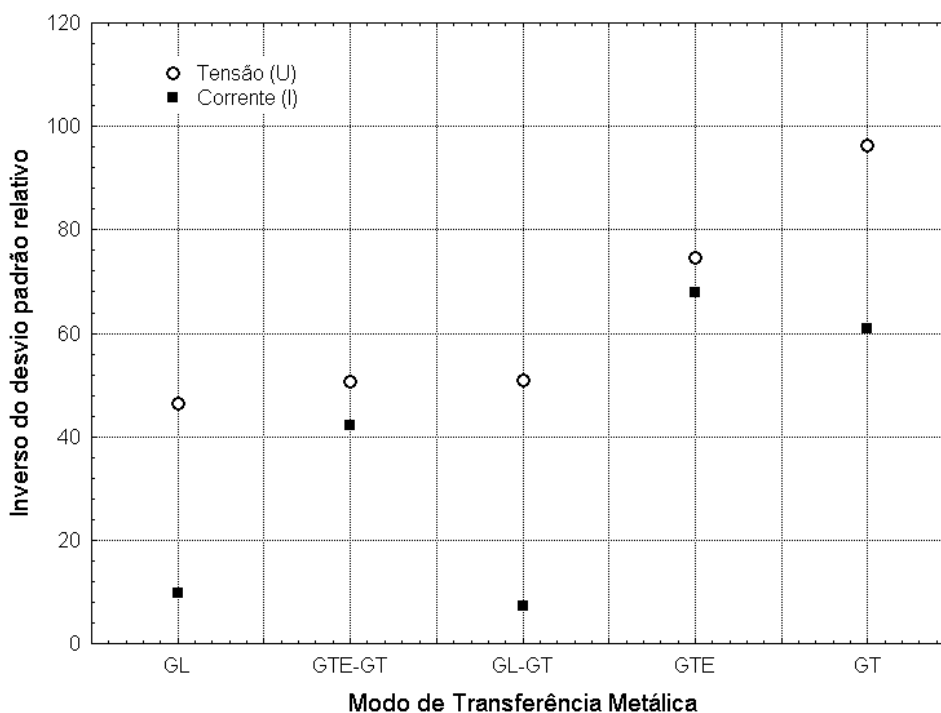


Figura 4.13 – Relação entre o modo de transferência metálica e o inverso do desvio padrão relativo para a tensão e corrente de soldagem.

Tal variação pode estar relacionada com a dinâmica de fusão do processo. Como as soldagens foram realizadas no modo tensão constante, onde, segundo Norrish (1992), com pequenas variações da tensão podem gerar maiores variações de corrente para uma compensação da taxa de fusão do arame, haja vista a alimentação ser contínua. Nessa figura, a diferença entre os processos GTE e GT se apresenta bem pequeno se comparado com os demais modos apresentados. Os mesmos estão dentro do mesmo patamar, o que os coloca realmente como os processos de maior estabilidade, já que tanto o inverso do desvio padrão



relativo da tensão quanto da corrente apresentaram-se em níveis mais elevados que os demais modos.

Tomando como referência o que recomenda Farias (1993), toma-se o valor de  $U/\sigma U$  como padrão, mostrando dessa forma a superior estabilidade do modo de transferência metálica GT.

#### **4.4. Soldagem com o arame tubular AWS EC 409**

O mesmo levantamento realizado para o arame AWS ER 309LSi foi aplicado para o arame experimental da classe AWS EC 409, avaliando os diversos modos de transferência atuantes para esse consumível. Diferente do que se observou na soldagem com arame maciço, na soldagem com o arame tubular comercial foram observados 11 modos distintos de transferência, como pode ser verificado pela Tabela 4.4, sendo quatro modos simples e sete modos mistos.

Assim foram verificados os seguintes modos simples: globular (GL), curto-circuito (CC), goticular (GT) e goticular com alongamento (GTE). Para os modos mistos de transferência verificaram-se os seguintes modos: curto-circuito/goticular/repulsão (CC-GT-RE); curto-circuito/repulsão (CC-RE); curto-circuito/goticular (CC-GT); globular/curto-circuito/goticular (GL-CC-GT); globular/curto-circuito (GL-CC); goticular/goticular com alongamento (GT-GTE); globular/goticular (GL-GT).

Através desta tabela ainda é possível constatar a incidência de modos em que atuam a repulsão. Nota-se que os modos de transferência metálica com incidência de repulsão estão posicionados dentro de uma maior faixa de tensão e corrente se comparada à observada na Tabela 4.1 e Figura 4.2. Na soldagem com o arame maciço (AWS ER 309LSi) a faixa de ocorrência para este fenômeno posiciona-se na ordem de 24V e 180A.

Para a soldagem com o arame tubular, esta faixa se estende de 18V a 24V com uma gama de corrente que vai de 100A a 250A. Tal efeito poderá estar ligado ao fluxo interno do arame, o qual pode modificar as características tanto do arco, como do metal fundido (BOUNÉ, BONNET; LIU 2001). No entanto, apenas com uma análise mais aprofundada, fazendo uma filmagem sincronizada nessa região, seria possível constatar com severidade esse efeito, o que foge ao escopo do trabalho.

Tabela 4.4 – Resultado da soldagem com o arame tubular experimental, AWS EC 409.

Teste	U ref (V)	Va (m/min)	Vs (cm/min)	Um (V)	Im (A)	Modos
T 01	18	2,5	12,5	17,74	94,6	CC
T 20	18	3,5	17,5	18,39	127,0	CC
T 17	24	6,5	32,5	22,39	206,0	CC-GT
T 23	24	8,5	42,5	24,35	243,0	CC-GT
T 25	24	10,5	52,5	24,45	275,0	CC-GT
T 18	26	10,5	52,5	26,37	291,0	CC-GT
T 19	22	4,5	22,5	22,25	163,0	CC-GT-RE
T 16	22	6,5	32,5	22,33	211,0	CC-GT-RE
T 02	18	4,5	22,5	18,55	153,0	CC-RE
T 21	18	6,5	32,5	18,74	201,0	CC-RE
T 22	18	8,5	42,5	18,92	240,0	CC-RE
T 24	20	4,5	22,5	20,41	160,0	CC-RE
T 26	20	6,5	32,5	20,65	203,0	CC-RE
T 27	20	8,5	42,5	20,8	234,0	CC-RE
T 28	22	8,5	42,5	22,59	240,0	CC-RE
T 09	22	1,5	7,5	22,03	58,3	GL
T 12	22	2,5	12,5	22,11	102,0	GL
T 07	18	1,5	7,5	18,08	56,0	GL-CC
T 29	20	1,5	7,5	20,07	57,6	GL-CC
T 31	20	2,5	12,5	20,19	99,0	GL-CC
T 34	20	3,5	17,5	20,25	132,0	GL-CC-GT
T 38	22	3,5	17,5	22,15	136,0	GL-CC-GT
T 10	24	2,5	12,5	24,15	101,7	GL-GT
T 13	24	3,5	17,5	24,16	140,9	GL-GT
T 03	26	2,5	12,5	26,16	104,8	GL-GT
T 32	26	3,5	17,5	26,22	143,9	GL-GT
T 36	28	3,5	17,5	28,22	146,8	GL-GT
T 39	30	3,5	17,5	30,19	151,7	GL-GT
T 41	24	4,5	22,5	24,19	166,3	GT
T 11	24	5,5	27,5	24,22	186,5	GT
T 14	26	4,5	22,5	26,18	172,4	GT
T 15	26	6,5	32,5	26,35	215,7	GT
T 04	26	8,5	42,5	26,32	249,0	GT
T 33	28	4,5	22,5	28,23	178,8	GT
T 37	28	5,5	27,5	28,36	205,0	GT
T 40	28	6,5	32,5	28,38	228,1	GT
T 47	28	8,5	42,5	28,32	260,8	GT
T 05	30	4,5	22,5	30,36	188,3	GT
T 06	30	6,4	32,0	30,41	235,1	GT
T 44	30	8,5	42,5	30,41	267,8	GT
T 46	32	6,5	32,5	32,36	247,5	GT
T 48	30	12,5	62,5	30,49	320,1	GTE
T 42	32	12,5	62,5	32,44	335,6	GTE
T 43	28	10,5	52,5	28,38	288,8	GT-GTE
T 45	28	12,5	62,5	28,48	313,1	GT-GTE
T 30	30	10,5	52,5	30,47	300,7	GT-GTE
T 35	32	8,5	42,5	32,46	284,0	GT-GTE
T 08	32	10,5	52,5	32,49	306,2	GT-GTE

Foi observada também, durante a filmagem, uma maior atividade da gota em formação para o arame tubular. Possivelmente pela geração de outros componentes que interagem no sistema (vapores e escória, mesmo que tênue). Talvez essa maior atividade induza outras componentes de forças a interagirem no sistema de transferência metálica, dificultando a geração de gotas maiores, como ocorre na soldagem com o arame maciço.

Através da Tabela 4.4 ainda é possível perceber que ocorrem modos em que se alternam não apenas dois modos simples (modo misto), mas a incidência de três modos distintos em uma mesma soldagem, mostrando assim uma interface entre os modos puros observados.

Como mostrado anteriormente no mapeamento para o arame AWS ER 309LSi, observa-se que os modos simples estariam sitiados em uma região de modos mistos, alternando-se entre si. No caso da soldagem com o arame tubular experimental AWS EC409, alguns modos estão mais isolados (Figura 4.14), que os observados na Figura 4.2. Possivelmente a interação do fluxo com o sistema de fusão e transferência metálica possibilite essas mudanças, assim como cita Bouné, Bonnet e Liu (2001).

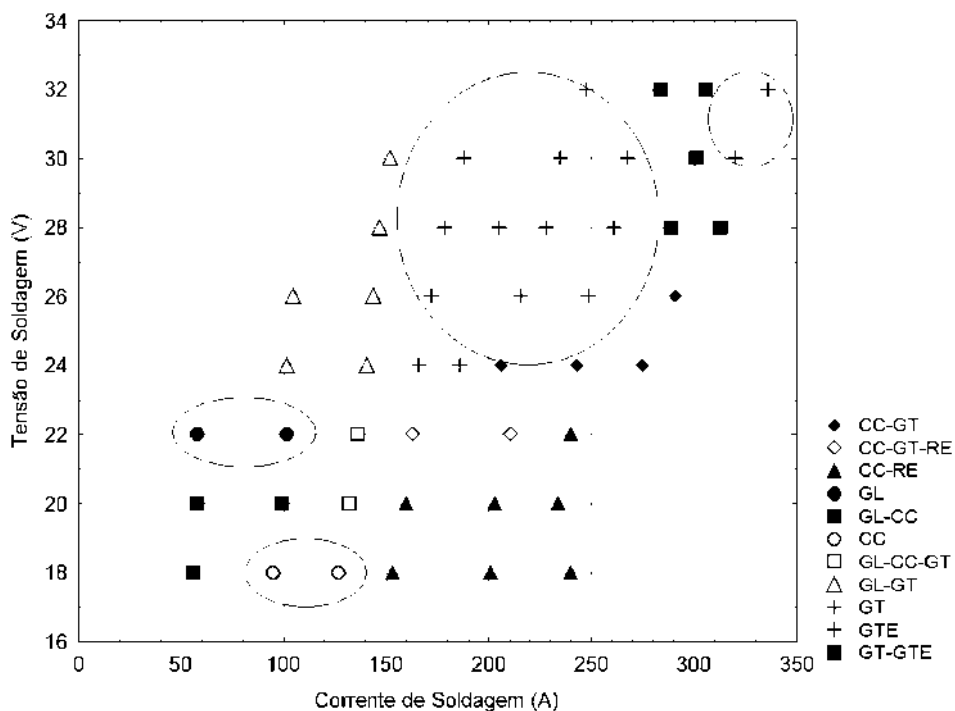


Figura 4.14 – Mapa de transferência para o arame tubular, destacando a tensão e a corrente de soldagem.

#### 4.4.1. Mapa de transferência para o arame tubular experimental AWS EC409

O mesmo procedimento anterior foi realizado, no qual se dividiu o mapa em regiões, cuja predominância de um modo puro atuava. Essa divisão, como no mapa anterior, foi estabelecida em quatro regiões (Figura 4.14).

Fazendo uma avaliação nos dois mapas, observa-se que os modos CC e GTE tiveram mudanças significativas de um consumível para outro. Para a soldagem com o arame tubular, ocorreu uma diminuição da área de atuação (campo  $U \times I$ ). Essa diminuição para o modo CC foi compensada pela presença marcante do modo misto CC-RE. O modo GTE deu mais espaço ao modo misto GT-GTE.

#### 4.4.2. Avaliação dos modos de transferência para o arame tubular

Foi observada certa semelhança entre os modos simples para esse consumível e os observados na soldagem com o arame maciço. Este apresenta características semelhantes à soldagem com um consumível maciço em relação à axialidade da transferência, diferentemente do que acontece com o arame autoprotetido (BONISZEWSKY, 1992; MOTA, 1998) e os consumíveis da classe AWS E70T1 (BOUNÉ; BONNET; LIU, 2001). Como essa classe de arame tubular se difere em parte dos arames tubulares convencionais, é de se esperar que o arame (“metal cored”) tenha características semelhantes ao arame maciço, pelo menos no que diz respeito a axialidade da transferência, visto que a relação fluxo/metal é bem diferenciada do que acontece com os arames tubulares convencionais, uma vez que este consta basicamente de elementos desoxidantes e pós metálicos (MUNZ, 1998).

Em uma representatividade dos modos distintos, observados na soldagem desse consumível, as Figuras 4.15 e 4.16 retratam os modos curto-circuito/goticular/repulsão e curto-circuito/repulsão. Em ambos os modos nota-se a repulsão como fator mais proeminente. Possivelmente esse fenômeno seja mais incisivo nesse consumível pelas características de fusão do mesmo, haja vista a inserção de outros fatores no sistema, como é o caso do fluxo interno ao mesmo.

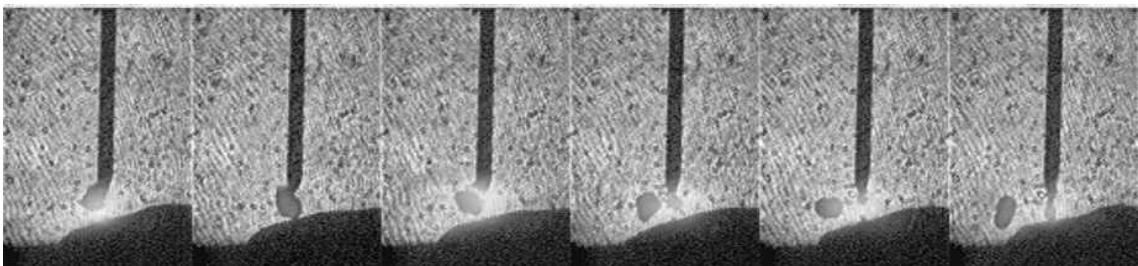


Figura 4.15 – Transferência metálica por curto-circuito/goticular/repulsão

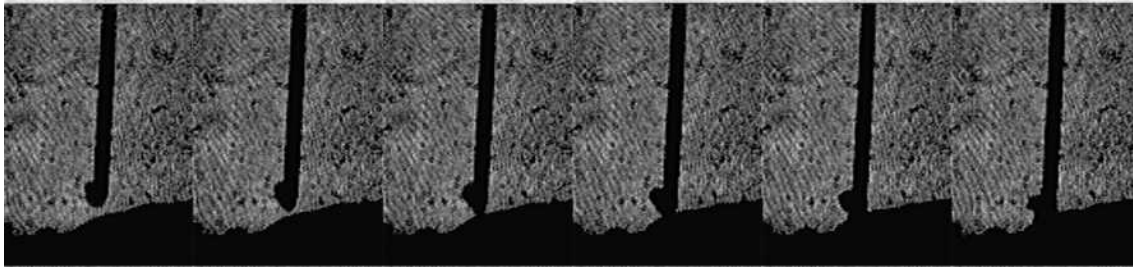


Figura 4.16 – Transferência metálica por curto-circuito/repulsão.

#### 4.4.3. Avaliação dos sinais dinâmicos para o arame experimental AWS EC 409

As Tabelas 4.5 e 4.6 retratam os resultados da avaliação dos sinais dinâmicos para os modos de transferência observados para a soldagem com o arame tubular experimental da classe AWS EC 409. Como na análise anterior para o arame maciço AWS ER 309LSi, dividiu-se a avaliação em duas modalidades: uma utilizando os modos que observou-se a incidência de curto-circuito e outra com os modos com vôo livre.

Tabela 4.5 – Parâmetros de estabilidade para os modos que apresentam curto-circuito para soldagem com o arame tubular experimental AWS EC 409.

Modo		$T_{cc} / \sigma T_{cc}$	$t_{cc} / \sigma t_{cc}$
CC	1	1,63	1,65
CC-GL	2	1,60	1,62
CC-GL-GT	3	1,52	1,22
CC-GT	4	1,21	1,22
CC-GT-RE	5	1,35	1,07
CC-RE	6	1,53	1,27

A Tabela 4.5 mostra os dados para os modos com incidência de curto-circuito. Através dessa tabela nota-se a diferença entre os valores adquiridos do inverso do desvio padrão relativo, tanto do período de curto-circuito como do tempo de curto-circuito. Similarmente ao que foi observado na soldagem com o arame maciço, dentre os modos em que atuam o modo curto-circuito existem os que apresentam uma maior regularidade do curto-circuito, tanto no tempo deste, quanto no período. Ressalta-se que os resultados apresentados, sendo médias, apresentam, dentre às amostras observadas, pontos de maior estabilidade. Dentro dos modos aqui apresentados, que neste caso atuam como uma região, existe a possibilidade de escolha de pontos dentro desta região com melhores características de estabilidade.

A Tabela 4.6 mostra os valores dos índices utilizados para a avaliação da estabilidade do arco para os modos de transferência por vôo livre. Nesse caso, utilizou-se,

como na avaliação do arame maciço, o inverso do desvio padrão relativo da tensão e da corrente.

Nessa tabela verifica-se que o modo de transferência que apresentou melhor desempenho foi o modo GT, assim como observado na soldagem com o arame maciço. Nesse tipo de transferência, a tensão de soldagem tende a manter uma menor variação, o que por sua vez tende a manter a transferência mais estável. O tamanho da gota gerada na extremidade livre do arame contribui para que isso aconteça.

Tabela 4.6 – Parâmetros de estabilidade para os modos que não apresentam curto-circuito para soldagem com o arame tubular experimental AWS EC 409.

Modo		$U/\sigma U$	$I/\sigma I$
GL	7	29,16	3,11
GL-GT	8	54,15	9,39
GT	9	75,85	40,82
GTE	10	74,95	51,71
GT-GTE	11	52,97	39,11

As Figuras 4.17 e 4.18 retratam o que se mostra nas Tabelas 4.5 e 4.6. Na Figura 4.17 mostra-se a variação dos índices de estabilidade para os modos com a atuação do curto-circuito para as soldagens realizadas com o arame tubular experimental AWS EC 409. Nessa figura nota-se a diferença dos modos CC-GL e CC entre os demais modos que apresentam curto-circuito. Esses modos apresentam-se bem próximos no que se refere aos índices medidos. Isso pode ser resultado da proximidade de regiões.

Os índices apresentados nas Tabelas 4.5 e 4.6 representam os valores médios das diversas soldagens utilizadas para construção dos mapas aprestados anteriormente, havendo portanto uma gradação entre um ponto e outro. Como os modos mistos apresentam-se como que transições entre os modos puros, possivelmente alguns dos modos mistos estarão em pontos de estabilidade bem próximos ao ponto de estabilidade do modo puro, como acontece com os dois modos observados (CC-GL e CC).

Na Figura 4.18 são retratados os valores apresentados na Tabela 4.6. Nesse caso há a proximidade entre dois modos, no caso aqui observado em dois modos puros (GT e GTE), mas o modo GT apresentando ainda uma leve diferença. No entanto, tomando mais uma vez o trabalho de Farias (1993) como referência, o valor de  $U/\sigma U$  prevalece, mostrando que o modo GT mantém leve superioridade em relação o modo GTE (Tabela 4.6).

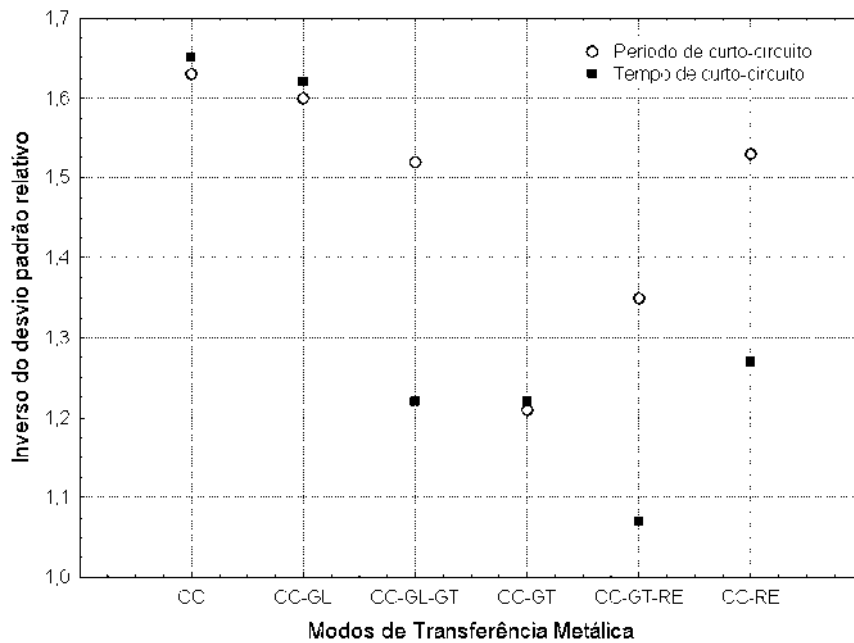


Figura 4.17 – Relação entre os modos de transferência metálica e para processo com arame tubular experimental de classe AWS EC 409.

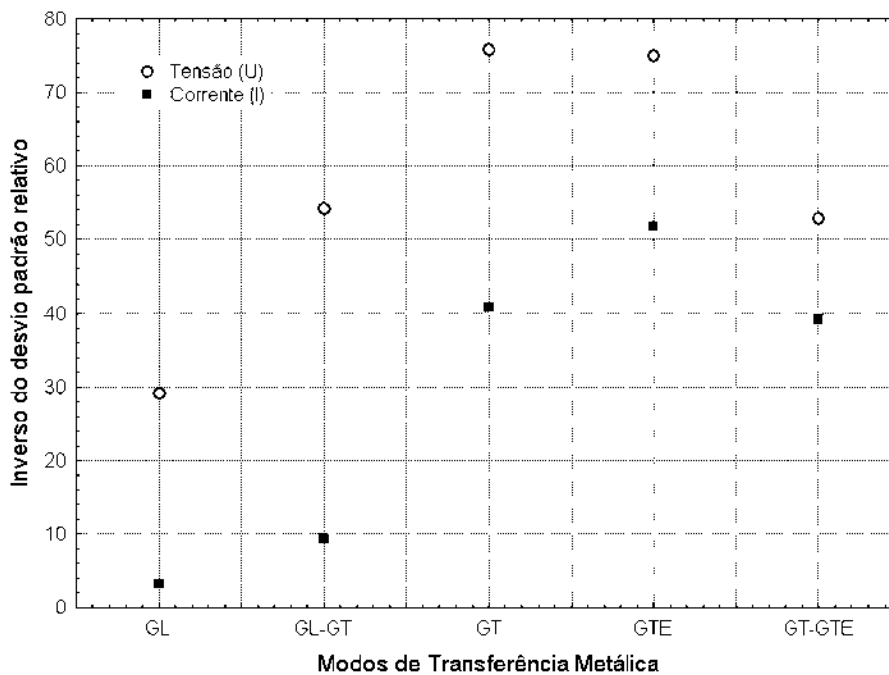


Figura 4.18 – Relação entre os modos de transferência metálica e  $U/\sigma U$  para processo com arame tubular experimental de classe AWS EC 409.

#### 4.5. Escolha dos parâmetros para a segunda parte

O estabelecimento de uma correlação entre o que se refere ao processo e a metalurgia do processo é de grande importância, como mencionado anteriormente nos capítulos introdutórios deste estudo. Esta etapa do trabalho visou essa interação, verificando,

baseado nos parâmetros do processo, a influência destes no que se refere à metalurgia (características metalúrgicas da solda). Em virtude da complexidade de se proceder com um estudo experimental que vislumbre todos os aspectos pertinentes aos pontos de atuação “in situ”, foram abordadas critérios laboratoriais para base desse estudo.

Durante todo o trabalho, estabeleceu-se como meta a interligação entre os diversos tópicos abordados. Dessa forma, foi proposta, no Capítulo III, a execução de um procedimento de soldagem que contemplasse a base de estudo estabelecida neste capítulo, o qual se refere à transferência metálica e por sua vez as características de estabilidade do processo. Assim, levando em consideração os parâmetros avaliados no referido capítulo de abordagem da estabilidade, buscou-se dentre a gama de parâmetros, um conjunto que oferecesse as melhores características relacionadas à estabilidade do processo.

Segundo as Tabelas 4.2 e 4.5, além das Figuras 4.9, 4.10 e 4.16, para os modos onde ocorre a incidência do modo curto-circuito, os limites de melhor estabilidade ficaram em 5,3 ( $t_{cc}/\sigma t_{cc}$ ) e 3,3 ( $T_{cc}/\sigma T_{cc}$ ) para a soldagem com o arame maciço (AWS ER 309LSi) e 1,65 ( $t_{cc}/\sigma t_{cc}$ ) e 1,63 ( $T_{cc}/\sigma T_{cc}$ ) para a soldagem com o arame tubular (AWS EC 409). Para os processos em que predomina o tipo de transferência metálica goticular, obtiveram-se os seguintes valores 96,34 ( $U/\sigma U$ ) e 60,78 ( $I/\sigma I$ ) para a soldagem com o arame maciço. Já para a soldagem com o arame tubular, esses valores estabeleceram-se em 75,85 ( $U/\sigma U$ ) e 40,82 ( $I/\sigma I$ ). Baseado nesses índices foi possível estipular um par tensão-corrente (precisamente a velocidade de alimentação de arame).

Baseado no que se expôs acima, dentre os modos observados, seria possível escolher os seguintes índices: para a soldagem em baixa energia imposta com o arame maciço, ou seja, utilizando o modo de transferência metálica curto-circuito, ter-se-ia o par tensão-velocidade de alimentação equivalente à 20V e 7,5 m/min, pois tal par apresentou o índice 21 para  $t_{cc}/\sigma t_{cc}$  e 3,6 para  $T_{cc}/\sigma T_{cc}$ ; para a condição de maior energia ainda para o arame maciço, ou seja, o modo de transferência metálica goticular, o par ideal seria 28V e 7,5 m/min, tal par apresentou o índice 111 para  $U/\sigma U$  e 52 para  $I/\sigma I$ ; para a soldagem com o arame tubular, a soldagem de baixa energia apresentaria o par 18V e 3,5 m/min, onde tal par atingiu os índices de 1,64 para  $t_{cc}/\sigma t_{cc}$  e 1,52 para  $T_{cc}/\sigma T_{cc}$ , para a soldagem em energia mais elevada, através do modo de transferência goticular o par ideal, segundo o levantamento do mapa, seria 28V e 5,5 m/min, gerando os índices 89 para  $U/\sigma U$  e 43 para  $I/\sigma I$ .

Esse levantamento do mapa, como citado na metodologia, baseou-se na soldagem sobre chapa. A condição para a segunda etapa da avaliação baseia-se, no entanto, na condição de junta. Como mostra o trabalho de Scotti (2000), esta condição de soldagem pode



modificar a situação observada na soldagem sobre chapa. Baseado nisso, alguns testes foram realizados, utilizando as condições mostradas na análise de estabilidade. No entanto, como a condição estabelecida no procedimento requeria um preenchimento total de junta em passe único, algumas das condições apresentadas não satisfizeram esse preenchimento.

Outros pares foram testados, tomando como referência o mapa e as condições de estabilidade. Depois de algumas condições foram estabelecidos os seguintes pares: para a soldagem com o arame maciço em baixa energia (modo curto-circuito), utilizou-se a soldagem cujos parâmetros foram 20 V e 6 m/min, onde os índices de estabilidade foram 3,3 ( $t_{cc}/\sigma t_{cc}$ ) e 2,8 ( $T_{cc}/\sigma T_{cc}$ ), haja vista a condição de junta; para o arame tubular, foi utilizado o par 20 V e 5 m/min que gerou os índices 1,76 ( $t_{cc}/\sigma t_{cc}$ ) e 1,42 ( $T_{cc}/\sigma T_{cc}$ ); na soldagem em maior energia, utilizando-se do modo goticular, no arame maciço o par obtido foi 28 V e 9,5 m/min, cujos valores de estabilidade foram 99,21 ( $U/\sigma U$ ) e 52,91 ( $I/\sigma I$ ); na soldagem com o arame tubular o par foi 26 V e 7,5 m/min, com índices de estabilidade 79,37 ( $U/\sigma U$ ) e 41,56 ( $I/\sigma I$ ).

Em ambos as soldagens, os valores apresentados nos índices medidos, ficaram dentro de valores de estabilidade segundo os valores médios medidos durante o levantamento de parâmetros para a confecção dos mapas de transferência metálica.

## **CAPITULO V**

### **5. CARACTERIZAÇÃO DO MATERIAL DE BASE**

#### **5.1. Introdução**

Neste capítulo realizou-se a caracterização do material de base, no estado como recebido. Essa caracterização aborda tanto os aspectos microestruturais como as propriedades mecânicas básicas, pertinentes à norma para a classe de aços em que o material se insere.

#### **5.2. Características microestruturais**

Nesse trabalho, foram avaliados materiais experimentais, submetidos a dois tipos de tratamento térmico pós-laminação a frio. Embora, não se tenha conhecimento dos parâmetros de processamento, estima-se que tais processos tenham acontecido por etapas onde aconteceria a laminação intermediária (encruamento) às etapas de recozimento, tanto para o caso do tratamento térmico em forno Box quanto em forno contínuo. Segundo a literatura (TURAZI; OLIVEIRA, 2007), o processo utilizando passes intermediários de encruamento, permitiria a formação de granulação mais fina, permitindo dessa maneira a geração de um material com melhores características mecânica. No entanto esses mesmos pesquisadores afirmam que a variação de temperatura na ordem de 50 °C não causaria grandes efeitos no tamanho de grão, sendo o principal diferencial das características da microestrutura final, o processamento intermediário entre as etapas de recozimento. Dessa forma, possivelmente, o tratamento em forno Box ou contínuo, desde que se mantivessem os tempos e laminações intermediárias e variações de temperatura dentro do limite citado pelos pesquisadores, permitiriam uma mesma configuração do grão final.

Abaixo se faz um levantamento acerca das características microestruturais do material em estudo e as influências que o tipo de tratamento térmico gerou nas mesmas. Nessa etapa do trabalho, foram avaliadas as características do material no modo como recebido, sem qualquer tratamento térmico ou mecânico após o seu tratamento de

recuperação nos fornos tipo Box e Contínuo. A avaliação aqui foi mais conceitual, levando em consideração a distribuição estatística do tamanho de grão dos materiais em análise. Buscou-se uma correlação entre o tipo de tratamento e a homogeneidade da granulação do material.

### 5.2.1. *Material tratado em forno tipo BOX*

Primeiramente foi avaliado o material tratado em forno tipo Box. Segundo a empresa fornecedora do material de estudo, com esse tratamento objetiva-se um tamanho de grão menor e homogêneo. Supõe-se que houve variação dos parâmetros durante o tratamento de recozimento entre um tipo de tratamento e o outro. Baseado nas informações da empresa espera-se que o material tratado em forno Box apresente um melhor controle microestrutural, ou seja, com um maior grau de equiaxialidade. Esse grau estaria relacionado à similaridade dimensional, além da forma dos grãos, observadas em direções distintas. Assim, quanto menor for a diferença entre o tamanho de grão nas três regiões do eixo cartesiano, referenciado pela direção de laminação, melhor será esse grau de equiaxialidade. Além disso, o menor tamanho de grão em relação aos materiais comerciais de classe similar, também é buscado, para que seja possível a obtenção de melhores características mecânicas (TURAZI; OLIVEIRA, 2007; BERBENNI; FAVIER; BERVEILLER; 2007), muito embora outros fatores também sejam contabilizados na caracterização das propriedades mecânicas de uma liga.

Tomou-se como referência de direção de laminação, a direção mostrada pelos grãos, como pode ser observado na Figura 5.1. Essa figura apresenta a microestrutura depois do procedimento de lixamento, polimento e ataque químico à base de ácido pícrico (Vilella's). Aqui visualizam-se duas direções distintas: a de laminação, (Figura 5.1a e 5.1c) e perpendicular a esta (Figura 5.1b e 5.1d).

Pelo procedimento descrito no Capítulo III (método de Heyn) o material aqui avaliado apresentou um tamanho de grão na ordem de  $6\mu\text{m}$  (Apêndice II). Fazendo uma correlação com o padrão ASTM, esse diâmetro médio resulta em um tamanho de grão na ordem do padrão ASTM 12 (ASTM, 1996), o qual se mostra uma estrutura bastante refinada.

Quanto ao tamanho e forma dos grãos, nas duas figuras é notada que existe alguma diferença entre as direções observadas. No entanto, quando se toma as medidas do tamanho de grão em ambas às direções, dispostos na Tabela 5.1, a diferença que há, apresenta-se muito pequena em relação ao desvio padrão no diâmetro medido desses grãos. Em outras palavras, o grão tende a manter um mesmo tamanho médio em todas as direções observadas. Logo, o material, em relação à microestrutura, apresenta uma boa equiaxialidade. O grau de equiaxialidade aqui citado poderá ser observado pela relação entre o desvio padrão

e a média amostral, definida como inverso do desvio padrão relativo – Invdpr (Tabela 5.1), para cada uma das direções observadas (superficial, longitudinal e transversal – Apêndice II)

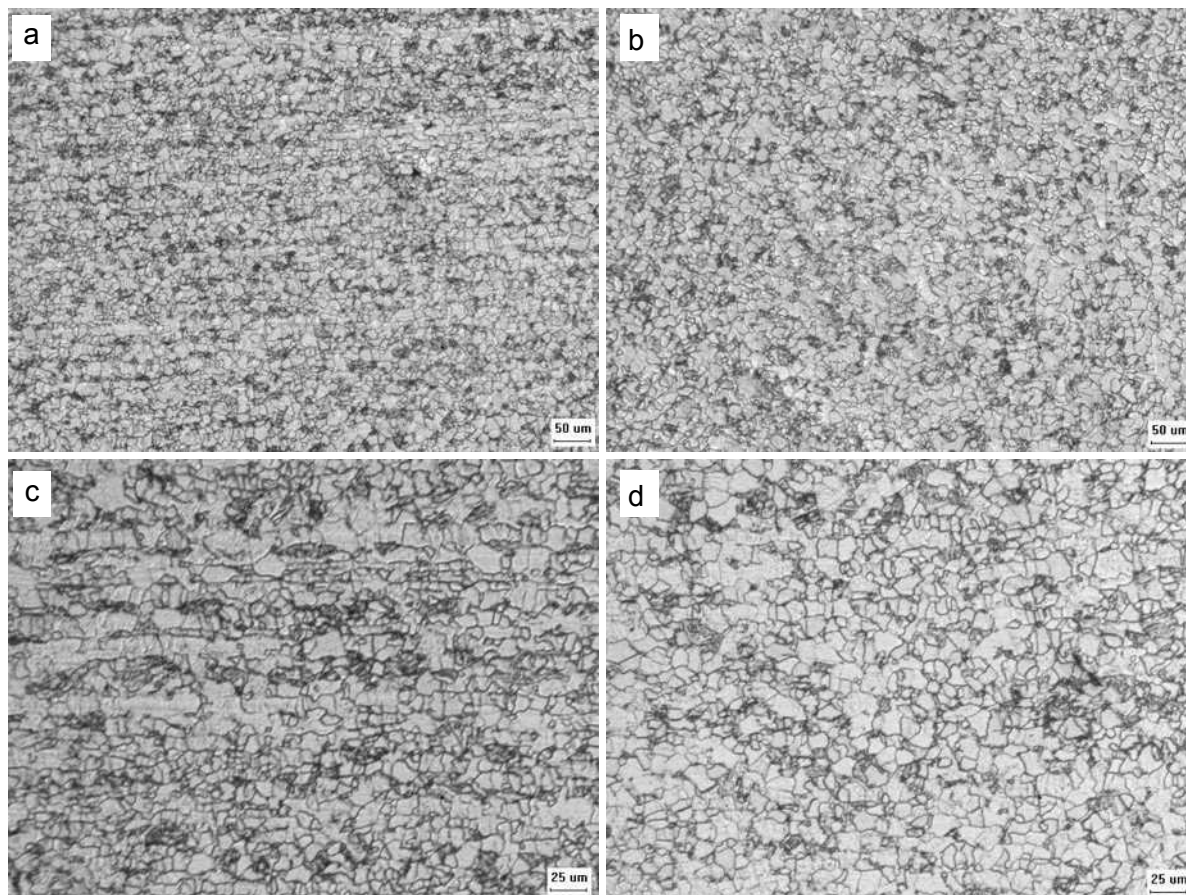


Figura 5.1 – Microestrutura do material tratado em forno tipo BOX, como recebido. (a) e (c) sentido longitudinal à laminação; (b) e (d) sentido transversal à laminação.

Como era de se esperar, em função do tipo de tratamento, este material têm a predominância de grãos finos. O tratamento em forno tipo Box é preferencial para a obtenção de uma microestrutura mais homogênea e, por conseguinte, esperam-se características melhores para este material.

Tabela 5.1 – Avaliação do desvio padrão do tamanho de grão para o material tratado em forno tipo Box.

Direção	Média direcional ( $\mu\text{m}$ )	Desvio padrão ( $\mu\text{m}$ )	InvDPr
Perpendicular	4,72	0,68	6,93
Longitudinal	6,10	0,85	7,19
Transversal	6,44	1,01	6,40
Média total	5,6 $\mu\text{m}$		

Baseado nos resultados da medição do tamanho de grão e no princípio do tratamento, onde toda a bobina é posta em um forno tipo caixa e o controle de temperatura é mais eficiente, é possível afirmar que o material em questão apresenta boas características microestruturais, podendo, em função disto, apresentar boas características mecânicas.

### 5.2.2. *Material tratado em forno contínuo*

O mesmo procedimento utilizado anteriormente para o material tratado em forno tipo Box foi utilizado aqui. Nesse caso a direção de laminação foi definida em função do direcionamento microestrutural apresentado pelo material, depois de submetido ao tratamento metalográfico similar ao procedimento utilizado para o material tratado em forno tipo Box. A Figura 5.2 retrata essas microestruturas.

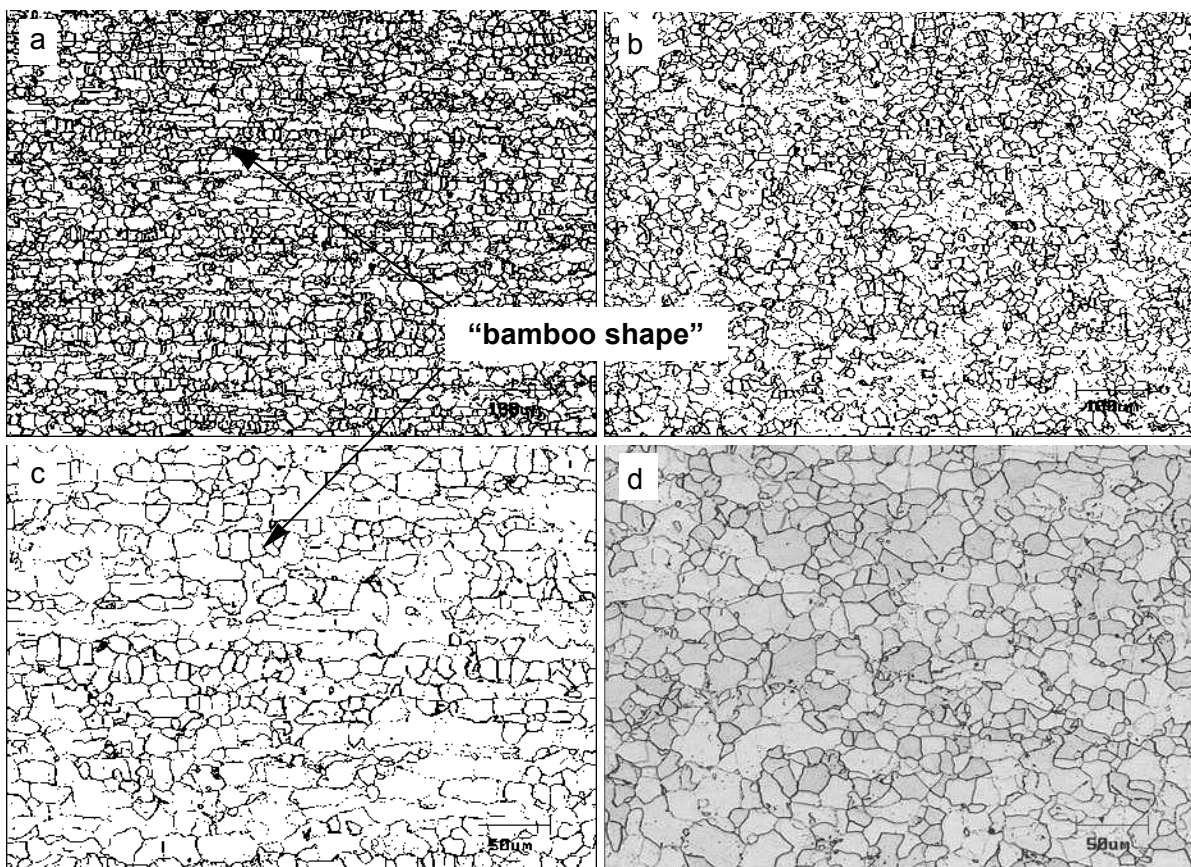


Figura 5.2 – Microestrutura do material tratado em forno tipo contínuo, como recebido. (a) e (c) sentido longitudinal à laminação; (b) e (d) sentido transversal à laminação.

Diferente do que foi observado para o material tratado em forno tipo Box, a microestrutura do material tratado em forno contínuo (Figura 5.2) se mostra mais direcionada, similar ao que cita Cardoso et alii (2003), apresentando um formato de alinhamento de grãos

menores na direção de laminação denominado “bamboo shape” por esse pesquisador. Também foi observado algum direcionamento no material tratado em forno tipo Box, no entanto, não com intensidade observada para esse material (Figura 5.1). Observa-se que foi utilizado um menor aumento para a microestrutura do material tratado em forno contínuo (verificado pelas barras de aumento). Isso possibilitou observar a diferença microestrutural, em relação ao tamanho de grão, dos dois tratamentos, verificando que o material tratado em forno contínuo apresenta um tamanho de grão cerca de 50% maior.

Com o mesmo procedimento utilizado para o material tratado em forno tipo Box, para esse material foi avaliado o tamanho de grão, apontando um tamanho de grão na ordem de  $10\mu\text{m}$ , cujo diâmetro médio estaria posicionado dentro do padrão ASTM 10 (Apêndice II). A Tabela 5.2 apresenta essas medidas, tomando como referência o mesmo procedimento anterior. Nesta tabela ainda são apresentados os desvios padrões para cada direção, bem como o inverso do desvio padrão relativo, conforme procedimento realizado para o material tratado em forno Box.

Tomando como referência os dados das Tabelas 5.1 e 5.2 e os dados apresentados no Apêndice II, a Figura 5.3 apresenta a correlação entre o tipo de tratamento e o tamanho de grão. Através da análise de variâncias (Apêndice II) verificou-se um valor de “p” igual a 0,00, ou seja, o tipo de tratamento térmico sofrido pelo material afeta significativamente o tamanho de grão. Essa figura mostra esse efeito, e possivelmente tal efeito tenha repercussão nas propriedades mecânicas da liga em questão como cita Berbenni; Favier e Berveiller (2007).

Tabela 5.2 – Avaliação do desvio padrão do tamanho de grão para o material tratado em forno contínuo.

Direção	Média direcional ( $\mu\text{m}$ )	Desvio padrão ( $\mu\text{m}$ )	Invdpr
Perpendicular	9,71	1,50	6,48
Longitudinal	10,16	1,61	6,30
Transversal	9,97	1,78	5,60
Média total	9,7 $\mu\text{m}$		

A Figura 5.4 apresenta a influência do tipo de tratamento térmico sobre o desvio padrão do tamanho de grão medido nas duas condições. Nesse caso, o tratamento térmico do material realizado em forno contínuo mostrou-se menos robusto no que se refere ao valor médio do grão ferrítico. A análise apontou um valor de “p” igual a 0,00.

A mesma análise de variâncias foi realizada com o inverso do desvio padrão relativo, baseado na direção de laminação do material. No Apêndice II se observa que o tamanho de grão é avaliado em três direções distintas (longitudinal, transversal e perpendicular) em

relação à laminação. A homogeneidade aqui se baseia na diferença microestrutural com a direção. Quanto menor for a variabilidade do valor do tamanho de grão com a mudança da direção medida, mais homogêneo será o material. Mediu-se essa variação pelo inverso do desvio padrão relativo, medido para cada direção dos dois tipos de tratamento térmico sofrido pelo material.

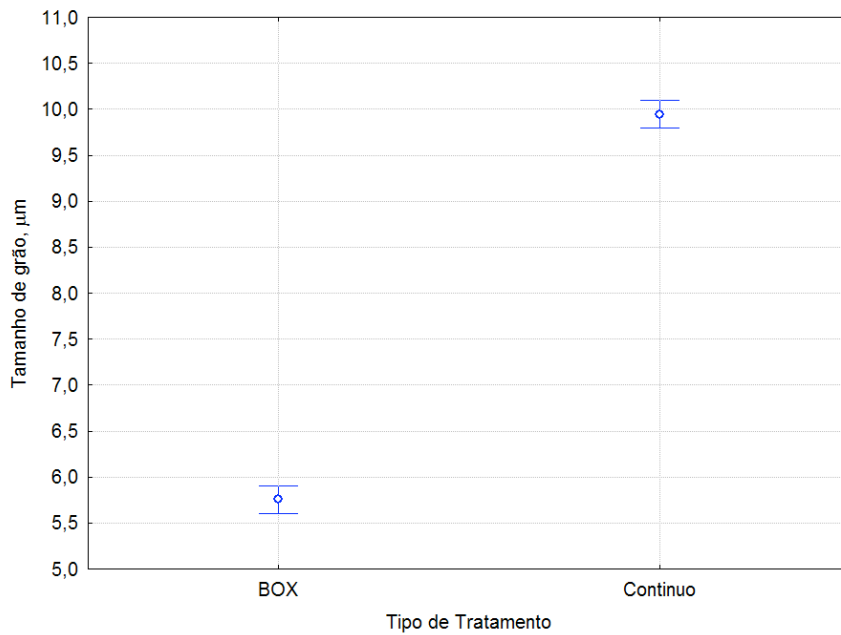


Figura 5.3 – Avaliação do tamanho de grão, através de ANOVA, em função do tipo de tratamento térmico pós laminação à frio (Apêndice II).

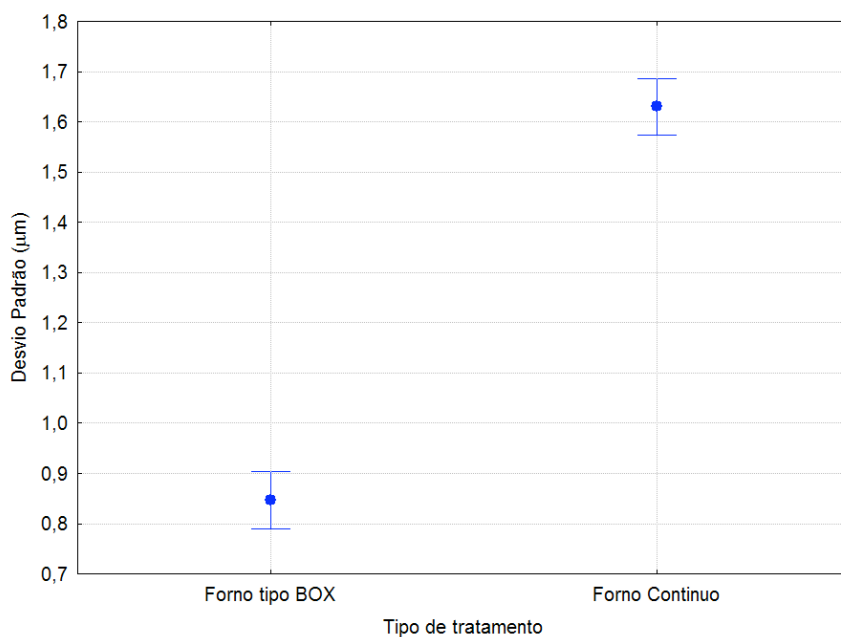


Figura 5.4 – Avaliação do desvio padrão na medida do tamanho de grão, através de ANOVA, em função do tipo de tratamento térmico pós laminação à frio (Apêndice II).

Pela Figura 5.5, tem-se a variação da homogeneidade nas duas condições de tratamento. Através dessa figura, nota-se que o processo utilizando o forno contínuo tende a manter uma menor equiaxialidade em comparação ao processo que utiliza o forno tipo BOX. Pelos dados estatísticos da análise de variância, o valor de “p” foi de 0,03. Se levarmos em consideração o nível de significância de 95% ( $\alpha = 0,05$ ) observar-se-á a forte correlação entre o tipo de tratamento térmico e a variabilidade do tamanho de grão.

Através desta análise supõe-se que o tratamento térmico em forno contínuo apresenta menor robustez, quando se leva em consideração o tamanho de grão gerado durante o tratamento. Na etapa posterior será possível fazer essa correlação com as propriedades mecânicas da liga em estudo.

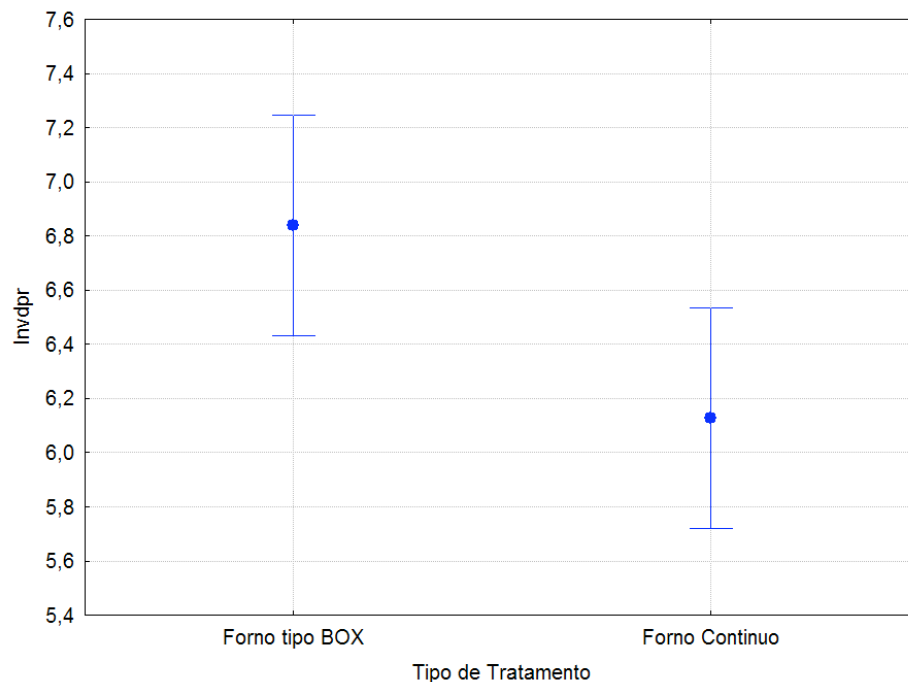


Figura 5.5 – Influência do tipo de tratamento térmico pós laminação sobre a equiaxialidade da microestrutura gerada.

### 5.2.3. Precipitação no material de base

Observou-se no material de base a presença de alguns precipitados. A Figura 5.6, obtida através de MEV, mostra exemplo de tais precipitados. Observa-se a ocorrência de diversos precipitados nos contornos de grão e pontos de maior energia (regiões com deformação remanescente aparente). Tais precipitados podem ter influência nos resultados de tenacidade ao impacto.



Segundo Kojima; Hayashi e Kajita (1995), aquecendo-se acima de 700 °C o material com teores de cromo em 12%, ocorrerá a geração de estruturas grosseiras, através de recristalizações de grãos ferríticos, precipitação e crescimento de carbonetos, seguida da formação de martensita não revenida, com o resfriamento rápido. Esse tipo de formação poderia atuar como concentrador de tensão, minimizando dessa forma a tenacidade ao impacto.

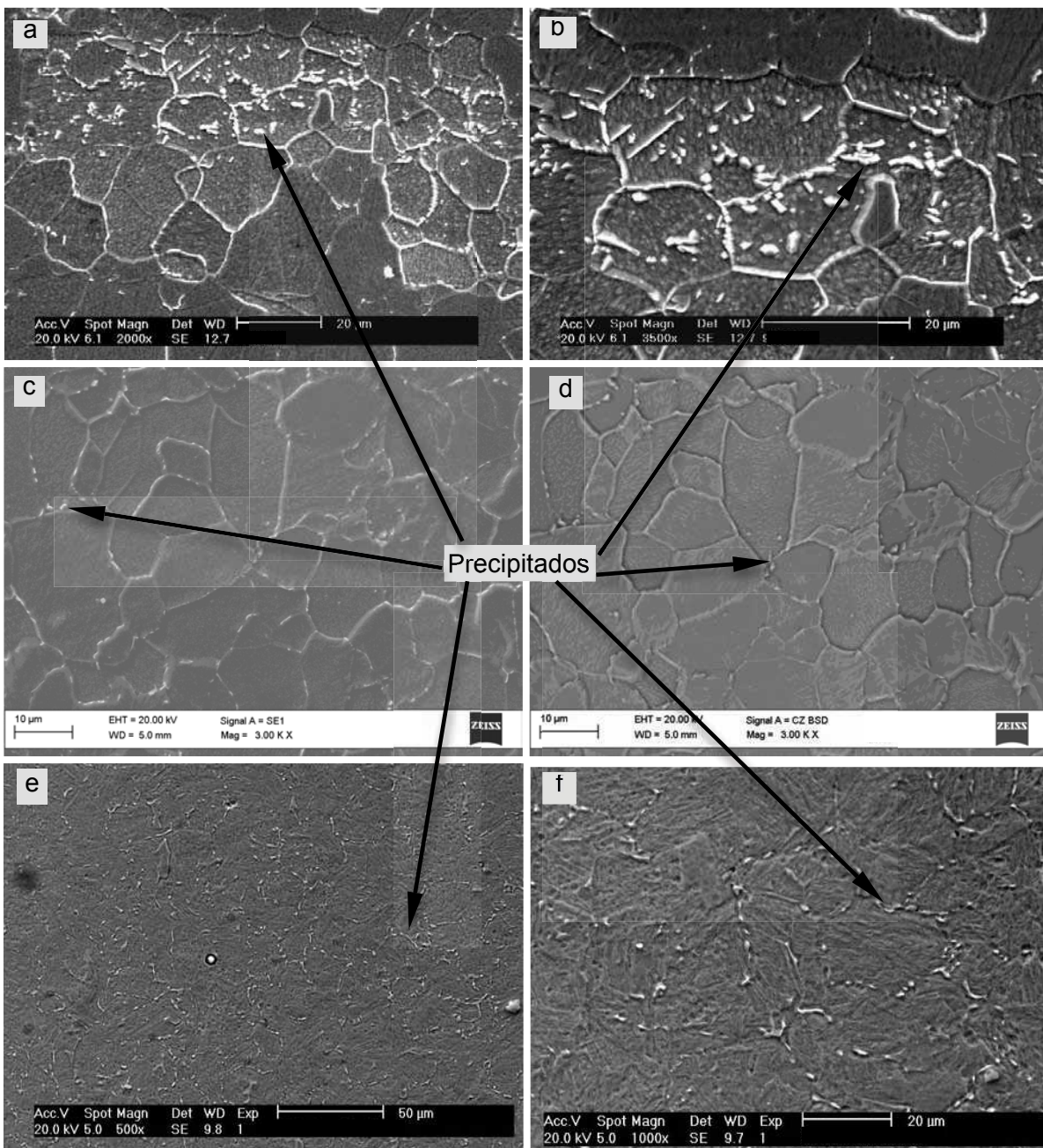


Figura 5.6 – Microestrutura do material tratado em forno contínuo (a e b) e forno tipo Box (c e d), forno contínuo utilizando ataque eletrolítico (e e f), mostrando a presença de precipitados nos contornos e no interior dos grãos.

No entanto, muitos desses precipitados apresentam-se previamente no material, possivelmente resultado de tratamentos térmicos, realizados após processos de deformação à frio. É possível que haja alguma interferência, como mostra Ehrlich et alii (1994) e Schäfer (1998). Esses pesquisadores afirmam que isoladamente a ferrita delta, cujo material é passível de formar, apresenta alta tenacidade, enquanto que com a presença de precipitados, o efeito é adverso, sendo os precipitados responsáveis por essa adversidade.

Totemeier et alii (2006), em seu trabalho, avaliando a temperatura de interpasse para o material dessa classe, observaram a presença de algumas fases, ao que o mesmo indica como precipitados à base de carbono. A Figura 5.7 exemplifica essas precipitações. O aço estudado por tal pesquisador apresenta características químicas similares ao material aqui estudado. Embora seja constatado a presença de muito pouco carbono na matriz do material aqui em estudo, essa pequena quantidade ainda poderá atuar de forma a gerar novas estruturas mais estáveis quimicamente, uma vez que a matriz ferrítica detém muito pouco carbono dissolvido à baixas temperaturas.

No trabalho desses autores, com o aquecimento em temperaturas próximo aquelas experimentadas pela região da ZAC, as propriedades tendem a deteriorar. Segundo os autores, a presença desses precipitados, aliados à formação de martensita não revenida, atuaria de forma negativa no que se refere à tenacidade ao impacto.

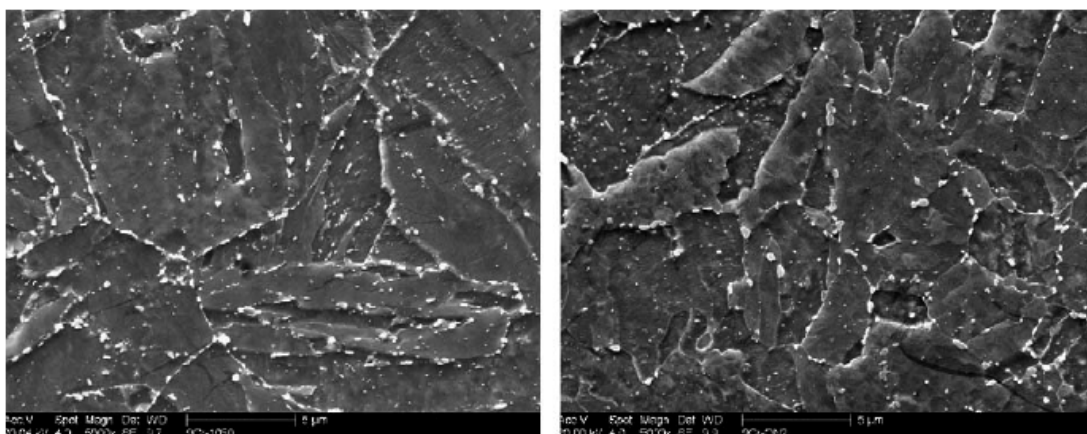


Figura 5.7 – Microestrutura do aço de grade ferrítica-martensítica com a precipitação de finos carbonetos (TOTEMEIER et alii, 2006).

### 5.3. Características mecânicas

#### 5.3.1. Propriedades mecânicas

Todo material foi submetido a uma análise de suas propriedades mecânicas. A Tabela 5.3 apresenta esses resultados. São apresentados nessa tabela o limite de

escoamento do material, o limite de resistência, alongamento e a dureza, dado em Brinell. Muito embora se tenha praticamente a mesma composição química (Tabela 3.1), nota-se a diferença nas propriedades mecânicas, sendo constatadas as melhores propriedades para o material com tratamento em Box em relação ao material tratado em forno contínuo.

De acordo com a análise anterior a esta, o tipo de tratamento térmico influenciou sobremaneira as características microestruturais (Figuras 5.1 e 5.2). O material tratado em forno tipo Box se apresenta com tamanho de grão menor e com um grau de homogeneidade melhor que o material tratado em forno contínuo. Segundo a literatura (DIETER, 1981; BERBENNI; FAVIER; BERVEILLER, 2007) essa diferença microestrutural tende a se refletir diretamente nas propriedades mecânicas dos materiais em análise, como pode ser observada na Tabela 5.3.

Tabela 5.3 – Propriedades mecânicas para o aço experimental no modo como recebido.

Tratamento	Limite de escoamento.	Limite de Resistência	Alongamento	Dureza
	(MPa)	(MPa)	(%)	HRB
Box	332,7	480,9	37,6	83
	332,6	481,4	34,6	
	326,5	478,1	38,9	
<b>Média</b>	<b>330,6</b>	<b>480,1</b>	<b>37,0</b>	
Contínuo	296,8	412,0	39,8	79
	290,8	411,2	38,7	
	296,1	416,8	39,0	
<b>Média</b>	<b>294,6</b>	<b>413,3</b>	<b>39,2</b>	

Em uma comparação desses resultados, percebe-se que este apresenta propriedades mecânicas compatíveis com materiais de grade similar encontrados no mercado atual. Fazendo a comparação com o aço comercial AL 410S™ (UNS S41008) de grade similar ao material em estudo, verifica-se que os materiais em questão apresentam limite de escoamento superior, apresentando 294 MPa (Tabela 5.3) contra 205 MPa (MATWEB.COM). Para o limite de resistência, têm-se valores similares para o material tratado em forno contínuo e o material comercial (413 MPa – 79HRB e 415 MPa – 81HRB, respectivamente). Outro diferencial está no alongamento percentual dos dois materiais. Para o material tratado em forno contínuo o valor foi de 39,2%, enquanto o material comercial apresenta um valor na ordem de 25%.

Levando-se em consideração que são aços experimentais, o processo interfere no custo final do produto, na concepção de uma liga que possibilite propriedades similares ao produtos no mercado, isso já seria uma grande otimização. Assim, observa-se que independente do tipo de tratamento realizado, o material experimental mostra-se satisfatório em relação ao que se detém em comercialização.

### 5.3.2. Ensaio de Charpy-V

Foram submetidos ao ensaio de Charpy-V, tanto o metal tratado em forno tipo Box como contínuo. Cada entalhe foi medido em microscópio ferramenteiro com a resolução de 0,0001 mm, e comparado com o padrão da Norma ASTM E23-02, estando todos os corpos de prova utilizados dentro das especificações.

Foi estabelecida uma sistemática de avaliação conforme a metodologia experimental, fazendo para cada etapa uma análise de variância (ANOVA), verificando a influência dos diversos fatores, além de suas interações sobre a tenacidade ao impacto, característica esta medida pelo ensaio de impacto Charpy-V.

Na Tabela 5.4 são apresentados os resultados do ensaio de tenacidade ao impacto para os dois materiais (tratado em forno tipo Box e em forno Contínuo). O material foi ensaiado em diversos níveis de temperatura, a fim de se levantar uma curva de transição dúctil frágil. Os valores mostrados são dados em Joule. Com um fator de correção, segundo a Equação 5.1 (VARNAUSKAS et alii, 2004), obtém-se esses valores em J/cm<sup>2</sup>.

$$E = \frac{(E_1 - E_2) \cdot 9,81}{S} \quad (5.1)$$

onde  $E_1$  e  $E_2$  são as energias potencial inicial e final do pêndulo, respectivamente e  $S$  a área transversal da seção abaixo do entalhe.

Assim, baseado nessa equação, para os valores apresentados na Tabela 5.4 é necessário aplicar o fator de 2,5. Logo, valores como 50 J, por exemplo, seriam equivalentes a 125 J/cm<sup>2</sup>. Deste prisma é possível verificar que os valores médios adquiridos em ambos os testes, mostrados nesta tabela, apresentam-se superiores aos observados na literatura (ARCELOR, 2005). Pelos resultados, o material tratado em forno Box apresenta-se superior ao material tratado em forno contínuo, levando em consideração a tenacidade ao impacto, como é possível observar na Tabela 5.4.

Tabela 5.4 – Resultado da avaliação de tenacidade ao impacto para o metal de base.

Tratamento	Temperatura (°C)	Energia (J)	Energia (J/cm <sup>2</sup> )	Média (J)	Desvio Padrão (J)
Box	-50	55	137,5	55	7,8
		46	115,0		
		65	162,5		
		54	135,0		
	-40	54	135,0	53	3,3
		49	122,5		
		57	142,5		
		53	132,5		
	-20	65	162,5	71	16,3
		94	235,0		
		68	170,0		
		56	140,0		
	-10	91	227,5	81	17,6
		71	177,5		
		67	167,5		
		108	270,0		
		70	175,0		
	0	87	217,5	82	10,4
		83	207,5		
		83	207,5		
65		162,5			
93		232,5			
T. Ambiente	104	260,0	101	2,5	
	99	247,5			
	101	252,5			
Contínuo	-40	7	17,5	20	21,4
		5	12,5		
		15	37,5		
		51	127,5		
	-30	37	92,5	32	25,4
		4	10,0		
		54	135,0		
	-20	55	137,5	48	5,0
		45	112,5		
		47	117,5		
		44	110,0		
	-10	64	160,0	52	10,2
		49	122,5		
		40	100,0		
		56	140,0		
	0	57	142,5	50	6,2
		54	135,0		
		44	110,0		
		46	115,0		
	T. Ambiente	54	135,0	63	7,4
57		142,5			
67		167,5			
70		175,0			
69		172,5			

Pelos resultados mostrados na caracterização do metal de base, a liga tratada em forno tipo Box apresenta um tamanho de grão menor que o apresentado pelo material tratado em forno contínuo. Segundo a literatura (DIETER, 1981; BERBENNI; FAVIER; BERVEILLER, 2007), isso proporciona uma elevação na tenacidade do material. Isso explica o melhor resultado para o material tratado em forno tipo Box, o que também pôde ser observado nos valores apresentados na Tabela 5.3, a qual mostra que os limites de escoamento e de resistência são superiores para o material tratado em forno tipo Box.

Ainda, na Tabela 5.4, é notado que o processo de tratamento (em forno tipo Box e em forno Contínuo) foi marcante no que diz respeito à tenacidade ao impacto. Embora se observe uma dispersão elevada para os ensaios, qualitativamente é possível salientar que o processo em forno tipo Box proporciona uma melhor característica para essa liga.

A Figura 5.8 indica a superior tenacidade ao impacto para o material tratado em forno Box. Ocorre uma minimização dessa energia absorvida com a minimização da temperatura de realização dos ensaios. É possível destacar dois patamares distintos para esses materiais. Para o material tratado em forno tipo Box ocorre um decréscimo da energia absorvida ao impacto com a minimização da temperatura, no entanto tais patamares de decréscimo ainda estão acima dos limites estabelecidos pelos níveis apresentados pelos materiais comerciais de mesma classe a qual apresenta uma energia de absorção ao impacto de 100 kJ/cm<sup>2</sup> à temperatura -20 °C (ACESITA, 2005).

Para o material tratado em forno Contínuo é nítido o patamar inferior dos valores de energia absorvida durante o teste de impacto, comparando-se com os valores atingidos pelo material tratado em forno tipo Box. A partir da temperatura de -30 °C é notado que o valor de energia absorvida ao impacto já atinge valores bem baixos (abaixo de 100 J/cm<sup>2</sup>).

Outra observação a ser frisada é a questão da homogeneidade dos resultados. Principalmente nas condições de menor temperatura, observa-se um maior desvio padrão nos resultados de tenacidade ao impacto para o material tratado em forno contínuo que no forno tipo Box. Isso vem a consolidar a análise anterior, na qual se baseava na homogeneidade da microestrutura, aqui representada pela variação do tamanho de grão no material. A princípio, quanto mais homogêneo o material em relação a sua microestrutura, o mesmo acontecerá em relação as propriedades mecânicas desse material, podendo ainda haver a influência de outros fatores, como a precipitação em alguns pontos do material (Figura 5.6).

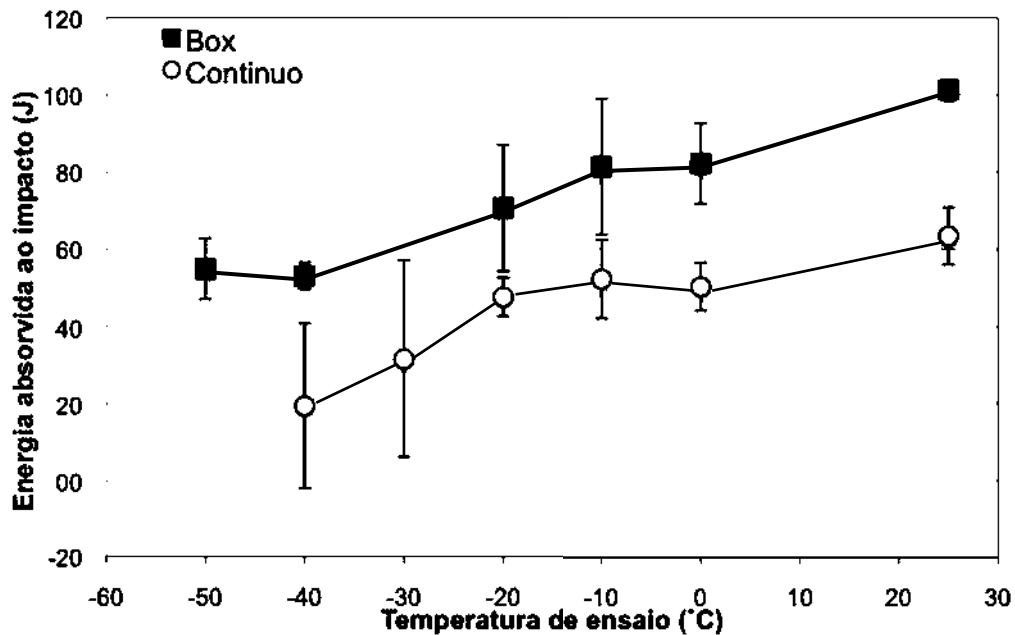


Figura 5.8 – Resultados dos ensaios Charpy-V para o metal de base, nos dois tratamentos.

Baseado nos dados apresentados na Tabela 5.4, realizou-se uma análise de variância (Apêndice II). Essa análise contou apenas com os valores nas temperaturas coincidentes. Assim poderá ser observado que apenas cinco (5) temperaturas foram avaliadas (-40 °C, -20 °C, -10 °C, 0 °C e 25 °C). O valor de “p”, tanto para a variável tratamento térmico quanto Temperatura de Ensaio foi de 0,00. Com isso, levando em consideração o nível de significância de 5%, é possível afirmar que os dois materiais avaliados apresentam-se distintos, tomando como referência suas propriedades medidas, mediante a variável dependente (energia absorvida ao impacto).

As Figuras 5.9 e 5.10 mostram graficamente os resultados da análise de variância. A influência do modo de tratamento térmico sofrido pelo material sobre a energia absorvida ao impacto é mostrada na Figura 5.9. Apresentam-se resultados bem distintos, o material tratado em forno tipo Box e em forno contínuo. Através dessa figura é possível assegurar com 95% de segurança que o tipo de tratamento térmico influi diretamente a tenacidade ao impacto.

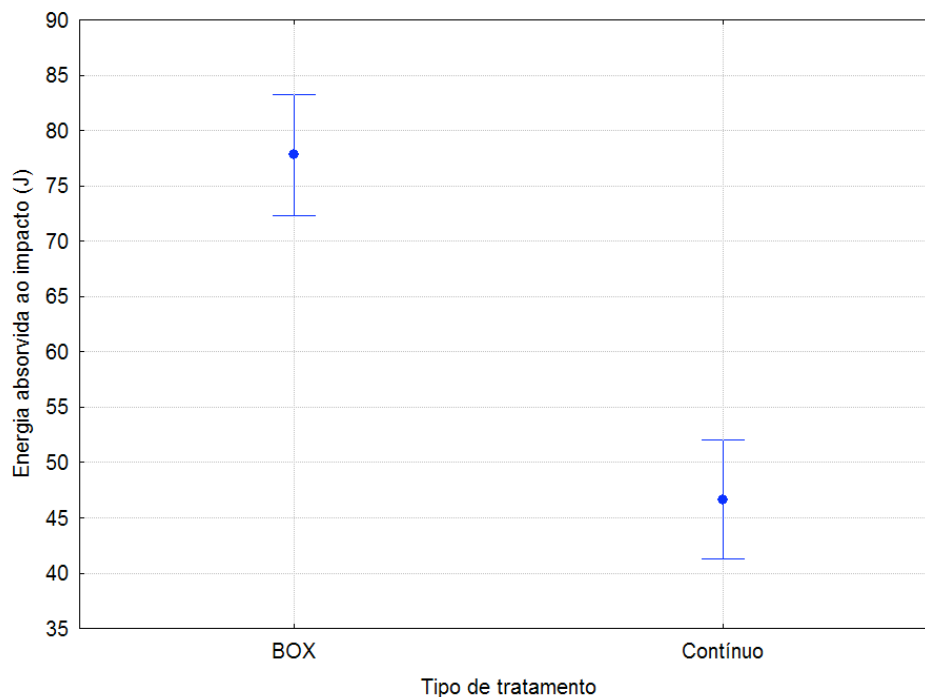


Figura 5.9 – Avaliação estatística (ANOVA) para os resultados obtidos com a avaliação do metal de base (Avaliação dos dois tratamentos).

Tal resultado era esperado em função da análise microestrutural do material. Observou-se que para o material tratado em forno tipo Box a granulação apresentou-se mais refinada, bem como mais homogênea, esperando assim, baseada na literatura (DIETER, 1981; BERBENNI; FAVIER; BERVEILLER, 2007), uma maior energia absorvida ao impacto.

O resultado da análise de variância para a variável temperatura de ensaio é observado na Figura 5.10. Nesta, nota-se a tendência de decréscimo da energia absorvida ao impacto com a minimização da temperatura de ensaio. De um modo geral, este material, quando submetido a baixas temperaturas apresenta baixa tenacidade, tomando como referência a energia absorvida ao impacto, característica dos materiais com estrutura cúbica de corpo centrado (ferrita).

Embora não se tenha subsídios para a definição da faixa de transição dúctil-frágil para esse material, os dados apontam para temperaturas inferiores a  $-20\text{ }^{\circ}\text{C}$ . Assim justifica-se esse ponto ( $-20\text{ }^{\circ}\text{C}$ ) como ponto de referência para a avaliação da tenacidade desse material. Embora se observe na Tabela 5.4 valores elevados de energia absorvida ao impacto para o material tratado em forno tipo Box, como base de referência, esse ponto de temperatura mostrou tendência de minimizar os valores de tenacidade.



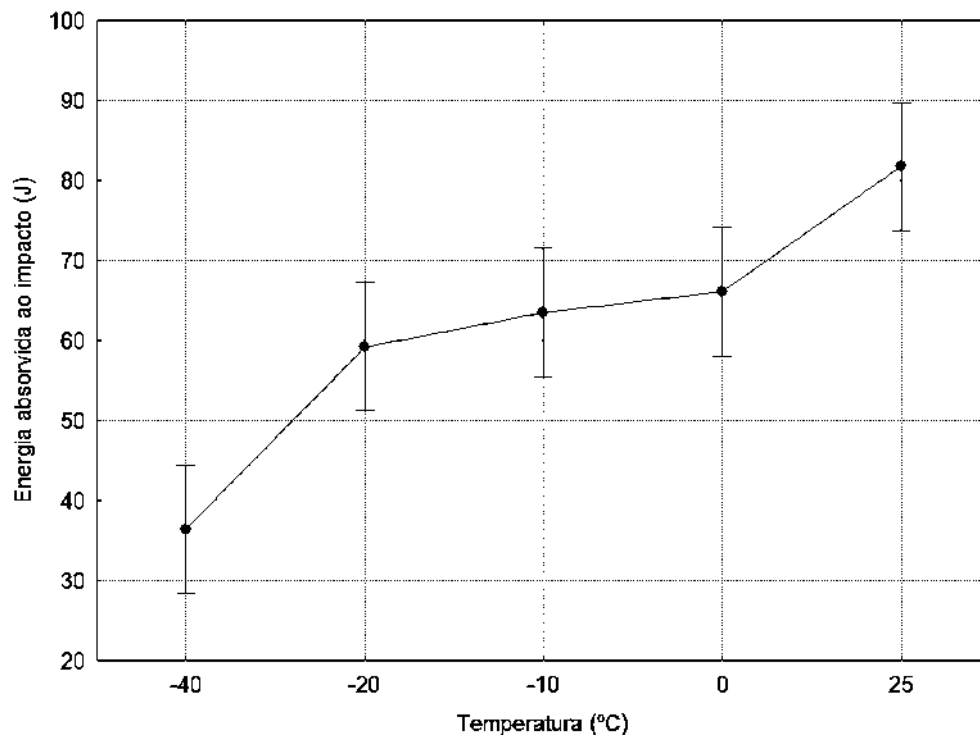


Figura 5.10 – Avaliação estatística (ANOVA) para os resultados obtidos com a avaliação do metal de base (Avaliação das temperaturas de ensaio utilizadas).

Observa-se uma queda bem mais acentuada entre  $-40\text{ °C}$  e  $-20\text{ °C}$ . Ainda nessa figura, acontece na faixa de  $0\text{ °C}$  a  $-20\text{ °C}$  um patamar de energia absorvida, ou seja, nesse nível de temperatura, estatisticamente não acontece variação dos níveis de energia absorvida ao impacto. Supõe-se aqui, baseado, também, nesse patamar, que a temperatura crítica para a utilização de tal material seja  $-20\text{ °C}$ .

Em uma análise isolada de cada material, a ANOVA apontou para o material tratado em forno tipo Box um valor de “p” igual a 0,000. Nessa avaliação observou-se uma faixa de temperatura de  $-50\text{ °C}$  a  $25\text{ °C}$ . A Figura 5.11 retrata essa avaliação. É notado que a partir da temperatura de  $-20\text{ °C}$  inicia-se um decaimento onde, estatisticamente, a diferença se torna mais proeminente.

Para o material tratado em forno contínuo, o valor de “p” ficou em 0,003. A Figura 5.12 retrata esse efeito. Nessa figura fica mais claro o decaimento da energia absorvida ao impacto para temperaturas abaixo de  $-20\text{ °C}$ . Isso vem a fortalecer a tese de que esse nível de temperatura seria o ponto crítico de análise para esse material, independente do tipo de tratamento a que foi submetido.

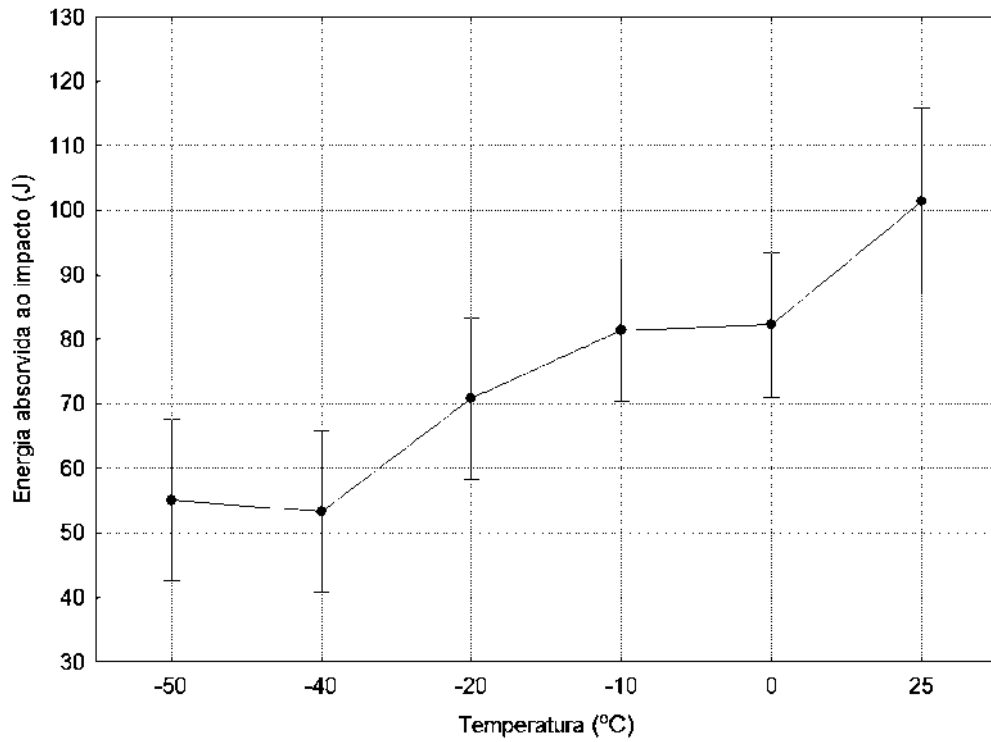


Figura 5.11 – ANOVA enfocando a influência da temperatura de ensaio sobre a tenacidade ao impacto para o material tratado em forno tipo Box.

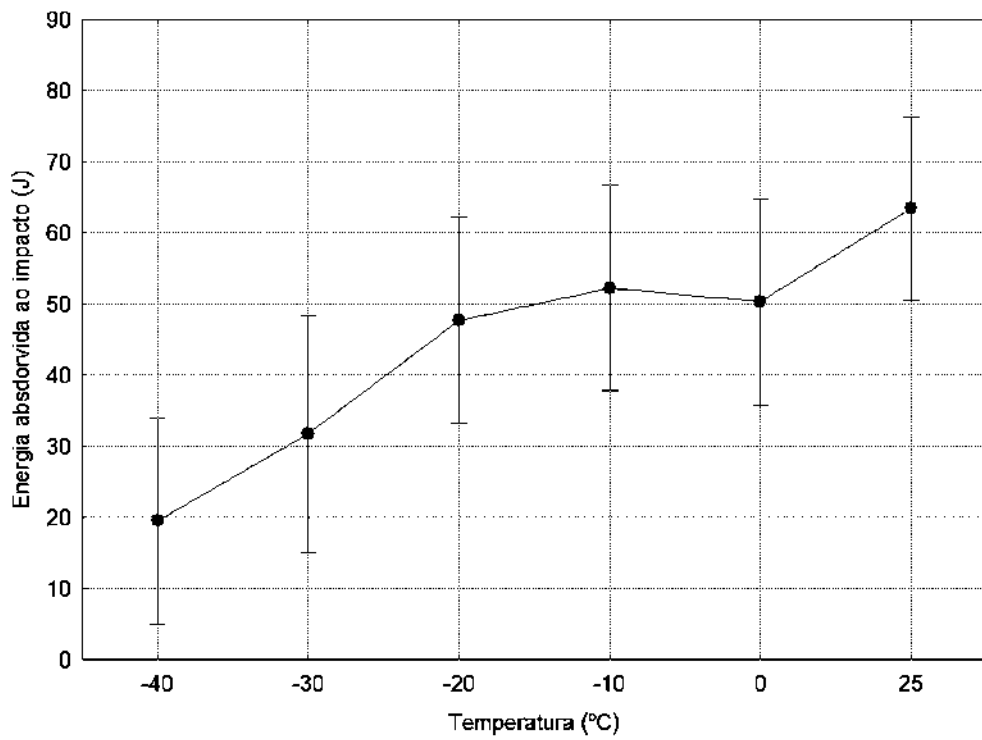


Figura 5.12 – ANOVA enfocando a influência da temperatura de ensaio sobre a tenacidade ao impacto para o material tratado em forno Contínuo.

### 5.3.3. Avaliação da topografia gerada pela fratura

Pela topografia da fratura para os dois materiais em condições de baixa temperatura (-40 °C) é possível ser verificada a diferença entre as duas condições de tratamento térmico. Na Figura 5.13 são observadas as topografias para a fratura gerada a partir de um corpo de prova Charpy V de um material tratado em forno tipo Box, no estado como recebido e ensaiado à temperatura de -40 °C. Esse ensaio absorveu 49J de energia ao impacto. Para esse tipo de material o nível de energia absorvida ao impacto, em relação aos materiais de mesma classe (Acelor, 2005), é bem elevado. Isso demonstra a qualidade do material tratado em forno tipo Box. As Figuras 5.13b, 5.13c e 5.13d são aumentos da Figura 5.13a. Nessa primeira figura é possível a verificação da fratura acontecendo em duas direções. No primeiro momento tem-se o fator de rasgamento pela imposição do martelo na base inferior do corpo de prova, induzindo à abertura da trinca em função do entalhe, esse modo poderia ser caracterizado como uma fratura de modo I (HERTZBERG, 1996).

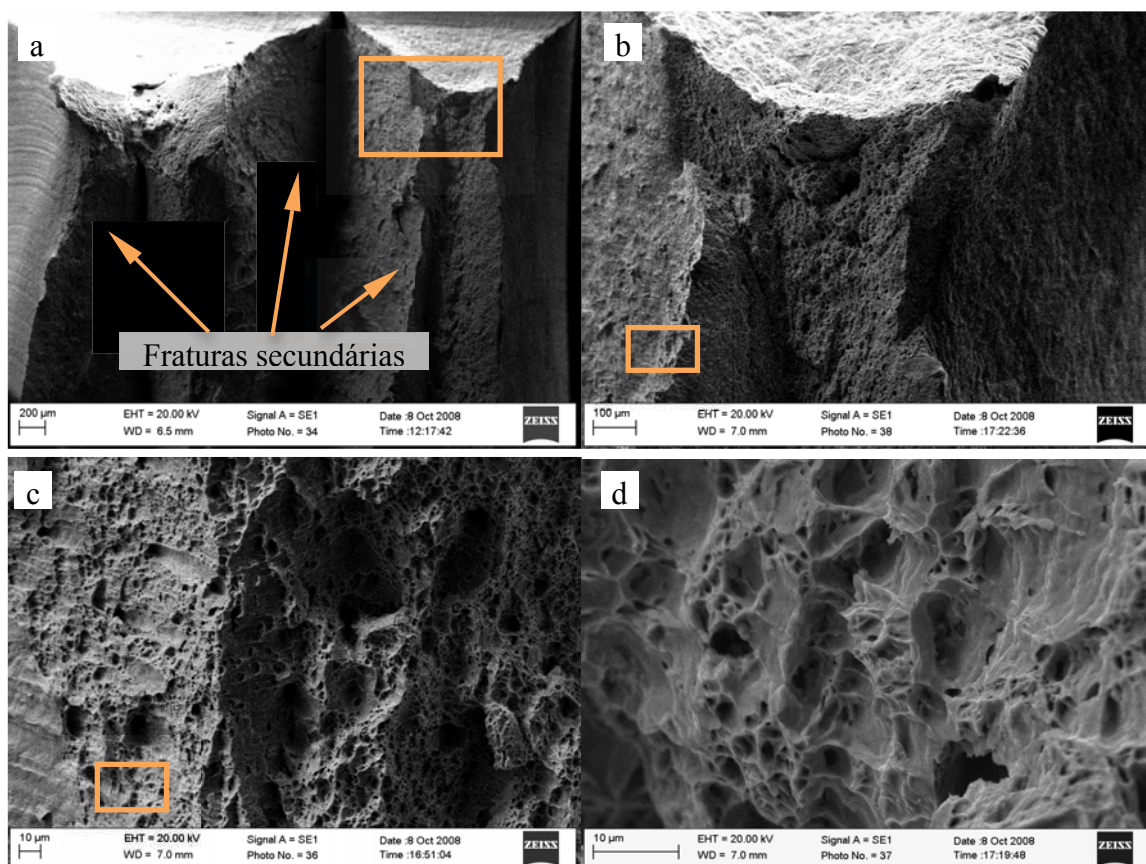


Figura 5.13 – Topografia da fratura de um corpo de prova para o material tratado em forno tipo Box ensaiado a uma temperatura de -40 °C e uma tenacidade ao impacto de 49J.

Em função da característica dúctil apresentada por esse material, ocorreu uma fratura secundária, resultado da grande deformação gerada no rompimento do material. Essa

grande deformação foi suficiente para gerar uma decoesão em uma direção lateral à fratura do corpo de prova (Figura 5.13 a).

Na Figura 5.14 se retrata a topografia da superfície da fratura de um corpo de prova confeccionado em material tratado em forno contínuo, no estado como recebido e submetido ao teste de impacto à temperatura de  $-40\text{ }^{\circ}\text{C}$ . Nessa figura observa-se o aumento consecutivo dessa região fraturada. Através desse aumento é notada a característica frágil dessa fratura. Principalmente nas Figura 5.14c e 5.14d, essa característica frágil fica mais evidenciada pela presença da facetas de clivagem (“rivers”).

Na Figura 5.15 é retratada a característica da topografia da fratura da região central do corpo de prova citado anteriormente. Nessas topografias é notado ainda a característica de fragilidade, pela presença massiva das clivagens. No entanto entre essa estrutura de característica frágil observa-se a presença de alguns indícios de deformação plástica, aqui representadas por uma região mais fibrosa em algumas regiões da superfície de fratura (Figura 5.15a). Na Figura 5.15b observa-se a presença de fraturas similares às observadas no material tratado em forno tipo Box (fratura secundária).

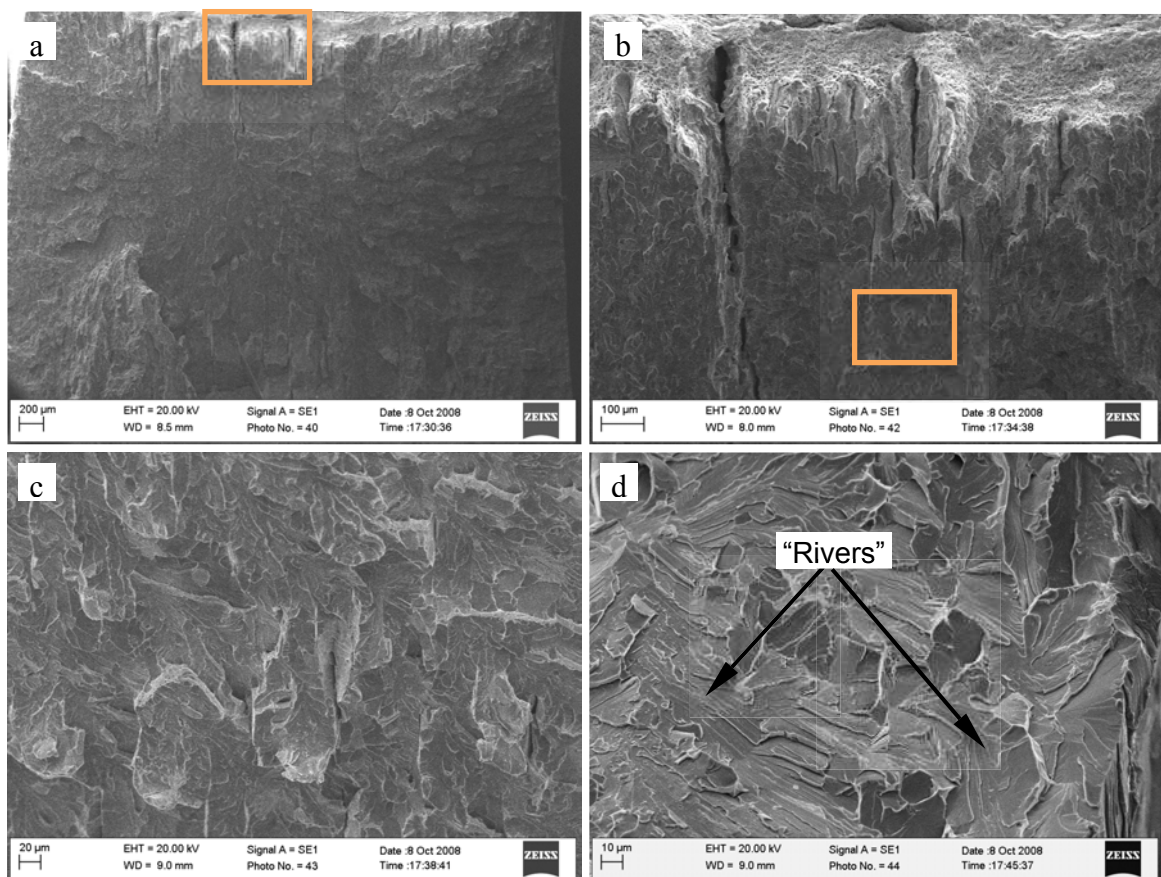


Figura 5.14 – Topografia da fratura de um corpo de prova para o material tratado em forno Contínuo ensaiado a uma temperatura de  $-40\text{ }^{\circ}\text{C}$  e uma tenacidade ao impacto de 15J.

Esse tipo de fratura, apresentado na Figura 5.15, indica algum indício de plasticidade e com isso alguma tenacidade, mesmo que baixa. Isso levanta a questão do estado de tensões presente no ensaio. Segundo Dieter (1988), a quasi-clivagem, seria similar à clivagem, apresentando as facetas dos grãos, mas seria gerada pela baixa temperatura em que ocorre a fratura. Nessas fraturas ainda é possível se verificar a presença de “dimples” nas periferias das facetas. Esses indícios são observados na Figura 5.15a.

De um modo geral se observa que o material tratado em forno tipo Box apresenta uma melhor tenacidade ao impacto que o material tratado em forno Contínuo, quando analisado estatisticamente e pela topografia da fratura para esse material em condições extremas de utilização (abaixo de  $-20\text{ }^{\circ}\text{C}$ ). No entanto, analisando os valores da tenacidade ao impacto do material comercial, verifica-se que os valores aqui obtidos para o material de menor desempenho (material tratado em forno Contínuo) se encontram em patamares similares ou superiores aos materiais de mesma classe existentes no mercado (AZOM, 2003; SUGARTECH, 2003; MATWEB, 2006).

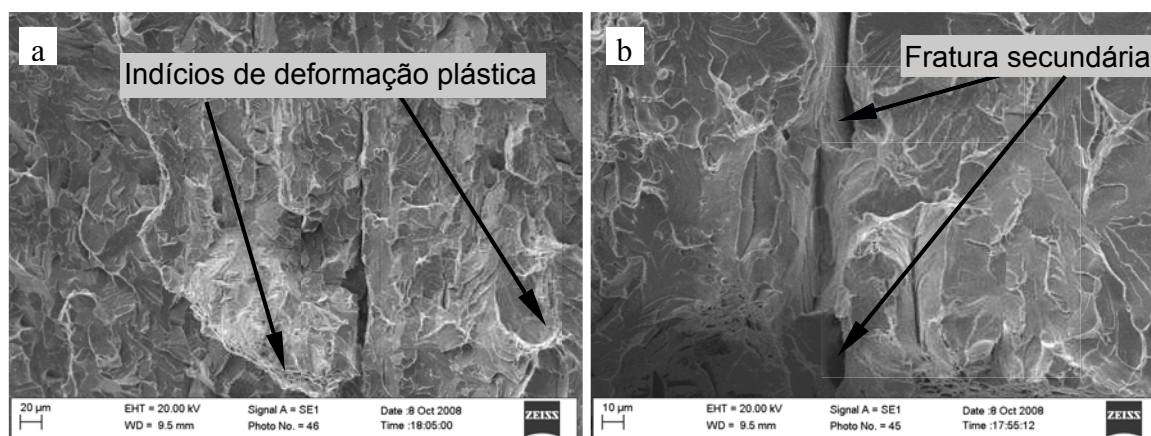


Figura 5.15 – Topografia da região central da fratura de um corpo de prova para o material tratado em forno Contínuo ensaiado a uma temperatura de  $-40\text{ }^{\circ}\text{C}$  e uma tenacidade ao impacto de 15J.

#### 5.4. Considerações sobre o material de base

Através dos resultados mostrados, percebe-se que o tipo de tratamento térmico sofrido influencia sobremaneira as características mecânicas do material, mesmo este apresentando composição similar.

Pelos dados de resistência, tenacidade ao impacto apresentados e topografia da superfície da fratura, o material tratado em forno tipo Box se apresenta superior ao tratado em forno contínuo, mesmo quando observado em baixas temperaturas.

Assim, aponta-se para características superiores do aço inoxidável ferrítico tratado em forno tipo Box. No entanto, baseado no que se observa no mercado, na média, as características desse metal de base tratado em forno Contínuo se apresentam similares ou melhores que esses aços comerciais. Isso indica que o tratamento térmico em forno Contínuo encontra viabilidade para o aço inoxidável ferrítico em questão, mesmo apresentando características inferiores ao mesmo material tratado em forno tipo Box.





## CAPITULO VI

### 6. CARACTERIZAÇÃO DA ZONA FUNDIDA

#### 6.1. Introdução

Nesse capítulo são abordadas as características da zona fundida para as condições de soldagem estabelecidas no Capítulo III. É avaliada a microestrutura tanto para o material depositado com arame tubular experimental AWS EC 409, da ESAB, quanto o material comercial da classe austenítica (AWS ER 309LSi da SANDVCK). São abordadas, também, as características de tenacidade ao impacto para ambos os casos. O procedimento se assemelha ao que se realizou anteriormente no capítulo resguardado ao material de base.

As composições dos consumíveis de adição podem ser observadas na Tabelas 6.1 e 6.2. Nessas tabelas constam os valores fornecidos pelos fabricantes e os valores medidos. Para essa análise foram confeccionados dois corpos de prova, um para cada arame eletrodo. Foram realizadas soldagens consecutivas com cada tipo de eletrodo, gerando seis (06) camadas, como mostra do esquema ilustrado pela Figura 3.2, utilizado no procedimento de Oñoro (2006), e para que no último passe fosse obtido um material com o mínimo de diluição com o metal de base. As avaliações foram realizadas nas dependências da empresa Acelor Mittal, situada em Timóteo-MG.

Para manter todos os parâmetros similares em cada passe, foi utilizada soldagem automática, através de posicionador linear com controle de velocidade conforme estabelecido no Capítulo III. Utilizou-se a soldagem em tensão constante, tendo como gás de proteção uma mistura gasosa comercial (Ar + O<sub>2</sub>), com uma vazão média de 14l/min. Foram mantidas as mesmas energias de deposição, com a tensão média de soldagem em 24V, corrente de soldagem média de 220A e velocidade de soldagem em 25 cm/min. Em todas as soldas foi mantida a distância bico de contato peça (DBCP) em 18 mm.

É notado que o material austenítico (AWS ER 309LSi) apresenta-se similar ao que o fabricante anuncia, não havendo diferenças significativas em relação à composição do depósito especificado. Quando se avalia o material experimental (AWS EC 409), nota-se uma diferença, a princípio significativa. Pela Tabela 6.2, os resultados, principalmente de cromo e



níquel, estão distintos do que é especificado pelo fabricante. Observa-se um maior aumento no teor de cromo (aumento de cerca de 1%) e a ausência de níquel. Essa composição resultante assemelha-se à composição estudada por Oñoro (2006), onde ocorre a predominância de martensita na região fundida da solda e a presença de ferrita delta ( $\delta$ ). Esse tipo de constituição microestrutural tende a manter baixas características de tenacidade.

Tabela 6.1 – Composição química medida para o arame sólido comercial AWS ER 309LSi

Elemento	Composição (%)	
	Fabricante	Medido
C	0,017	0,019
Cr	23,17	23,81
Cu	0,12	*
Mn	1,56	1,34
Mo	0,14	*
N	0,113	*
Ni	13,64	13,47
P	0,020	0,019
S	0,012	0,012
Si	0,91	0,76

\* Elementos não medidos

Tabela 6.2 – Composição química medida para o arame tubular experimental da classe AWS EC 409.

Elemento	Composição (%)	
	Fabricante	Medido
C	0,045	0,036
Cr	8,95	9,96
Mn	0,63	0,84
Mo	0,004	*
Ni	1,83	0,016
P	0,008	0,018
Si	0,40	0,61
Ti	0,22	0,23
V	0,013	*

\* Elementos não medidos

## 6.2. Avaliação microestrutural

### 6.2.1. Zona fundida com o consumível experimental da classe AWS EC 409

Nessa primeira etapa da avaliação da zona fundida das soldagens realizadas, avaliou-se a microestrutura do metal gerado pela fusão do arame experimental AWS EC 409, tanto em alto (modo de transferência goticular) como em baixo (modo de transferência por

curto-circuito) aporte térmico. Em função do nível de energia empregado para a soldagem com esse consumível, esperava-se a influência da diluição no metal de solda. Nesse processo não foi medida a diluição para as energias utilizadas, no entanto, em função da diferença de energia empregada supõem-se que as soldagens realizadas em energia elevada (alto aporte térmico) promovam uma maior diluição.

A Figura 6.1 retrata a microestrutura para a região fundida de uma solda realizada com baixo aporte (1,4 kJ/mm). Nessas microestruturas são observadas uma mescla entre duas sub estruturas. A princípio, ferrita e martensita. Pelos resultados de Oñoro (2006), a composição da liga gerada na zona fundida estaria sujeita a formação de componentes frágeis como a martensita. Na Figura 6.1a é verificada um certo direcionamento da estrutura, certamente devido a solidificação (grãos colunares). É observado ainda que a martensita gerada apresenta uma formação “serrilhada” a partir do grão ferrítico. Formam-se, a partir desse crescimento, placas separadas por baixos ângulos, como ocorre nas placas laterais de Widmanstätten.

Com base na composição do material de depósito, o material fundido solidifica em ferrita delta, passando pelo campo dualizado,  $\gamma + \alpha$  (Figura 2.6). A passagem por tal campo permite a formação de austenita quando se atinge temperaturas na ordem de 850 °C (AWS, 1998). Essa austenita possibilita a geração de martensita, dependendo do gradiente térmico (LIPPOLD; COTECKI, 2005). A martensita se forma primeiramente nos contornos de grão ferríticos (Figura 6.1), o que pode afetar a ductilidade da liga (AWS, 1998). Analisando a Figura 6.1b nota-se a formação de um contorno de grão ferrítico com a sua completa envoltura por martensita, constatando-se o que cita a literatura (LIPPOLD; COTECKI, 2005). Segundo essa mesma literatura, a característica dessa martensita é função da composição da liga. A princípio a sua formação acontece pela presença de algum elemento intersticial austenitizante, como no caso o carbono e o nitrogênio. O metal de base em questão apresenta baixa quantidade de carbono, mas possui uma certa quantidade de nitrogênio, que aliado ao níquel e a quantidade de cromo presente na liga, que devido a uma certa solubilização, pode promover a formação do campo dualizado citado anteriormente.

A princípio a ferrita e a martensita, mostradas na Figura 6.1, apresentam-se concorrentes. Na região central da Figura 6.1a (região circulada) é verificado o avanço do crescimento da martensita, no que se denomina “shaves”, crescendo para o interior do grão ferrítico.

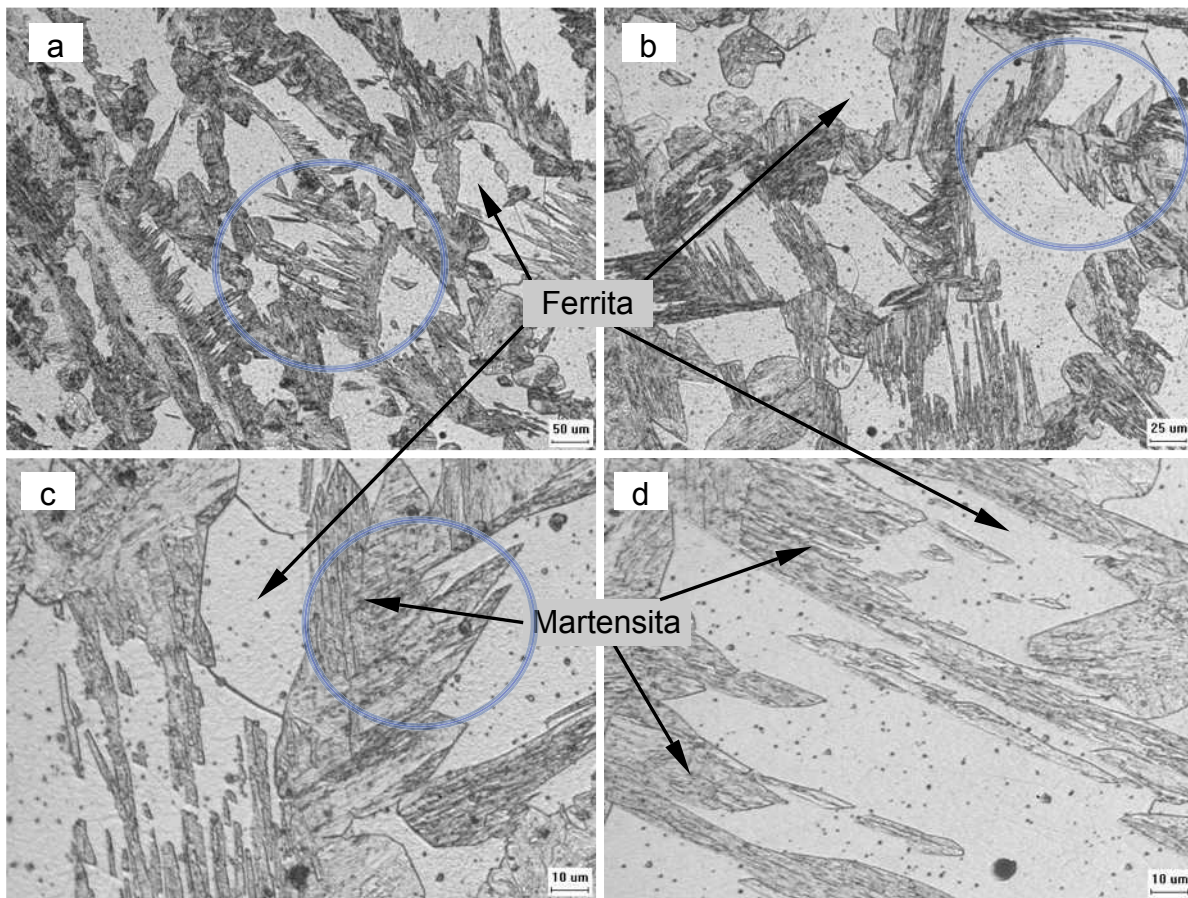


Figura 6.1 – Zona Fundida de uma solda realizada em baixa energia com o arame experimental da classe AWS EC 409 (Aumentos consecutivos).

Nessas microestruturas são observadas ainda, diversos precipitados, principalmente no interior da ferrita. Cai et alii (1994) afirmam que a martensita, a ferrita delta, bem como a ferrita  $\alpha$ , acompanhada de diversos precipitados e discordâncias são componentes comuns para o aço com características composicionais similares ao material aqui estudado.

A Figura 6.2 mostra a zona fundida para a soldagem com o mesmo material utilizando-se, nesse caso, um aporte térmico maior (2,4 kJ/mm). É observada uma similaridade do tipo de microestruturas com as mostradas na Figura 6.1. Na avaliação de 4 amostras de cada condição, utilizando o software comercial Image-Pro, licenciado para o Laboratório de Caracterização de Materiais da Universidade Federal do Ceará, constatou-se uma percentagem de 61% de martensita, medida através da área delimitada para a zona fundida de um material soldado com material ferrítico em baixa energia de soldagem (1,4 kJ/mm). Já para o material soldado com maior energia (2,4kJ/mm) esse percentual baixou para 57%. Embora seja verificada, para essas avaliações, uma variação de martensita, esse valor não se mostra significativo, mostrando que em bases estatísticas, o energia imposta durante as soldagens não influenciou no volume de martensita formada.

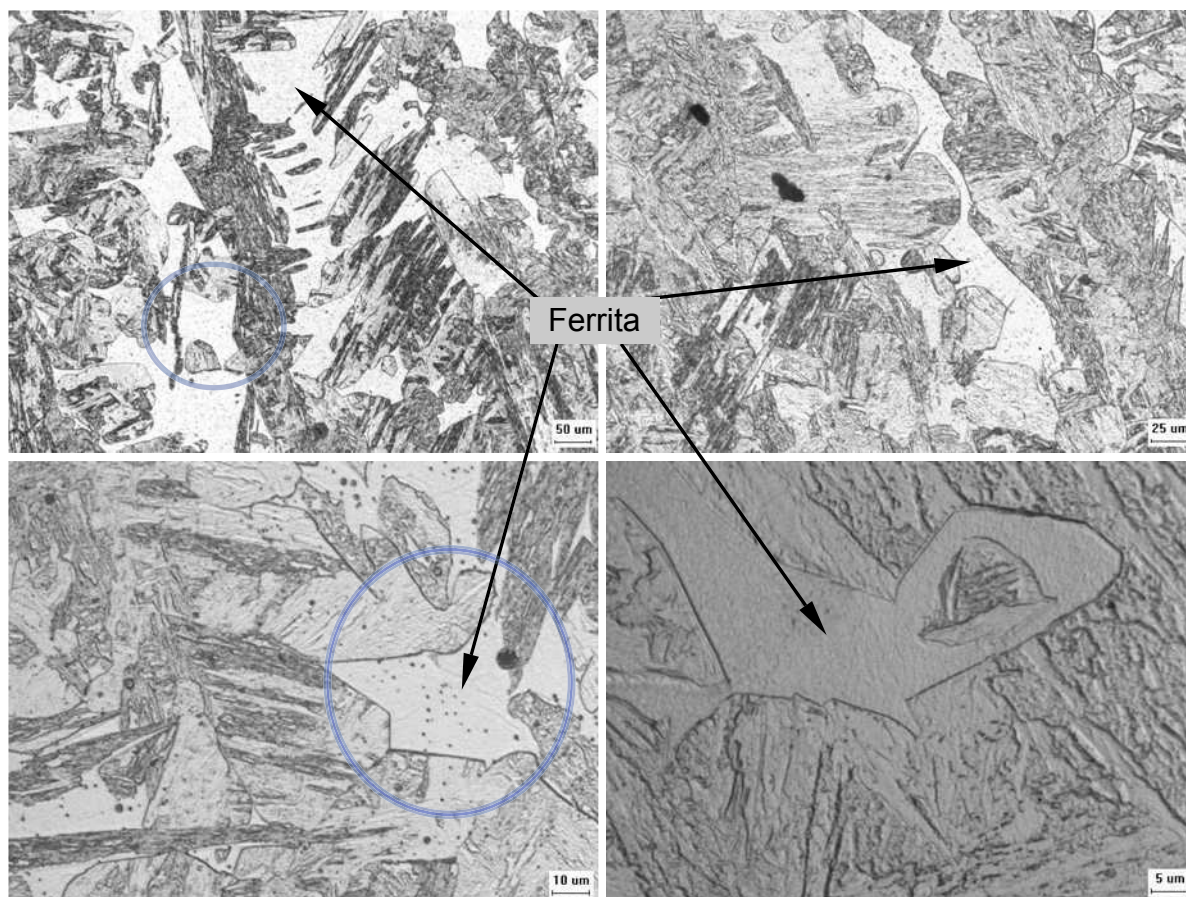


Figura 6.2 – Zona Fundida de uma solda realizada em alta energia com o arame experimental da classe AWS EC 409.

As Figura 6.1 e 6.2 mostram que a formação dos campos de ferrita acontece com grande frequência nesses materiais, conforme cita Oñoro (2006). Observando essas microestruturas e comparando ao observado no trabalho desse pesquisador (Figura 6.3), será verificada a semelhança microestrutural da ferrita, apresentando a forma poligonal de ferrita  $\delta$ , como cita o pesquisador. As fases circundadas na Figura 6.2 mostram esse tipo de formação para a ferrita delta.

Comparando as Figuras 6.1a e 6.2a com a Figura 6.3 (OÑORO, 2006), que estão em mesma escala, é verificada a semelhança microestrutural dessa ferrita. Em uma situação de equilíbrio, seria formada a ferrita  $\alpha$ , no entanto, em função dos altos gradientes que ocorrem na soldagem, esse componente (ferrita  $\delta$ ) pode ter sido formado e retido.



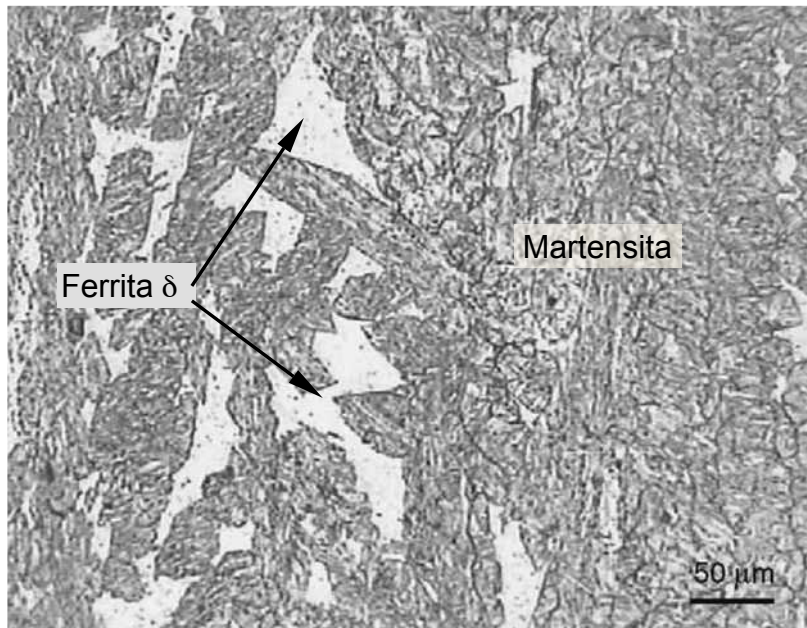


Figura 6.3 – Ferrita delta poligonal em uma matriz martensítica da zona fundida de uma liga experimental com 11%Cr (ONORO, 2006).

#### 6.2.2. Zona fundida com o consumível AWS ER 309LSi.

Nessa etapa foi avaliada a região fundida da solda gerada pela utilização do consumível AWS ER 309LSi. Em função da composição química desse consumível (Tabela 3.2) foi esperado que o metal gerado apresentasse características austeníticas, como pode ser verificado posteriormente. A Figura 6.4 retrata a microestrutura da zona fundida para esse consumível. Através dessa figura é notada nitidamente a característica de uma zona fundida de um aço inoxidável austenítico (ASM, 1992). São observados os veios de ferrita delta, característica da zona de fusão desse tipo de material. Pela análise da ferrita delta, através do software desenvolvido pela Universidade Federal do Espírito Santo (GSA – Granulômetro Semi-Automático), constatando-se uma composição em torno de 7 % a 10 %.

Essa quantidade de ferrita  $\delta$  poderá, dependendo de sua morfologia e distribuição na matriz, melhorar as características do metal de solda, principalmente no que diz respeito a trinca de solidificação (PUJAR et alii, 1998; LEE et alii, 2004). Em função da distribuição observada é esperado boas propriedades mecânicas para esse metal de solda.

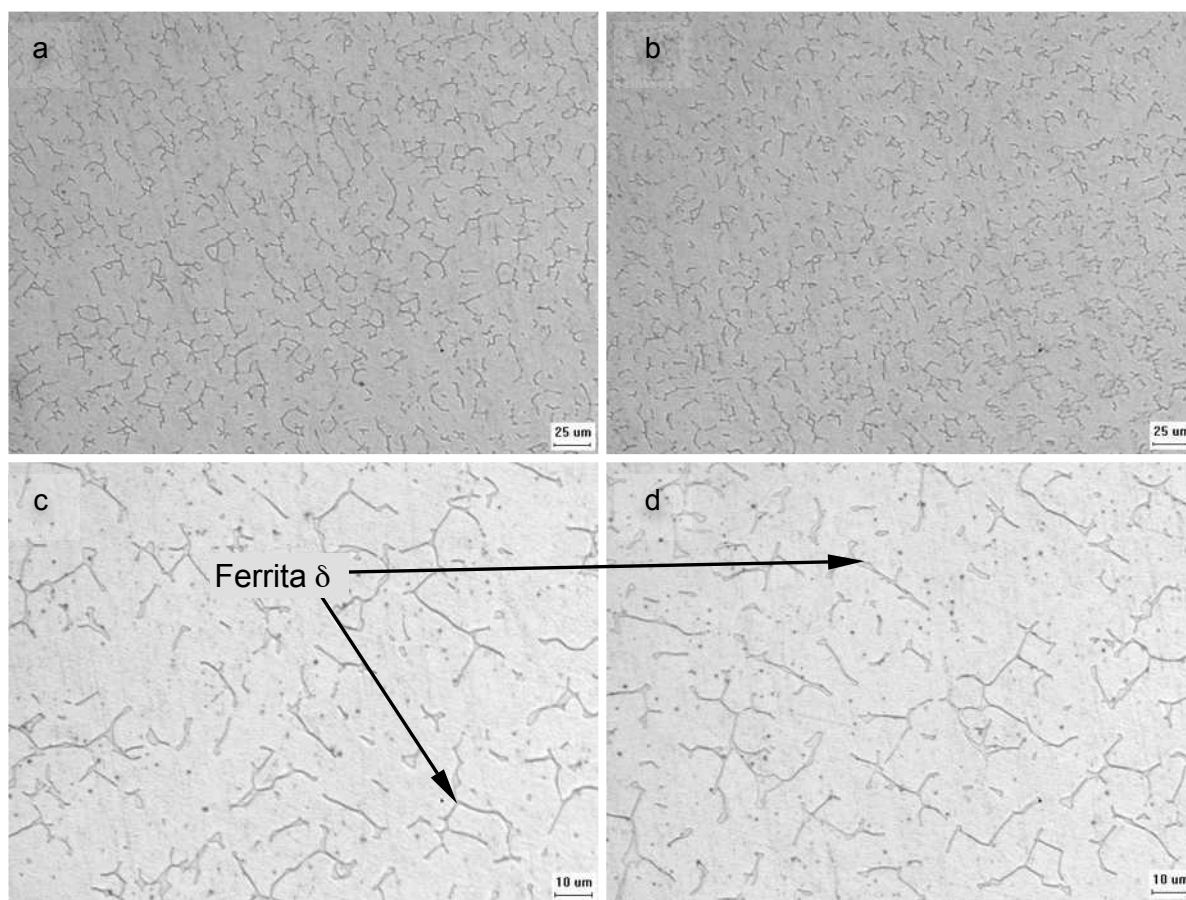


Figura 6.4 – Região fundida de uma solda realizada com o metal de adição AWS ER 309LSi e metal de base tratado em forno tipo Box. a e c – baixa energia; b e d – alta energia.

### 6.3. Charpy-V

Nessa etapa foram avaliadas as zonas fundidas com duas classes de consumíveis. As Tabelas 6.3 e 6.4 apresentam os resultados obtidos com o ensaio de tenacidade ao impacto para a soldagem com o arame maciço. Nestas tabelas observam-se três variáveis avaliadas (tipo de tratamento térmico, energia de soldagem empregada e a temperatura de ensaio). Pelos valores apresentados, não se verifica muita variação nos valores de energia absorvida ao impacto para esse material gerado com a soldagem com o arame eletrodo citado.

As Figuras 6.5 e 6.6 mostram graficamente os resultados para os ensaios realizados. Em ambos os consumíveis foi utilizado o mesmo nível de temperatura de avaliação.

Essa faixa de temperatura abordada possibilita a correlação, em termos dos aços comerciais, os quais apresentam a temperatura de  $-20\text{ °C}$  como limite de referência para as características de tenacidade, como foi abordado no metal de base.

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.

Tratamento	E. Soldagem	Temp. (°C)	E. Absorvida (J)		Média (J)	DP (J)
			(J)	J/cm <sup>2</sup>		
Box	Baixa	0	64	160,0	54,0	6,8
			52	130,0		
			49	122,5		
			51	127,5		
		-10	20	50,0	44,8	16,7
			56	140,0		
			53	132,5		
			50	125,0		
		-20	52	130,0	50,3	1,5
			50	125,0		
			49	122,5		
	Alta	0	51	127,5	54,7	3,2
			57	142,5		
			56	140,0		
		-10	58	145,0	57,5	6,1
			65	162,5		
			57	142,5		
50			125,0			
-20		52	130,0	53,3	1,5	
		55	137,5			
	53	132,5				

Embora tenha sido registrado alguma variação nos resultados de tenacidade ao impacto para a zona fundida gerada com o arame maciço austenítico, a energia absorvida ao impacto tendeu a manter-se no nível de 50 J, independente da temperatura de ensaio. Isso era esperado, uma vez que o material da zona fundida apresenta características austeníticas, eliminando a questão de fragilidade por transformação de fase e por minimização da temperatura, não apresentando assim, transição dúctil-frágil.

Pela composição mostrada por esse consumível (Tabela 6.1), esse aço pertence à classe 309, apresentando elevados teores de cromo e níquel, além dos teores de manganês e silício, apresentando boas características para soldagem, gerando assim um metal de boas características mecânicas (ASM, 1990). O mesmo comportamento foi observado na soldagem com alta e baixa energia bem como com tratamento térmico dos material de base diferente (tratamento em forno contínuo e forno tipo Box – Figuras 6.5 e 6.6).

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.

Tratamento	E. Soldagem	Temp. (°C)	E. Absorvida		Média (J)	DP (J)
			(J)	J/cm <sup>2</sup>		
Contínuo	Baixa	0	57	142,5	56,7	1,5
			58	145,0		
			55	137,5		
		-10	53	132,5	52,0	2,6
			49	122,5		
			54	135,0		
		-20	50	125,0	53,0	3,0
			56	140,0		
			53	132,5		
	Alta	0	58	145,0	56,3	3,8
			52	130,0		
			59	147,5		
		-10	54	135,0	54,0	2,0
			56	140,0		
			52	130,0		
		-20	51	127,5	52,7	2,9
			51	127,5		
			56	140,0		

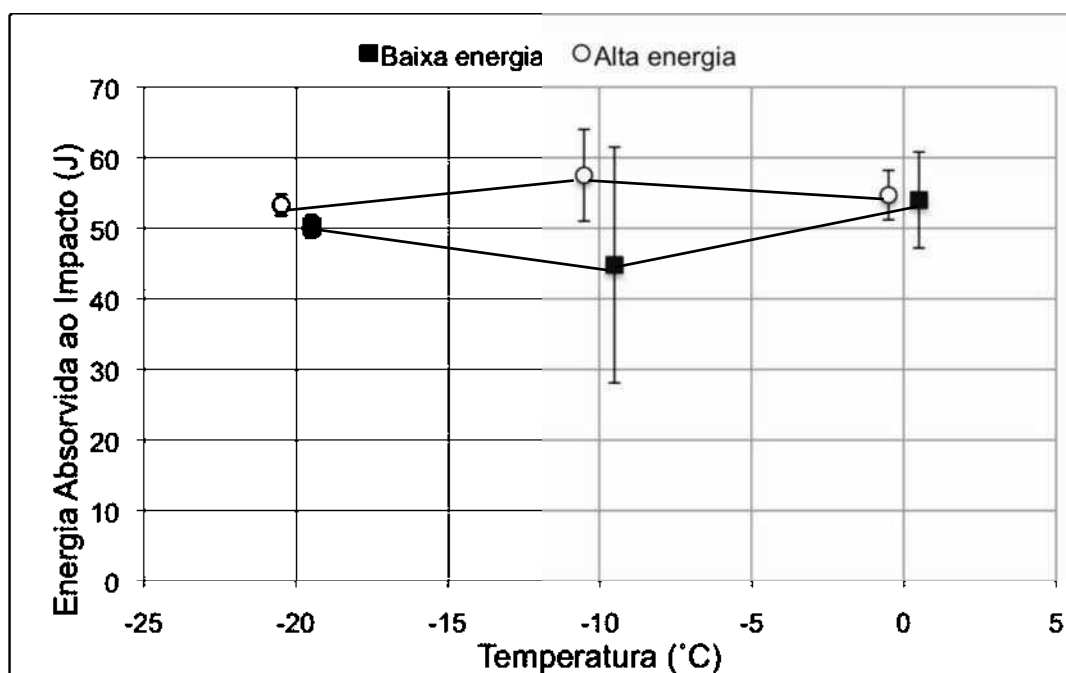


Figura 6.5 – Variação da tenacidade ao impacto para a região fundida de um material tratado em forno tipo Box, gerada com o arame maciço (AWS ER309LSi).



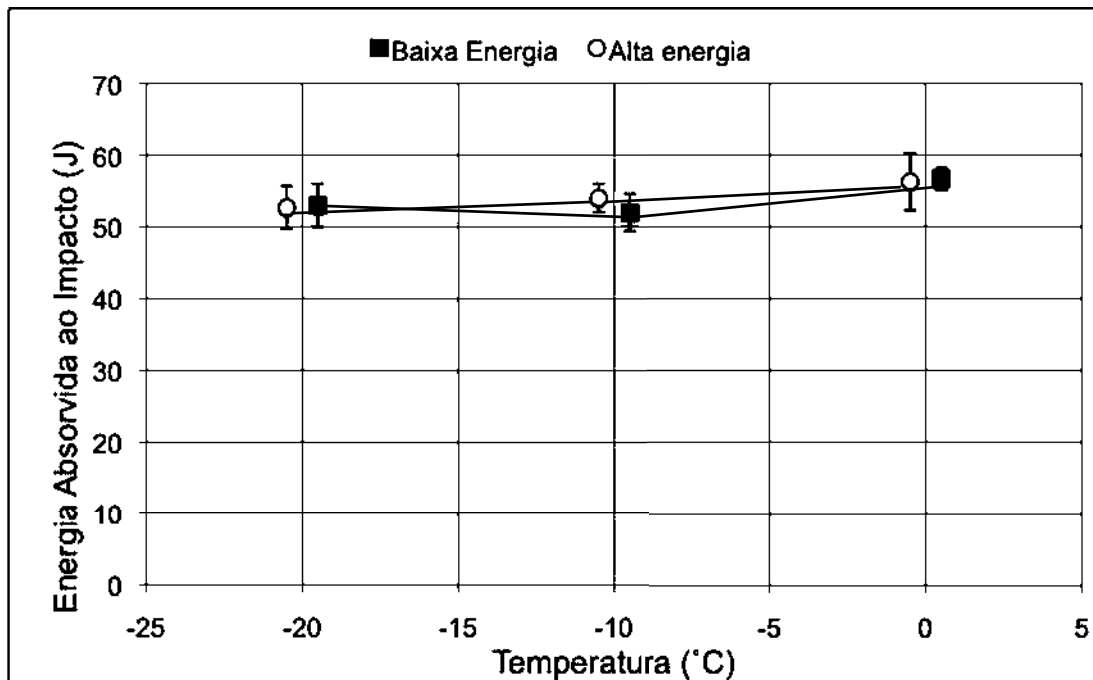


Figura 6.6 – Variação da tenacidade ao impacto para a região fundida de um material tratado em forno Contínuo, gerada com o arame maciço (AWS ER309LSi).

No entanto, observando as Tabelas 6.5 e 6.6 nota-se a baixa energia absorvida durante o impacto para todos os ensaios realizados nos corpos de prova gerados a partir da solda com o arame tubular experimental da classe AWS EC 409. O metal de solda gerado se mostrou bastante frágil. A zona fundida a partir do arame tubular ferrítico gerou uma estrutura bruta de fusão, proporcionando microestruturas de alto índice de fragilidade (Figura 6.2).

Na Tabela 6.2, os teores de Cr e Ni distam dos valores tanto apresentados pelo metal de base, quanto do material austenítico utilizado anteriormente. Pelos teores apresentados, esse metal não se posicionaria dentro das classes comerciais do material aqui em estudo. Seus teores de cromo (9,96%) e níquel (0,016%), além do carbono na ordem de 0,04%, podem permitir, a geração de material com baixa tenacidade, como puderam ser observados na Figura 6.2 e Figuras 6.7 e 6.8, pela tenacidade através da energia absorvida ao impacto apresentada.

Analisando os teores da liga gerada pelo metal de adição do arame tubular experimental da classe AWS EC 409, é possível posicioná-lo, segundo o diagrama mostrado na Figura 2.8 (BALMFORTH; LIPPOLD, 2000) dentro de uma região de temperabilidade (Ferrita + Martensita) e com a diluição desse metal de adição com o metal de base é possível que a temperabilidade tenha sido maior. O balanço composicional não possibilitou a geração de um metal de adição que tivesse um controle mais efetivo da microestrutura, gerando muita

martensita e estruturas grosseiras (Figura 6.2). É possível que um balanço melhor dos teores de níquel e carbono pudessem ter melhorado as propriedades do metal fundido.

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.

Tratamento	E. Soldagem	Temp. (°C)	E. Absorvida (J)		Média (J)	DP (J)
			(J)	(J/cm <sup>2</sup> )		
Box	Baixa	0	2	5,0	2,0	0,0
			2	5,0		
			2	5,0		
		-10	3	7,5	2,3	0,6
			2	5,0		
			2	5,0		
		-20	2	5,0	2,0	0,0
			2	5,0		
			2	5,0		
	Alta	0	2	5,0	2,0	0,0
			2	5,0		
			2	5,0		
		-10	4	10,0	3,0	1,0
			3	7,5		
			2	5,0		
		-20	3	7,5	2,7	0,6
			2	5,0		
			3	7,5		

Outro fator a ser observado nesse metal de adição é o teor de cromo. Este se estabelece em aproximadamente 10%. Muito embora tal teor apresente propriedades superiores aos aços convencionais (aço ao carbono), segundo a literatura (FOLKHARD, 1985; ROBERGE, 1999), esse seria insuficiente para a formação de um filme passivo adequado necessitando para tal de teores superiores a 10,5%. Esse baixo teor na região da soldagem poderia gerar desequilíbrio eletroquímico, promovendo, dependendo do ambiente a que esse material estivesse submetido, a um sistema de corrosão, aumentado ainda mais pelos teores de carbono mais elevados do que os observados no metal de base (ROBERGE, 1999).

Embora tenha-se gerado uma certa diluição, mesmo que não medida, pelas Figuras 6.7 e 6.8, nota-se que não houve variações na energia absorvida ao impacto com a mudança de material, tão pouco com o aumento da energia de soldagem.

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.

Tratamento	E. Soldagem	Temp. (°C)	E. Absorvida (J)		Média (J)	DP (J)
			(J)	(J/cm <sup>2</sup> )		
Contínuo	Baixa	0	2	5,0	2,7	1,2
			4	10,0		
			2	5,0		
		-10	2	5,0	2,0	0,0
			2	5,0		
			2	5,0		
		-20	2	5,0	2,3	0,6
			3	7,5		
			2	5,0		
	Alta	0	2	5,0	2,0	0,0
			2	5,0		
			2	5,0		
		-10	3	7,5	2,3	0,6
			2	5,0		
			2	5,0		
		-20	2	5,0	2,0	0,0
			2	5,0		
			2	5,0		

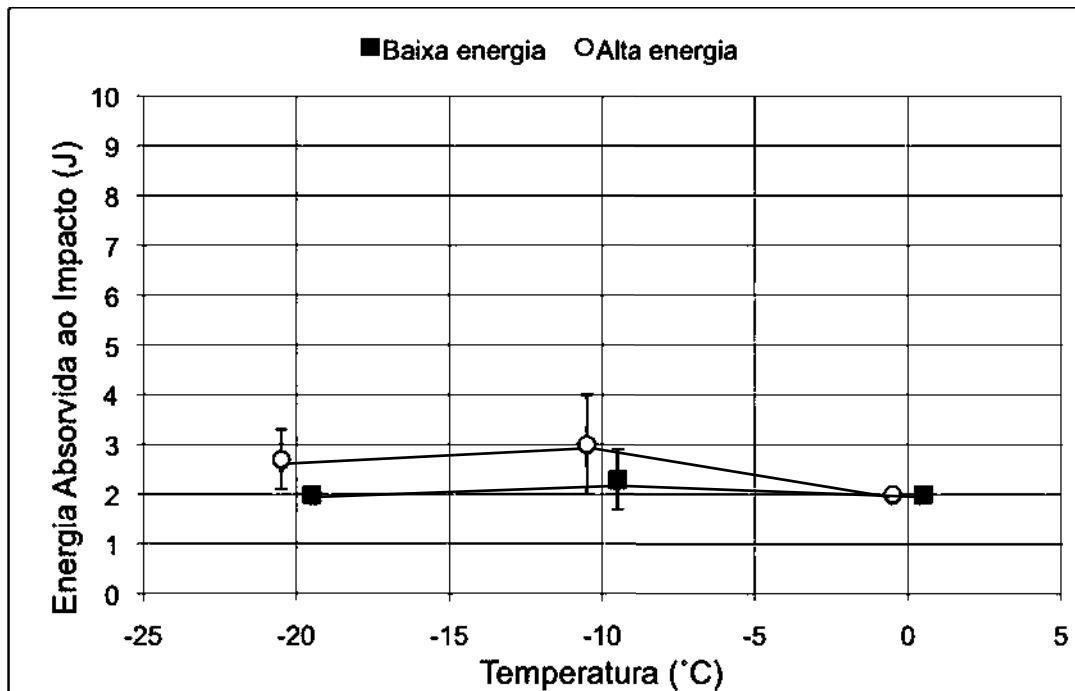


Figura 6.7 – Variação da tenacidade ao impacto para a região fundida de um material tratado em forno tipo BOX, gerada com o arame tubular experimental (AWS EC 409).

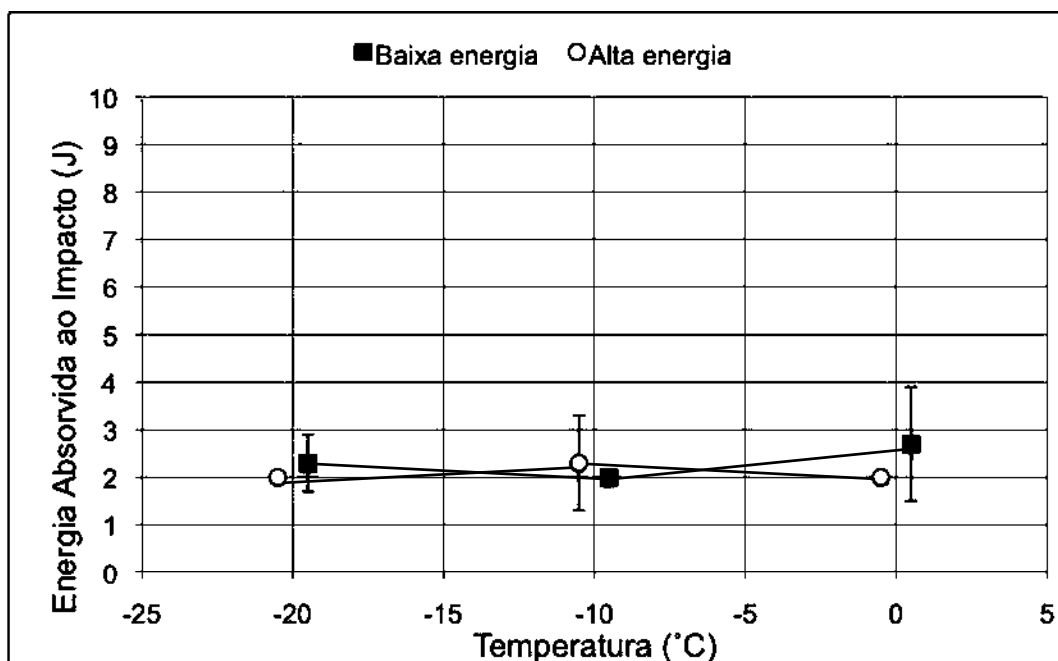


Figura 6.8 – Variação da tenacidade ao impacto para a região fundida de um material tratado em forno Contínuo, gerada com o arame tubular experimental (AWS EC 409).

#### 6.4. Análise Fractográfica

Para uma maior elucidação dos fenômenos observados nos resultados de tenacidade ao impacto para a região fundida com os dois materiais de adição, uma avaliação similar à realizada com o material de base (avaliação da topografia da fratura em MEV) foi realizada.

A Figura 6.9 apresenta a topografia da fratura gerada na zona fundida com o material austenítico como metal de adição. É observado que a fratura gerada apresenta uma característica dúctil, apresentando micro deformação plástica em sua topografia, caracterizada pela presença dos “dimples” ou “microvoids”.

Diferente do que se observa no material gerado pelo arame maciço, o metal de solda gerado com o arame tubular experimental (AWS EC 409) apresentou uma topografia de fratura com características frágeis. Na Figura 6.10 são notados alguns detalhes da topografia desse material. Na seleção dessa figura é mostrada uma estrutura totalmente plana, certamente resultado de uma clivagem.

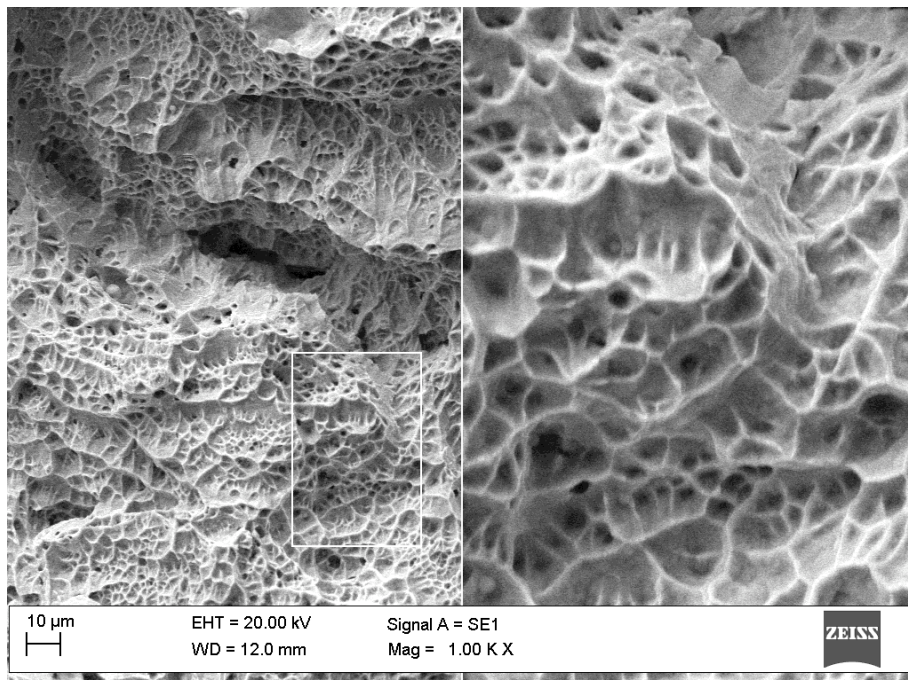


Figura 6.9 – Topografia da fratura gerada em um corpo de prova soldado com metal de adição austenítico (AWS ER309LSi) visualizada através de microscopia eletrônica de varredura com a técnica do elétrons retroespalhados.

A princípio, a soldagem com o arame tubular apresentou uma estrutura dualizada (ferrita + martensita). A ferrita, de uma forma geral apresenta-se como um componente de característica mais dúctil e por conseguinte teria uma tenacidade mais elevada que a martensita, sendo limitada sua tenacidade pela presença de precipitados (EHRLICH et alii, 1994). Assim, ao se observar a Figura 6.10c, será notado a presença de estrutura com algum indício de plasticidade, que certamente seria resultado da interação da ferrita presente na microestrutura desse metal de solda. Mas, embora seja notado algum indício de plasticidade na topografia dessa fratura, o fenômeno governante foi a clivagem ou “quasi-cleavage”, pois a microestrutura de “microvoids”, periférica às facetas, é notada.

De acordo com Dieter (1988) a fratura por quase-clivagem é relatada mas é distinta da fratura por clivagem. Ela é observada principalmente em fratura de aços temperados ou revenidos, quando carregados a baixas temperaturas. O termo quase-clivagem é utilizado, pois as facetas apresentadas na superfície da fratura não são planos de clivagem verdadeiros. Essas facetas são geralmente correspondentes em tamanho ao grão austenítico primário. As fraturas por quase-clivagem geralmente apresentam “dimples” e/ou picos gerados por uma estrutura “rasgada” na periferia das facetas.

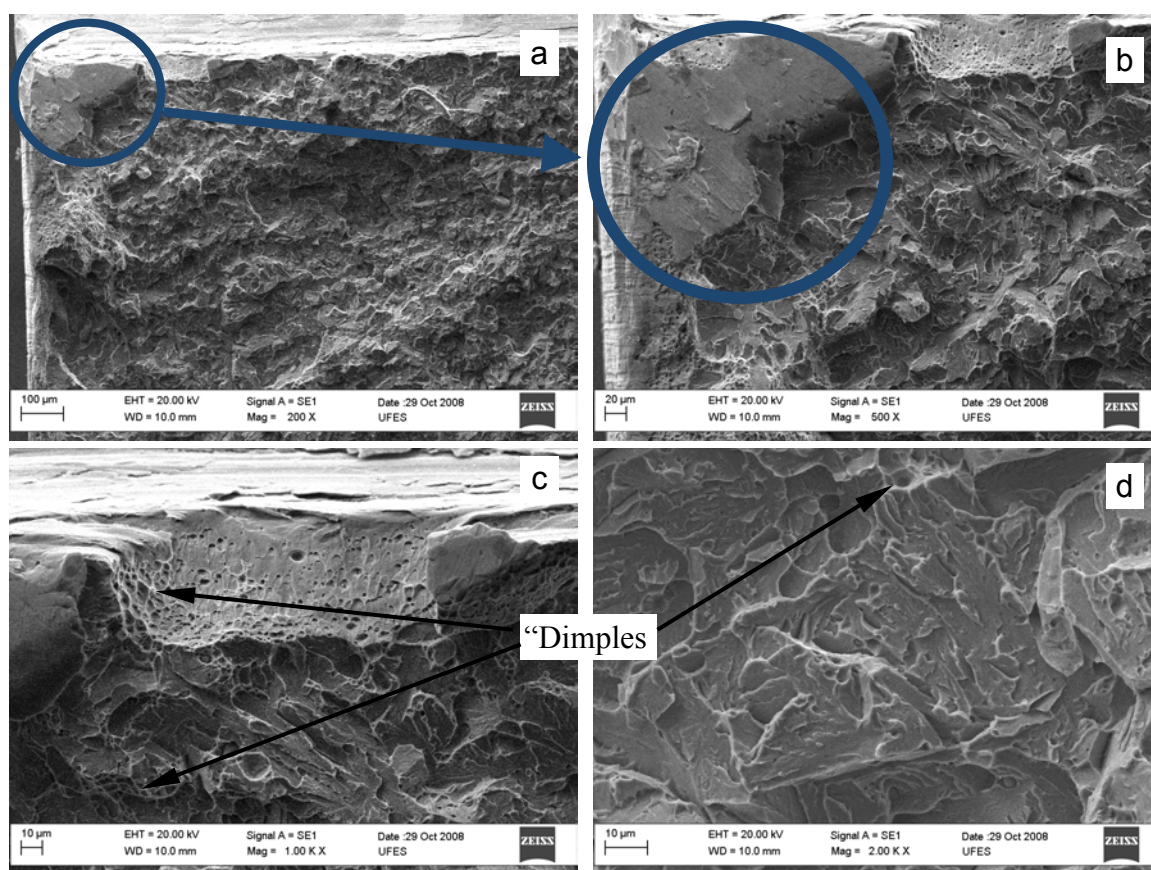


Figura 6.10 – Topografia da fratura gerada em um corpo de prova soldado com metal de adição ferrítico (AWS EC 409) visualizada através de microscopia eletrônica de varredura com a técnica do elétrons retroespalhados.

### 6.5. Considerações sobre o metal fundido

Acerca do exposto acima, avalia-se que o material soldado com o consumível da classe AWS ER 309LSi apresenta em todas as soldas uma energia absorvida ao impacto dentro de um mesmo nível. Esse fato é constatado em todos os ensaios realizados na zona fundida gerada a partir da utilização desse material. Como era esperado, em função do tipo de material (estrutura austenítica) na zona fundida, a variação da temperatura não seria relevante no que diz respeito a tenacidade, relacionada aqui pelos resultados de energia absorvida ao impacto.

O material gerado a partir da soldagem com o metal de adição experimental da classe AWS EC 409 não se mostrou aplicável nesta situação, visto os baixos níveis de energia absorvida durante os ensaios de charpy-V. A composição desse consumível não favoreceu a formação de estruturas resistentes ao impacto. A geração de componentes com níveis elevados de fragilidade (baixa tenacidade ao impacto) compromete sua utilização em sistemas submetidos a níveis relevantes tensões.



## **CAPÍTULO VII**

### **7. CARACTERIZAÇÃO DA ZONA AFETADA PELO CALOR**

#### **7.1. Introdução**

Neste capítulo são abordados os aspectos microestruturais e mecânicos da zona afetada pelo calor (ZAC). A análise microestrutural se baseia na caracterização das fases formadas em função do ciclo térmico a que é submetida tal região. Os aspectos mecânicos estão relacionados com as características de tenacidade ao impacto que tais formações proporcionaram à ZAC.

#### **7.2. Microestrutura**

Nessa parte da análise foram avaliadas as regiões que sofreram mudanças microestruturais no estado sólido em função do ciclo térmico gerado pela soldagem.

No material estudado, a ZAC gerada apresentou duas regiões, uma mais grosseira (ZAC-GG) e outra de estrutura mais refinada (ZAC-GF). Essa configuração se mostrou similar ao que ocorre nos aços ao carbono (KOU, 2003). Na Figura 7.1 são observadas essas duas regiões. Nessas soldagens foram utilizados os dois arames em análise, em uma energia de soldagem imposta de aproximadamente 0,7 kJ/mm na posição plana, parâmetros estes utilizados para o levantamento dos mapas de transferência metálica (Capítulo IV). Nesta figura são observadas todas as zonas da solda (Metal de base, ZF, ZAC-GF e ZAC-GG). Pela tonalidade observa-se a variação de cada região. É observada ainda a relação de grandeza entre essas zonas.

Particularmente, a Figura 7.1b apresenta zonas que se confundem em relação ao delineamento. Observando com detalhe a figura mencionada, as zonas não demonstram uma divisão proeminente, ficando difícil a sua definição com precisão. A grande diferença se encontra na forma da solidificação da zona fundida, apresentando uma orientação (grãos colunares), resultado do fluxo de calor. Pela Figura 7.1a essa zona fica bem definida. Assim, por esta figura, é possível diferir essas três regiões.



A Figura 7.2 mostra uma região da ZAC-GG de uma solda gerada com a utilização do arame consumível da classe AWS ER 309LSi em um maior nível de energia de soldagem (2,3 kJ/mm) para material tratado em forno tipo Box. Através dessa figura fica clara a existência das duas regiões distintas da ZAC (ZAC-GG e ZAC-GF). Na região ZAC-GG a microestrutura apresentada se assemelha bastante com a microestrutura observada na ZF e na ZAC-GG da solda realizada com o arame tubular (AWS EC 409).

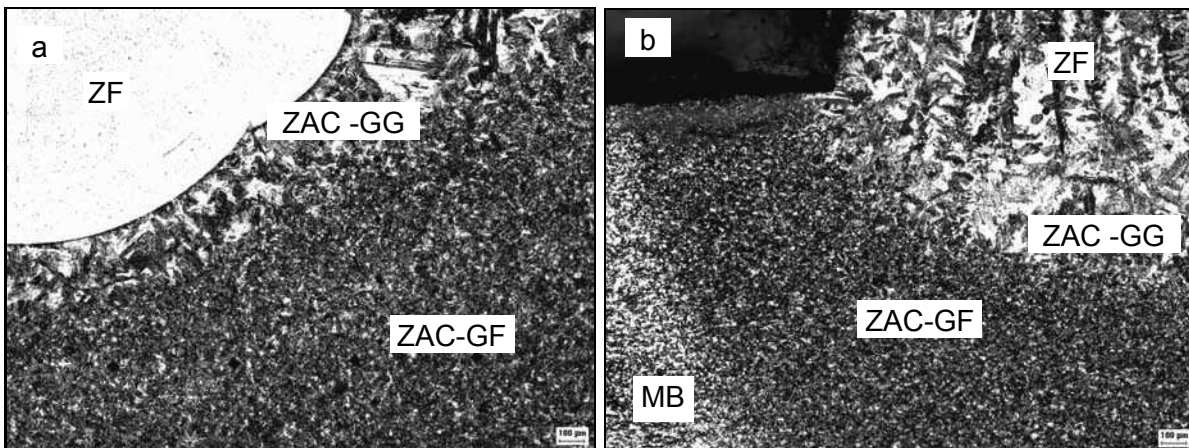


Figura 7.1 – Solda realizada com metal tratado em forno tipo Box, (a) soldado com arame maciço da classe AWS ER309LSi; (b) soldado com arame tubular experimental de classe AWS EC 409, ambos em baixa energia (Ataque Vilella's).

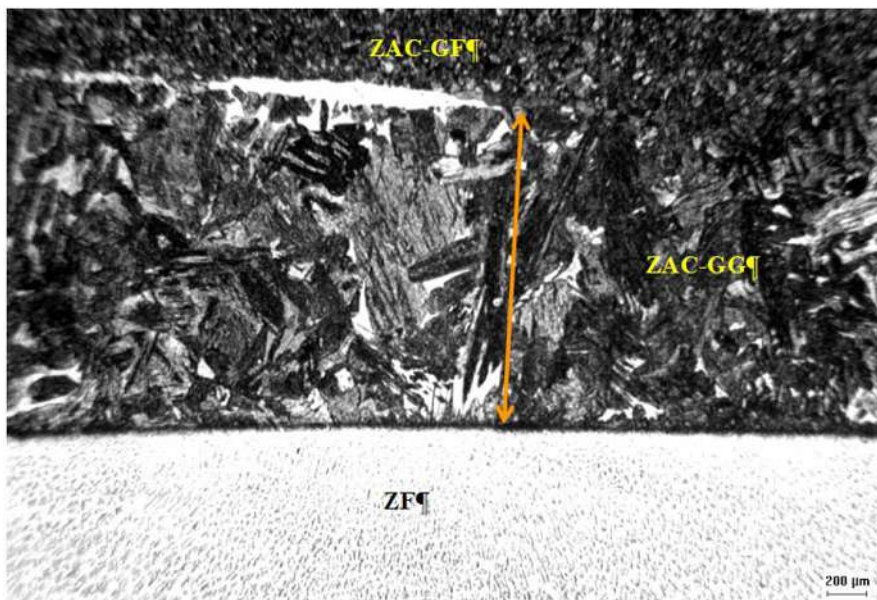


Figura 7.2 – Interface entre a Zona fundida e a ZAC de uma soldagem em alta energia de material tratado em forno tipo Box, utilizando o consumível AWS ER 309LSi (Ataque Vilella's).

### 7.2.1. Extensão da ZAC

As Figuras 7.3 e 7.4 mostram a região gerada para o material tratado em forno contínuo com alta e baixa energia de soldagem. Observa-se uma diferença nítida entre as duas regiões da ZAC (ZAC-GG e ZAC-GF). Pelo diagrama de fase mostrado na Figura 2.6, verifica-se que a faixa de temperatura em que se encontra o campo misto de ferrita e austenita ( $\delta + \gamma$ ) para um material de grade similar ao que aqui se estuda, seria entre 1000 °C e 1200°C. Isso permitiria a formação de austenita e ferrita delta, gerando a zona de granulação grosseira mostrada nas Figuras 7.1; 7.2; 7.3 e 7.4.

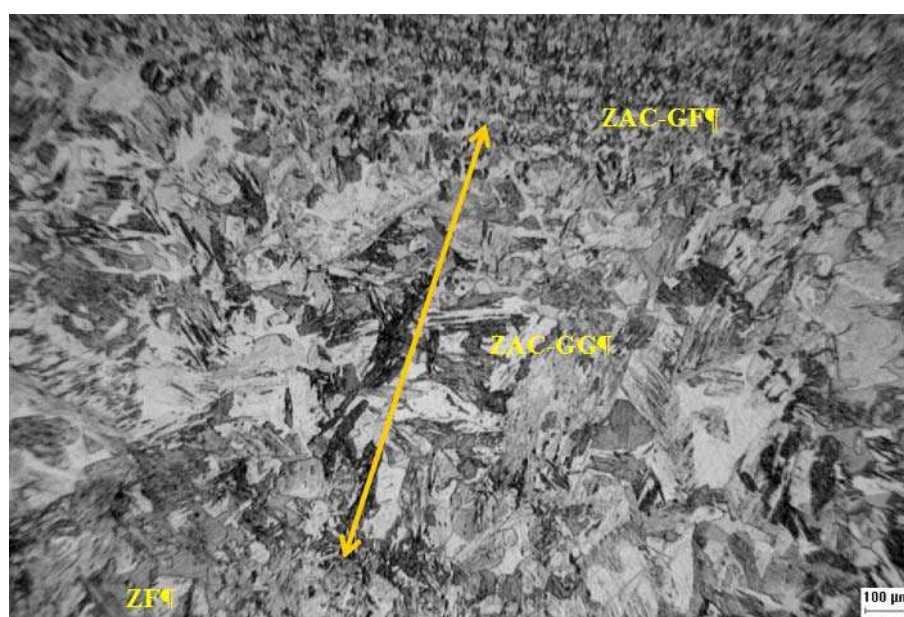


Figura 7.3 – Zona de transição entre a ZAC de grão grosseiro e ZAC de grão fino. Solda realizada em material tratado em forno contínuo soldado com alta energia. (Extensão média da ZAC GG de aproximadamente 1 mm)

Pelas figuras citadas é possível se ter uma noção da grandeza da ZAG-GG. Pelas medidas realizadas, a região grosseira das soldagens com energia mais elevada (2,2 kJ/mm) apresentou uma extensão média de 1,0 mm (Figura 7.3). Para a energia de 1,4 kJ/mm esse valor foi de aproximadamente 0,6 mm (Figura 7.4). Nessas figuras é possível avaliar essa maior extensão, onde se distingue a zona fundida e a zona afetada pelo calor (ZAC-GG + ZAC-GF). Tal extensão é função do tempo e da temperatura a que se submeteu o material (AWS, 1992). Por conseguinte, estará diretamente ligado à energia imposta ao sistema. Assim, quanto maior a energia de soldagem, tem-se a tendência de uma maior extensão dessas regiões para uma junta de mesma espessura.

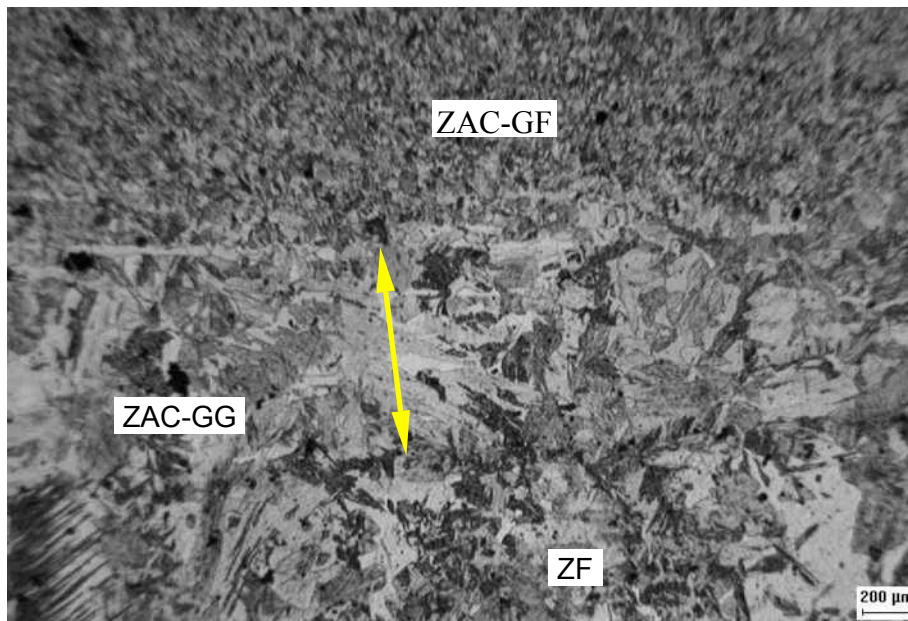


Figura 7.4 – Zona de transição entre a ZAC de grão grosso e ZAC de grão fino. Solda realizada em material tratado em forno contínuo soldado com baixa energia. (extensão média da ZAC GG de 0,6 mm)

As Figuras 7.5 e 7.6 mostram os perfis de microdureza para medição da extensão completa da ZAC. Foram medidos tanto nas soldagens geradas com o material de adição austenítico como ferrítico. Em ambas as figuras, são mostradas as distintas regiões da solda (MB, ZAC-GF, ZAC-GG e ZF) para as condições realizadas. Na Figura 7.5, tem-se a medição da ZAC para a soldagem com o arame maciço. Foram realizadas medidas para cada condição de soldagem e tratamento térmico do material em análise, conforme estabelecido na metodologia, buscando abranger o máximo possível das regiões geradas durante a soldagem.

Em baixa energia se observa uma variação nos valores de dureza, caracterizando a ZAC. É notado a regularidade das medidas nas zonas específicas (metal de base, ZAC e ZF), com isso é possível demarcar a extensão da ZAC. Nesse caso específico, tem-se uma ZAC de aproximadamente 3 mm para o material tratado em forno tipo Box e 4 mm para o material tratado em forno contínuo. Levando em consideração que a extensão da ZAC é resultado de uma mudança microestrutural, esta dependerá tanto da composição da liga quanto da microestrutura inicial, ou seja, do metal de base. Essa pequena variação pode ser resultado da variação do tamanho de grão para essas amostras.

Na Figura 7.6 o mesmo procedimento foi estabelecido para a soldagem com o arame tubular experimental. Nesse caso observa-se uma grande dispersão dos resultados de microdureza na ZF, confirmando-se o que foi mostrado no Capítulo VI, acerca da variação microestrutural mostrada. Embora parte da ZAC (ZAC-GG) apresente uma característica similar à ZF gerada com o consumível tubular (AWS EC 409), esta ainda mantém uma certa



homogeneidade da microdureza, uma vez que devido aos processos de nucleação e crescimento de fase acontecerem no estado sólido, o tempo de desenvolvimento dos mesmos fica limitado pelos tempos experimentados na soldagem. Tomando como referência a zona mais homogênea nos valores medidos, notar-se-á que a região da ZAC mantém a mesma grandeza que a medida para o material soldado com o arame maciço.

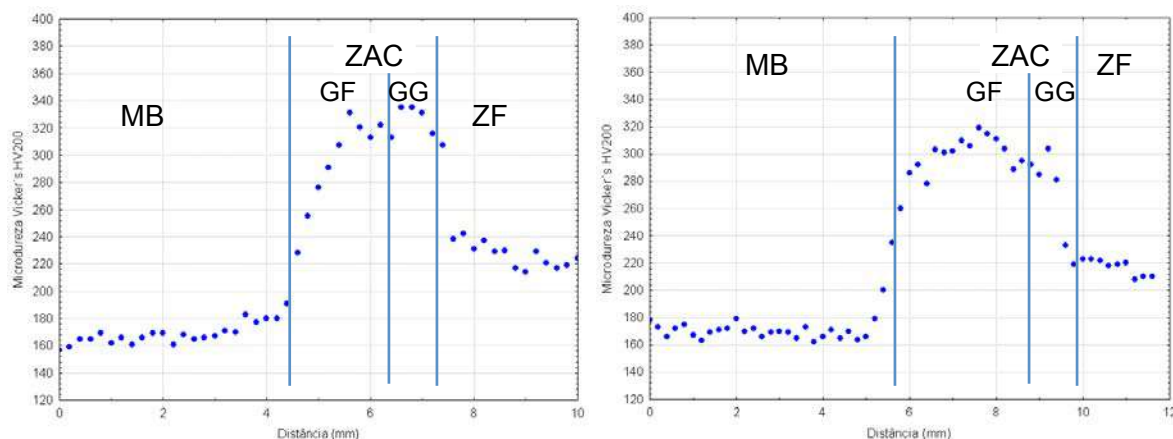


Figura 7.5 – Perfil de microdureza realizado na soldagem em baixa energia com arame comercial AWS ER 309LSi. (a) material tratado em forno tipo Box; (b) material tratado em forno contínuo.

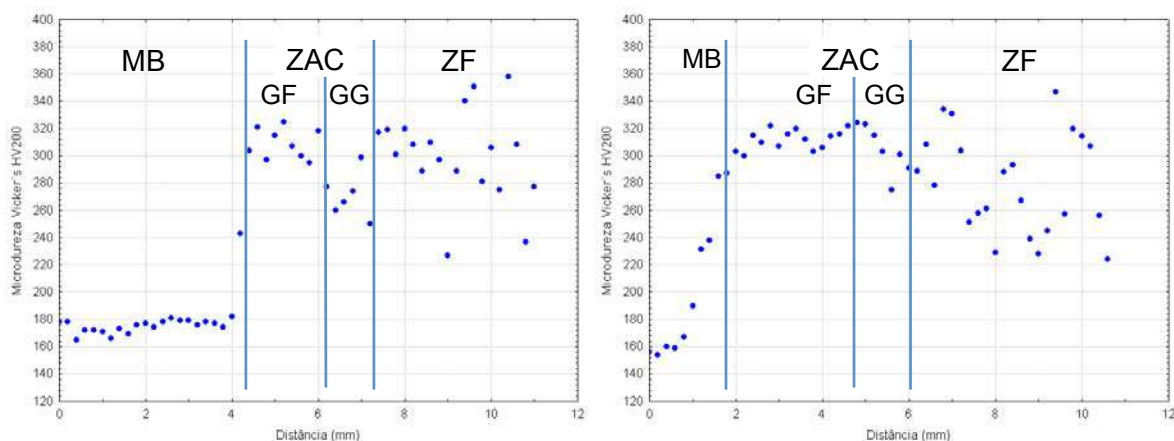


Figura 7.6 – Perfil de microdureza realizado na soldagem em baixa energia com arame comercial AWS EC 409. (a) material tratado em forno tipo Box; (b) material tratado em forno contínuo.

Esse estudo preliminar possibilitou a definição de um parâmetro de confecção dos corpos de prova para o estudo da tenacidade da ZAC. Como mencionado na metodologia, o entalhe do corpo de prova foi posicionado a 1 mm da zona fundida. Assim, estipulou-se que à essa distância seria conseguida a inserção do entalhe dentro da ZAC. Possivelmente esses entalhes foram posicionados na ZAC-GF ou na interface das duas zonas da ZAC (GF e GG).

### 7.2.2. Microestruturas da ZAC

A Figura 7.7 pormenoriza a estrutura na ZAC-GG mostrando a incidência de ferrita e martensita. Comparando tal microestrutura com a Figura 2.9b e no trabalho de Carrouge et alii (2004), esta ferrita assemelha-se à ferrita  $\delta$  observada em estruturas martensíticas. Segundo outras literaturas (PUJAR et alii, 1999, OÑORO, 2006) a ferrita  $\delta$  seria resultado da solidificação do material fundido durante o processo de fabricação ou pontos de alta temperatura, como o que acontece na soldagem, principalmente em regiões próximas à zona de fusão. Segundo o diagrama (Figura 2.7) mostrado por Peckner e Bernsteine (1977) e Lippold e Kotecki (2005), existe a possibilidade de formação de ferrita  $\delta$ , dependendo do histórico térmico sofrido pelo material ou sua composição química. Segundo o diagrama de equilíbrio para o material de mesma classe, o campo de ferrita delta estaria em temperaturas superiores a 1000 °C, temperatura esta, atingida em alguns pontos da ZAC, principalmente na região da ZAC-GG. Esta estrutura também foi observada no material tratado em forno contínuo.

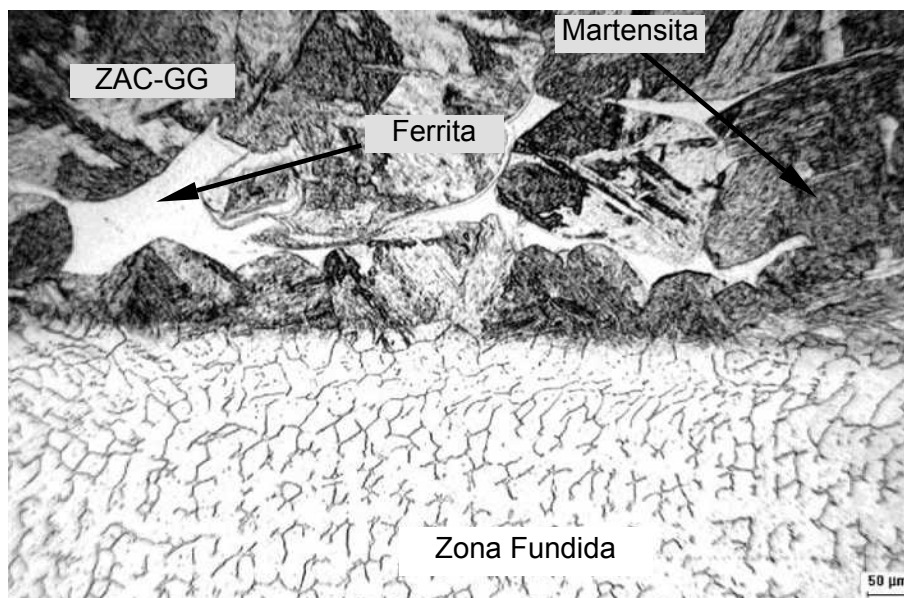


Figura 7.7 - Interface entre a Zona fundida e a ZAC do material tratado em forno Box com soldagem em alta energia utilizando o consumível AWS ER 309LSi, salientando a presença de ferrita e da martensita.

Ainda, de acordo com a literatura, nos aços de baixo carbono e grade à base de 12% Cr, ocorrerá a formação de austenita durante o ciclo térmico de soldagem (Figura 2.5) o que, dependendo da taxa de resfriamento, poderá gerar martensita e austenita retida (SANCHEZ et alii, 2006; TOTEMEIER et alii, 2006; WUA et alii, 2000). Tais componentes, dependendo da sollicitação poderão interferir nas propriedades mecânicas do material.

No intuito de elucidar dúvidas acerca da identificação da fase presente, realizou-se um estudo desta através de difração de raios-X, buscando a identificação através do arranjo atômico do material em avaliação.

A Figura 7.8 mostra o resultado da difração de raios-X para as fases mostradas na Figura 7.9. Nas duas observações se constata a presença dos três picos referentes a ferrita. Nas duas seções desse diagrama é verificada a similaridade nos ângulos de difração gerados por essa amostra. Tanto a região 1 quanto na região 2 da Figura 7.9, os ângulos coincidem, constatando-se a mesma natureza, em relação ao tipo de reticulado (CCC).

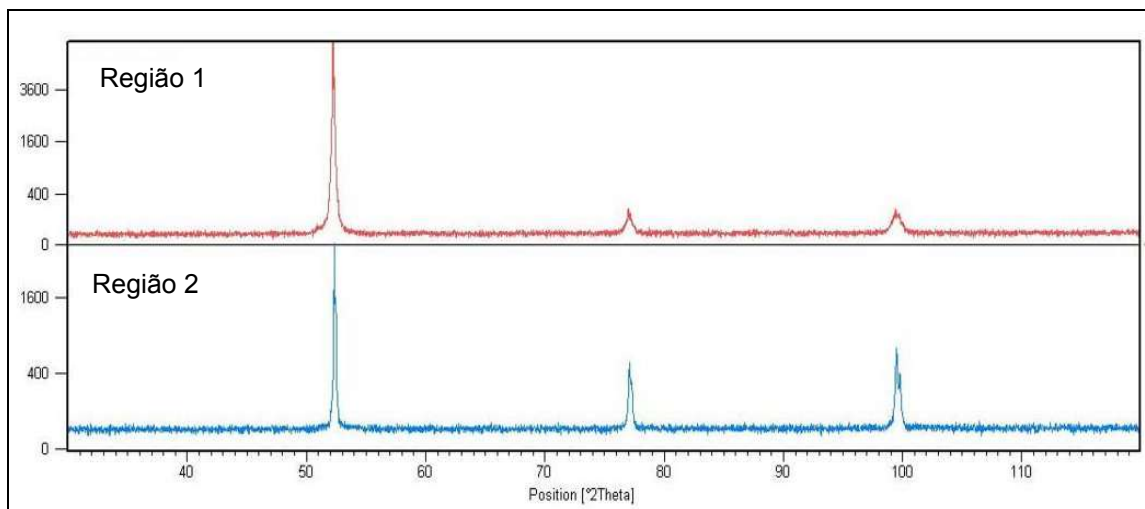


Figura 7.8 – Resultado de difração de raios-X para as fases presentes na região soldada.

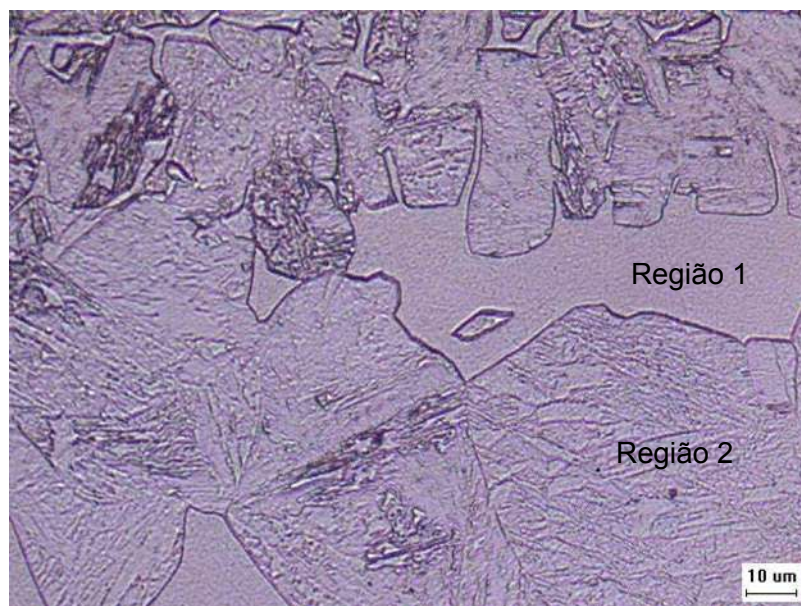


Figura 7.9 – Regiões de análise da difração de raios-X.

A Figura 7.8 e 7.9, no entanto, demonstra a distinção entre essas regiões, mostrando que a martensita apresentada, devido a pequena quantidade de carbono que a liga contém, tende a manter reticulado similar à ferrita. Com a baixa quantidade de carbono, o fenômeno de distensão do reticulado pela baixa solubilidade do carbono na ferrita fica atenuado, apresentando uma configuração basicamente cúbica, proporcionando, dessa forma, uma martensita de baixa dureza. Em medidas realizadas na região da ZAC, focando os componentes, o valor médio de microdureza medido na martensita ficou na ordem de 340 HV<sub>0,5</sub> (medido com a carga de 50 gramas).

Na Figura 7.8 ainda é notado uma leve diferença no terceiro pico da curva inferior, referente à região 2 da Figura 7.9. Nesse pico é observado um pico duplo. Esse fenômeno seria resultado dessa pequena diferença no reticulado, mostrando a diferença microestrutural, mesmo que tênue. Assim essa avaliação mostra a distinção entre a ferrita (região 1) e a martensita (região 2).

Através de tal avaliação e da morfologia apresentada em diversos trabalhos, como os citados na revisão bibliográfica (OÑORO, 2006; CARROUGE, 2002), além a ausência de qualquer estrutura CFC, acredita-se que tal constituinte seja ferrita  $\delta$ . Reafirmando-se mais uma vez o que cita a literatura em relação a presença da ferrita delta para o material dessa classe.

Uma outra análise foi realizada a fim de se tirar as dúvidas pendentes acerca da característica da fase mais clara presente na região da ZAC para o material em estudo. Essa análise baseou-se na varredura desse região através de EBSD. Tal avaliação permitiu a identificação das fases presentes, em função de sua orientação.

A Figura 7.10 mostra a região analisada. Nessa figura é verificada a presença da fase, a princípio ferrita  $\delta$ , presente em suas formas, alinhada e poligonal, conforme apresentada na Figura 2.9. Para essa análise foi varrida uma área de 275.482,094  $\mu\text{m}^2$ , isso possibilitou a resolução de 1,401  $\mu\text{m}^2$  por pixel (EBSD pixel size), com um total de 196.608 pixels adquiridos.

A Tabela 7.1 mostra o resultado dessa varredura. Nessa tabela é observada a presença da ferrita, da martensita e de regiões não identificadas, que no caso da Figura 7.10 seria representada pelas regiões em negrito.

Através desse resultado reafirma-se o que se observou com a avaliação através de difração de raios-X. No caso da difração de raios-X, a resolução da análise não permitiu a definição das fases presentes, uma vez que a composição da liga contém pouco carbono, dificultando essa distinção. Na varredura através de EBSD essa lacuna foi preenchida,



constatando-se a presença da matriz martensítica e a presença de ferrita. Entretanto, a distinção entre a ferrita delta e ferrita  $\alpha$  não se constatou, porém, a literatura corrente (AUGER et alii, 1990; CAI et alii, 1994; KOJIMA; HAYASHI; KAJITA, 1995; MATHEW et alii, 1999; SCHÄFER, 1998; KOMAI e MASUYAMA, 2002; CARDOSO et alii, 2003; ASM, 2004; TOTEMEIER e SIMPSON, 2004; SKULSKY, 2006; OÑORO, 2006a; OÑORO, 2006b; TABAN et alii, 2008), a morfologia apresentada por esses componente leva a crer que tal constituinte seja a ferrita delta.

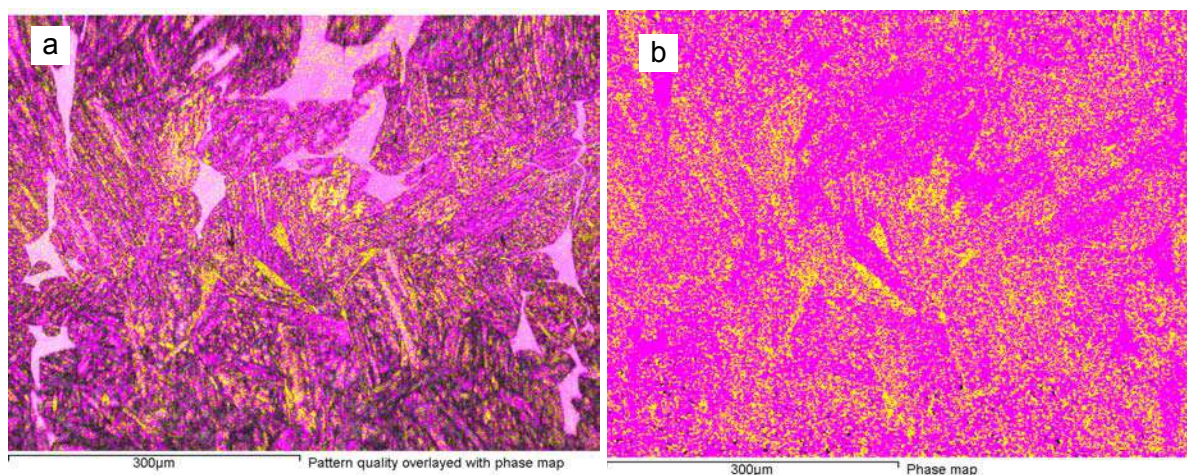


Figura 7.10 – Avaliação através de EBSD para a região de incidência da fase (ZAC-GG).

Tabela 7.1 – Resultado na avaliação através de EBSD para a região da ZAC com a presença de fases distintas morfologicamente.

Fase	%	Contagem	Área ( $\mu\text{m}^2$ )
Não resolvido	17.5	34334	48107.92
Ferrita	24.1	47372	66376.43
Martensita	58.4	114902	160997.74

A Figura 7.11 mostra essa estrutura para as diversas soldagens realizadas, tanto com o arame maciço (austenítico) quanto com o arame tubular experimental (ferrítico), nos dois níveis de energia. Em ambas as condições, o tipo de ferrita citada anteriormente se mantém na região grosseira da ZAC. Comparando-se os dois níveis de energia não se observa grande diferenças na forma, embora seja notado uma leve diferença dimensional, certamente oriunda do maior nível de energia aplicada à segunda coluna desta figura.

Quando se posiciona na região de grãos refinados da ZAC, o tipo de estrutura observada para alguns corpos de prova foram no formato alinhado, assemelhando-se às



Figuras 2.9d e 2.9f (ASM, 2004 e MIYATA et alii, 2000 respectivamente). A Figura 7.12 exemplifica tais componentes para ambas as energias utilizadas para soldagem na região refinada.

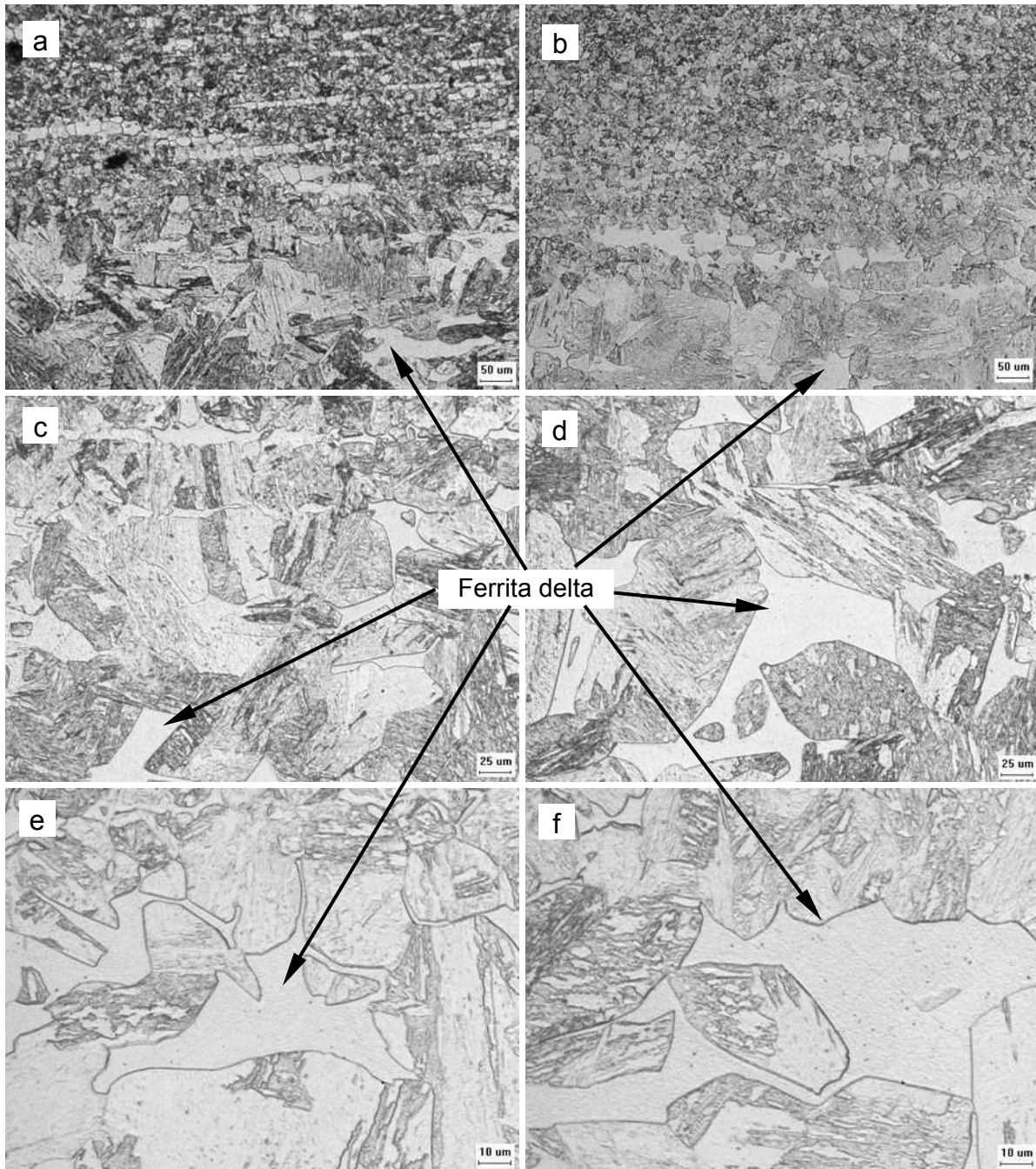


Figura 7.11 – Ferrita delta presente na região grosseira da ZAC. (a), (c), (e) correspondem a soldagens com baixa energia; (b), (d), (f) corresponde a soldagens com alta energia, ambas realizadas em material tipo Box.

Tomando a coluna esquerda da Figura 7.12 para a soldagem com baixa energia e da direita para alta energia é possível fazer uma comparação entre os níveis de energia e

constatar a similaridade das estruturas, tanto em forma quanto em magnitude. Ao que parece, a formação apresenta um direcionamento, possivelmente acompanhando o mesmo fluxo de deformação acontecido durante a conformação desse material.

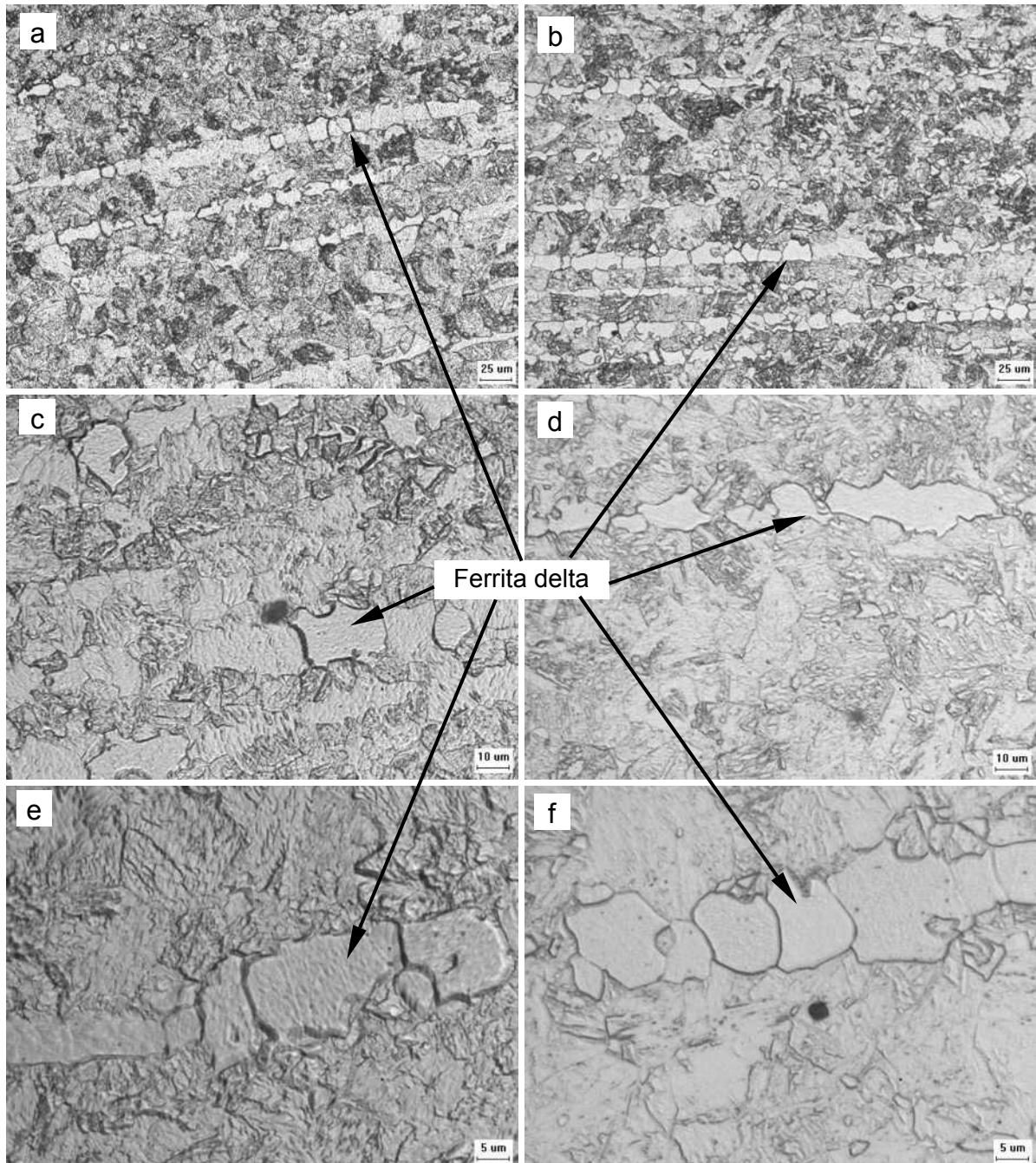


Figura 7.12 – Ferrita delta presente na região refinada da ZAC. (a), (c), (e) correspondem a soldagens com baixa energia; (b), (d), (f) corresponde a soldagens com alta energia, realizadas em material tipo Box.

Em ambos os materiais em estudo (tratado em forno Box e em forno Contínuo), o intuito é de melhorar as propriedades do material, eliminando os resquícios da conformação,

homogeneizando a microestrutura, promovendo assim propriedades mecânicas otimizadas. Como visto no capítulo V, em ambos os tratamentos acontecem pontos de resquícios de microestruturas direcionadas (Figuras 5.2 e 5.3), onde se mostrou alguns direcionamentos no material tratado em forno Box e o que foi denominado de “bamboo shape” (Figura 2.9c) por Cardoso et alii (2003), observado também no material tratado em forno Contínuo.

Essas fases se distribuem em toda a região da ZAC-GF, em finas colônias. Observando as figuras anteriores é notado que essa estrutura tende a se modificar quanto maior a temperatura a que é submetida, como notada na Figura 7.13. Essa figura exemplifica o efeito da mudança de estrutura da fase com o aumento de temperatura, tomando como referencia as zonas da ZAC de granulação fina (menor temperatura) e zona de granulação grosseira (maior temperatura). Nesta figura aparecem as fases alinhadas na interface das zonas da ZAC, e entrando na ZAC-GG observa-se a formação de pontos isolados dessa fase, como se acontecesse o crescimento com o tempo de permanência em temperaturas mais elevadas (mais próxima da ZF).



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.

Na Figura 7.14 é observada a existência de uma fronteira entre as duas regiões principais da ZAC (ZAC-GG e ZAC-GF). Como na Figura 7.2, as Figuras 7.11b e 7.13 apresentam a formação de uma estrutura alinhada nessa região de fronteira. Diversos pesquisadores frisaram o aparecimento da fase ferrita delta nas duas formas, mostrado através da Figura 2.9 (OÑORO, 2006; CARROUGE, 2002; CARDOSO et alii, 2003; ASM, 2004; WANG et alii, 2008; MIYATA et alii, 2000).

Essa fronteira estaria relacionada ao nível de energia de cada região, bem como das características térmicas da liga. Na Figura 7.14 existem aí duas regiões bem definidas, uma

com a incidência de ferrita em forma vermicular e outra com ferrita em forma poligonal. Com o aumento da energia ocorre a geração de sítios de crescimento, conforme cita Rios e Padilha (2007), que através de difusão, as partículas menores são agregadas às maiores. Assim, devido ao maior nível de energia da região próxima a zona fundida (ZAC-GG), a ferrita delta presente tende a crescer e gerar a forma poligonal.

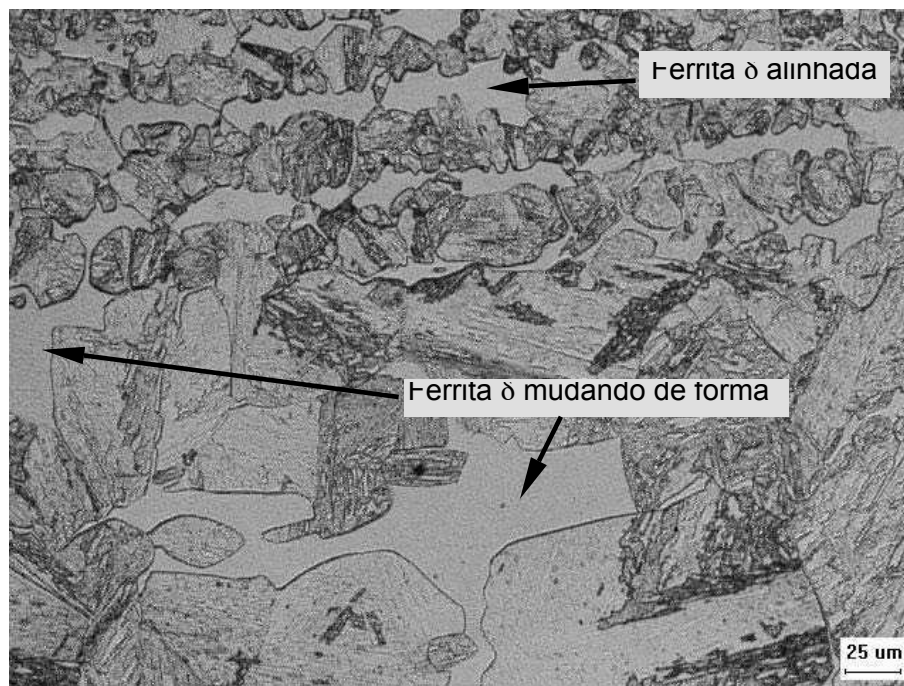


Figura 7.14 - Interface entre a ZAC-GF e ZAC-GG de uma soldagem do material tratado em forno contínuo utilizando baixa energia e o consumível AWS EC 409.

Como foi observado nas figura anteriores, o material tratado em forno Box, o qual espera-se um maior controle da microestrutura, apresenta também ferrita delta em forma alinhada. Assim, atribui-se a formação da ferrita delta, não só à composição química, como cita a literatura (OÑORO, 2006a), mas também ao tipo de tratamento a que o material foi submetido antes da soldagem. É bem possível que essa formação possa acontecer ainda durante o tratamento de recozimento, havendo uma ativação da ferrita delta em função da energia de deformação acumulada, energia para a recristalização e por fim, a inserção da energia de soldagem.

A literatura afirma que tal presença possa denegrir as propriedades mecânicas do material (CAI et alii, 1994; ANGELIU et alii, 2003; CARROUGE et alii, 2004; OÑORO, 2006a). Dessa forma, há probabilidade de que haja interferência dessa presença nas propriedades do material, principalmente quando submetido a soldagem.



Na região de granulação refinada existe a tendência de manter níveis elevados de tenacidade à fratura (BERBENNI; FAVIER; BERVEILLER, 2007). É possível que essas mudanças microestruturais também afetem a resistência mecânica do material (ASM, 1993), podendo em alguns casos, aumentar essa resistência. Assim, espera-se que tais regiões possam atuar dessa forma na soldagem dos materiais aqui em questão (tratado em forno Box e em forno Contínuo), uma vez que os mesmos mostraram uma estrutura bem refinada e certa similaridade.

A Figura 7.15 mostra a microestrutura da região da ZAC-GF para uma soldagem realizada em baixas energia. A Figura 7.16 mostra essa mesma região para soldagens realizadas com energia mais elevada, verifica-se que mesmo com o aumento da energia de soldagem, a microestrutura gerada apresenta uma certa semelhança microestrutural, embora note-se um refino mais acentuado no material tratado em forno Box.

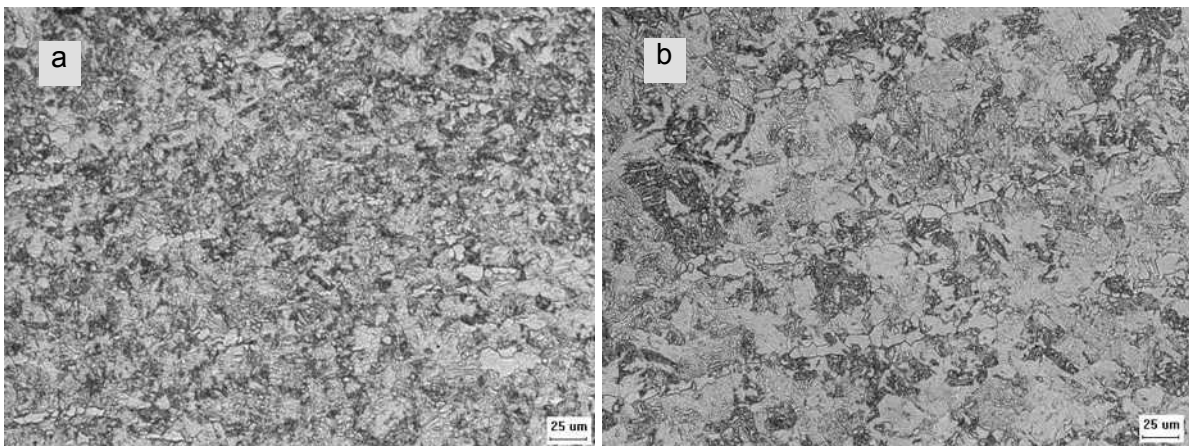


Figura 7.15 – ZAC de granulação fina, (a) material trado em forno tipo Box, (b) material tratado em forno contínuo, soldados com energia baixa (ataque Vilella's).

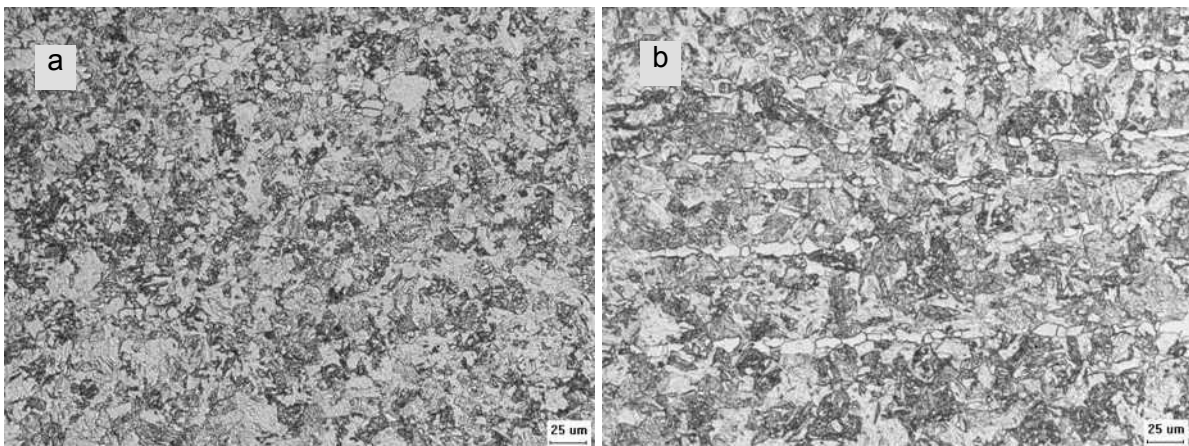


Figura 7.16 – ZAC de granulação fina, (a) material trado em forno tipo Box, (b) material tratado em forno contínuo, soldados com energia alta (ataque Vilella's).

Na Figura 7.17, têm-se pormenorizadas as microestruturas para a ZAC com granulação refinada, tanto para o material tratado em forno tipo Box quanto Contínuo. São observadas nessas microestruturas os componentes básicos formados nessa região, em virtude da energia imposta pela soldagem. Aqui, verifica-se a presença da martensita (M) e da ferrita (F). Observa-se ainda a presença de alguns resquícios de ferrita  $\delta$ . Nota-se ainda que a distribuição dos microconstituintes apresenta uma boa semelhança entre os dois tipos de tratamento.

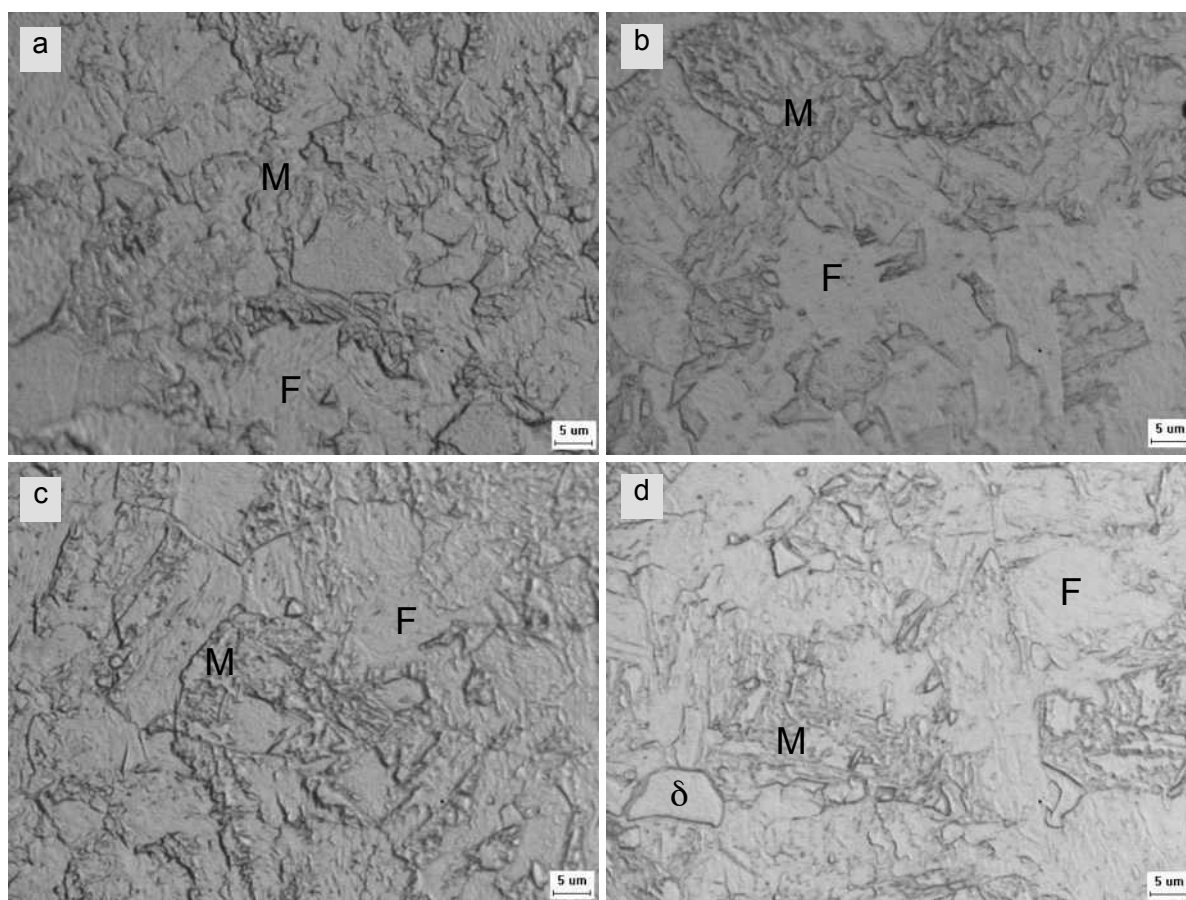


Figura 7.17 – Detalhes da ZAC de granulação fina. (a) e (c) Forno tipo Box. (b) e (d) Forno contínuo.

A Figura 7.18 pormenoriza a região de transição entre as duas zonas dentro da ZAC. Nessa região verifica-se a presença mais massiva da ferrita delta. A estrutura ainda mantém as mesmas características da região mais refinada (presença de ferrita e martensita) no entanto já é notado o crescimento mais acentuado dos grão e o crescimento maior da ferrita  $\delta$ . Observa-se ainda na Figura 7.18b que a ferrita delta tenta delimitar os grãos, envolvendo-os, formando uma rede, similar à ferrita  $\delta$  que se observa na região fundida com o material austenítico, reportado no Capítulo VI.

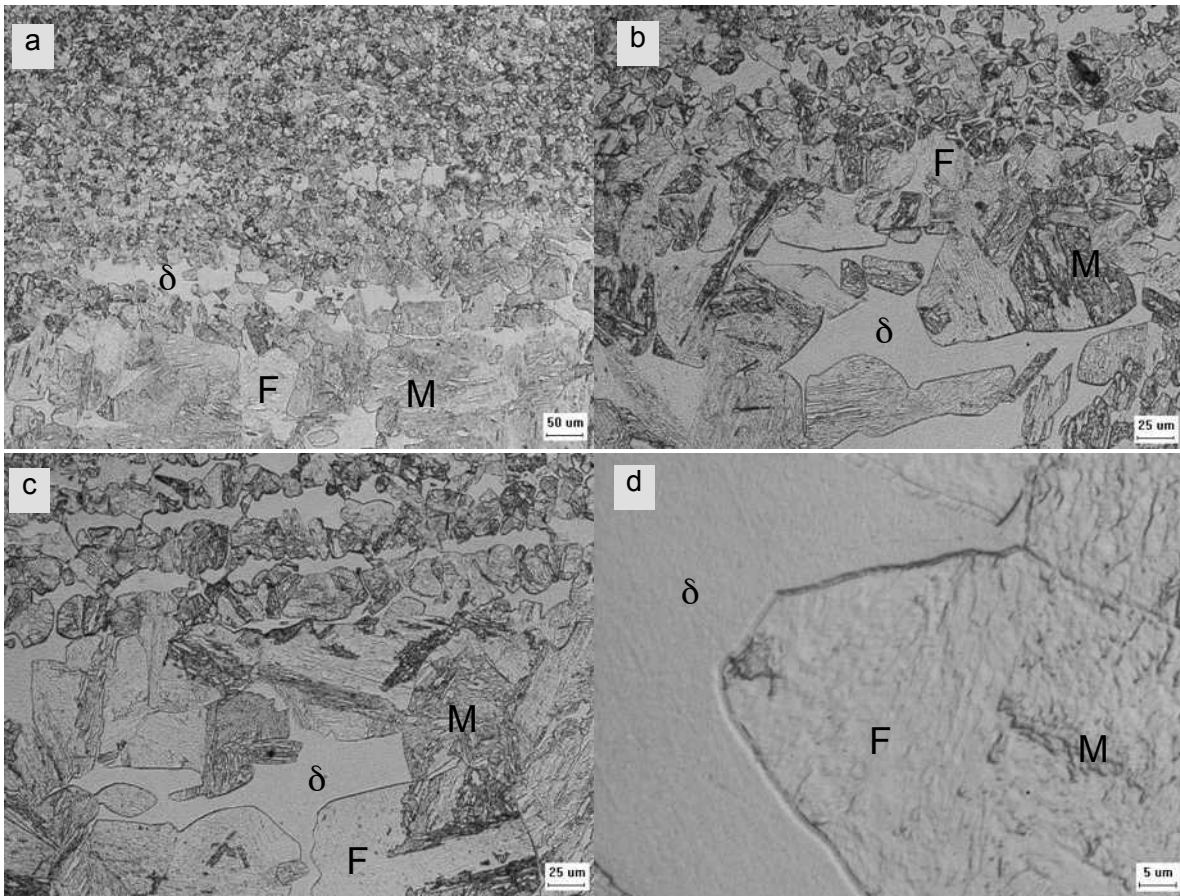


Figura 7.18 – Detalhes da interface da ZAC-GF e ZAC-GG.

A Figura 7.19 tem um exemplo desse fenômeno em uma soldagem realizada com o material tratado em forno tipo Box, utilizando um nível elevado de energia, acontecendo logo na interface das duas zonas da ZAC. Nessa figura fica bem claro que a ferrita delta delimita os grãos e tende a crescer, gerando a rede mencionada. Nessa figura ainda é verificada a diferença entre a ferrita (F) e a ferrita delta ( $\delta$ ).

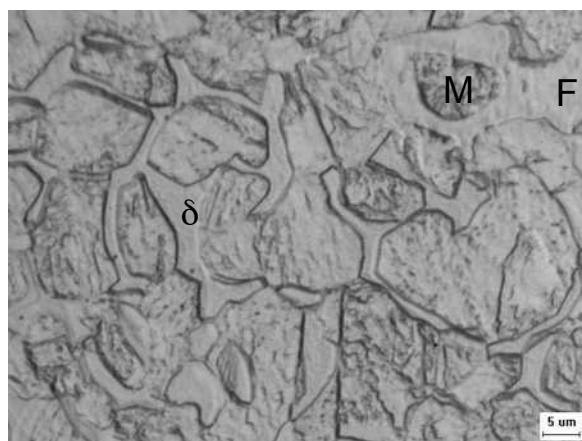


Figura 7.19 – Detalhes da ferrita delta no envolvimento dos grão.

O ataque químico realizado com Vilella's tende a corroer com mais intensidade a ferrita, proporcionando um efeito de relevo quando se tem um aumento mais elevado, como no caso da Figura 7.19. Através desse efeito nota-se a diferença desses dois componentes (ferrita e ferrita  $\delta$ ).

### 7.3. Avaliação da tenacidade ao impacto

Foram avaliadas nessa etapa três variáveis distintas: tipo de tratamento térmico sofrido pelo metal de base, energia de soldagem aplicada ao processo e a temperatura de ensaio. Como visto anteriormente, a ZAC-GG teve variações na ordem de 0,5 mm a 1,0 mm, dependendo da energia aplicada. A ZAC de um modo geral variou entre 3,0 mm e 6,0 mm. Logo tomou-se como referência o valor de 1,0 mm para a confecção do entalhe. Assim, a grande maioria dos entalhes para a ZAC estiveram posicionados completamente na ZAC-GF.

A Figura 7.20 mostra alguns desses entalhes. Nessa figura é possível observar que os entalhes estão posicionados na região da ZAC de granulação mais refinada. Alguns entalhes podem ter sido posicionados muito próximo da ZAC-GG, como mostram as Figuras 7.20b e 7.20c. Nessas duas figuras, o entalhe foi posicionado nas proximidades da região mais grosseira da ZAC, mas ainda assim, dentro de uma região com bom refinamento do grão. As setas claras nessas figuras indicam a direção em que se encontra o fundo do entalhe (raio do entalhe).

Os resultados apresentados por estes ensaios se mostraram dispersos demais. A variação foi muito elevada. Para tanto, diversos ensaios foram realizados para uma mesma condição, na tentativa de se visualizar algum padrão. Em virtude da grande variação repetiu-se, em alguns casos, mais do que se estabelece em norma (ASTM E 23), a qual salienta a realização de cinco repetições e eliminação dos dois extremos (maior e menor valor) trabalhando com a média dos valores restantes.

A Tabela 7.2 apresenta os resultados obtidos com a realização dos ensaios para os corpos de prova citados, para a região da ZAC dos corpos de provas confeccionados com o material soldado em baixa energia.



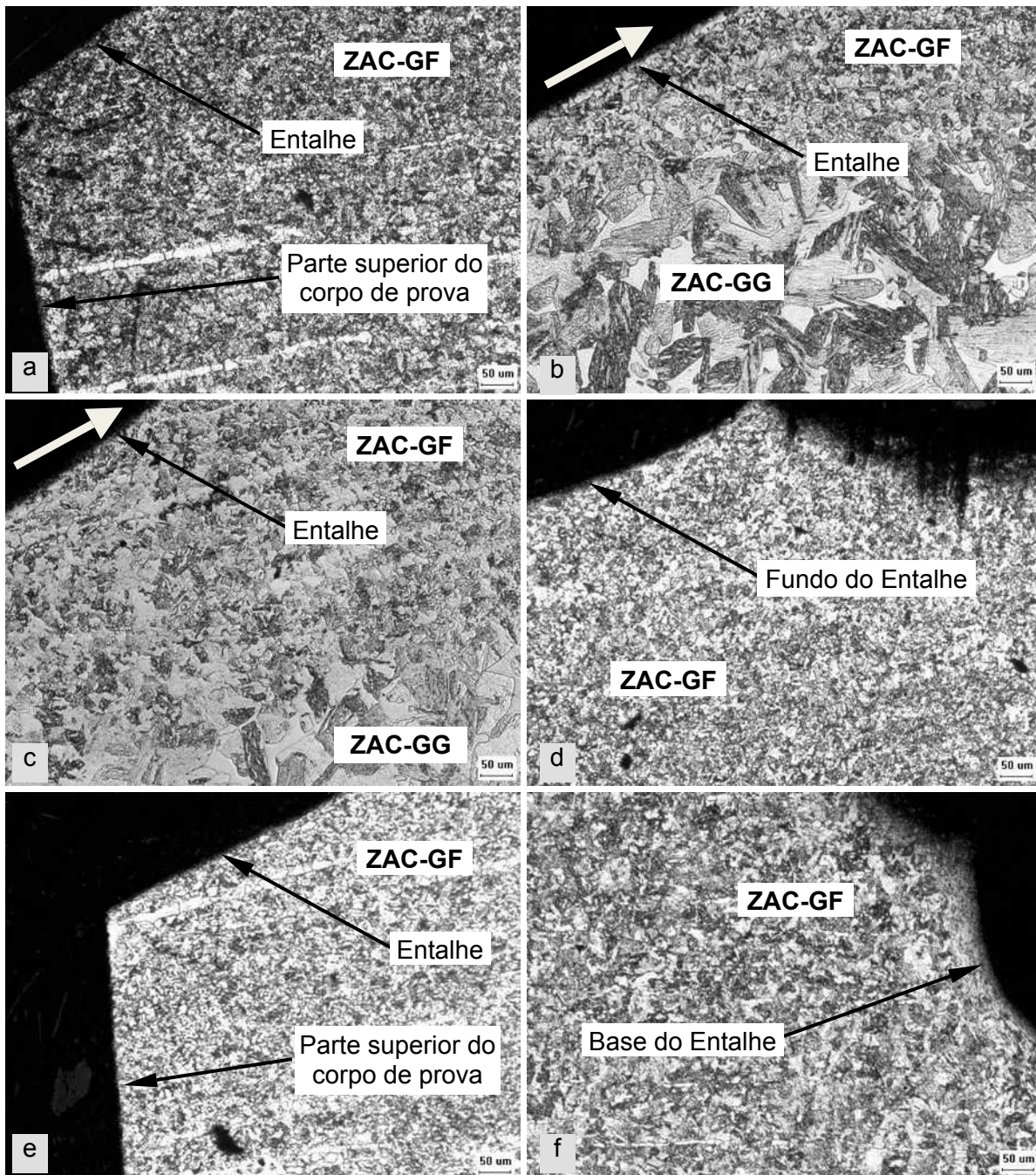


Figura 7.20 – Posicionamento do entalhe na região da ZAC. Material tratado em forno tipo Box soldado com energia baixa (a) e (c) e energia alta (e); material tratado em forno contínuo soldado com energia baixa (b) e (d) e com energia alta (f).

A Figura 7.21 mostra graficamente esses resultados da Tabela 7.2. Nessa figura, embora haja uma diminuição da tenacidade ao impacto com a diminuição da temperatura, os desvios padrões apresentados mostram que no patamar que vai de 0 °C a -20 °C, a princípio não se verifica diferenças no nível de tenacidade ao impacto quando se avalia o desvio padrão. Nota-se ainda que a tenacidade ao impacto para o material à temperatura ambiente se mostra um pouco superior ao material de base apresentado no Capítulo V.

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.

Temperatura (°C)	Energia (J)	Energia (J/cm <sup>2</sup> )	Media (J)	DP (J)
Ambiente	118	295,0	111,0	8,72
	108	270,0		
	118	295,0		
	100	250,0		
0	63	157,5	49,2	21,48
	44	110,0		
	40	100,0		
	64	160,0		
	13	32,5		
	71	177,5		
-10	88	220,0	59,5	35,29
	8	20,0		
	69	172,5		
	73	182,5		
-20	65	162,5	35,5	26,30
	59	147,5		
	4	10,0		
	25	62,5		
	16	40,0		
	47	117,5		
	64	160,0		
	4	10,0		

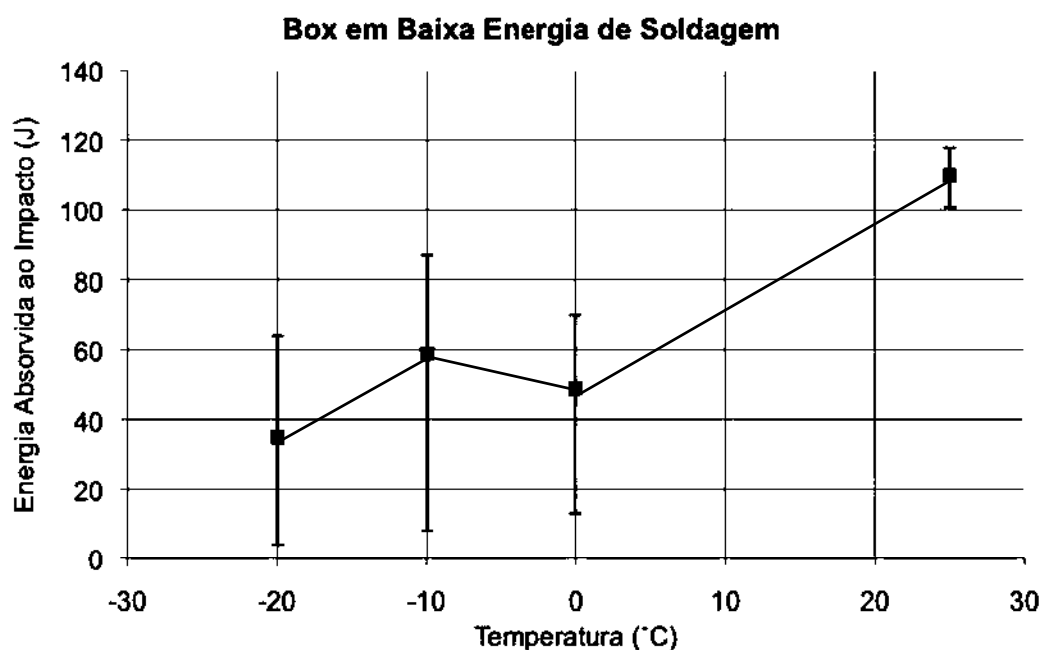


Figura 7.21 – Resultado do teste de charpy-V na região da ZAC com soldagem em baixa energia para o material tratado em forno tipo Box.

Segundo a literatura (LIPPOLD; KOTECKI, 2005), a formação de martensita, aqui no caso de menor dureza em função do menor teor de carbono, proporcionaria uma melhoria nas propriedades mecânicas do metal que a contém. No material de base observou-se uma tenacidade ao impacto de aproximadamente 100J para temperatura ambiente. Já para o material aqui em estudo, à temperatura ambiente, este valor apresentou uma energia absorvida ao impacto na ordem de 110J. Nessa figura são mostrados as médias com os desvios reais em função da média e dos valores listados na Tabela 7.2.

A Tabela 7.3 apresenta os resultados da tenacidade ao impacto para a soldagem com o material de base tratado em forno tipo Box, utilizando alta energia de soldagem. Em função da utilização de muitos corpos de prova no início dos experimentos na obtenção de um padrão nos resultados, como citado anteriormente, algumas temperaturas foram descartadas. Assim, foram mantidas as temperaturas, 0 °C, -10 °C e -20 °C para os ensaios consecutivos. Segundo os dados técnicos dos aços comerciais da mesma classe, a temperatura mínima de referência para a medida de tenacidade ao impacto é de -20 °C (ARCELOR, 2005). Assim, focou-se nesse nível de temperatura.

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.

Temperatura (°C)	Energia (J)	Energia (J/cm <sup>2</sup> )	Media (J)	DP (J)
0	24	60,0	35,20	11,65
	43	107,5		
	21	52,5		
	44	110,0		
	44	110,0		
-10	33	82,5	39,00	21,99
	51	127,5		
	8	20,0		
	36	90,0		
	67	167,5		
-20	29	72,5	24,30	16,90
	14	35,0		
	44	110,0		
	10	25,0		
	42	105,0		
	4	10,0		
	50	125,0		
	29	72,5		
	16	40,0		
	5	12,5		

Como nos resultados anteriores, é observado aqui uma grande variabilidade dos níveis de energia absorvida ao impacto. Os desvios padrões indicam os altos níveis de variação dos resultados nesses ensaios, muito embora o valor médio apresentado esteja dentro do nível dos materiais comerciais ( $100\text{J}/\text{cm}^2$ ) à temperatura de  $-20\text{ }^\circ\text{C}$ .

Na Figura 7.22 são retratados os resultados da Tabela 7.3. Em virtude do que se expôs anteriormente, aqui não se apresenta a avaliação para a temperatura ambiente. A variação se mantém em níveis elevados mas apresentando a média similar ao que foi observado anteriormente, apresentando um mesmo patamar de energia para a faixa de temperatura entre  $0\text{ }^\circ\text{C}$  e  $-20\text{ }^\circ\text{C}$ .

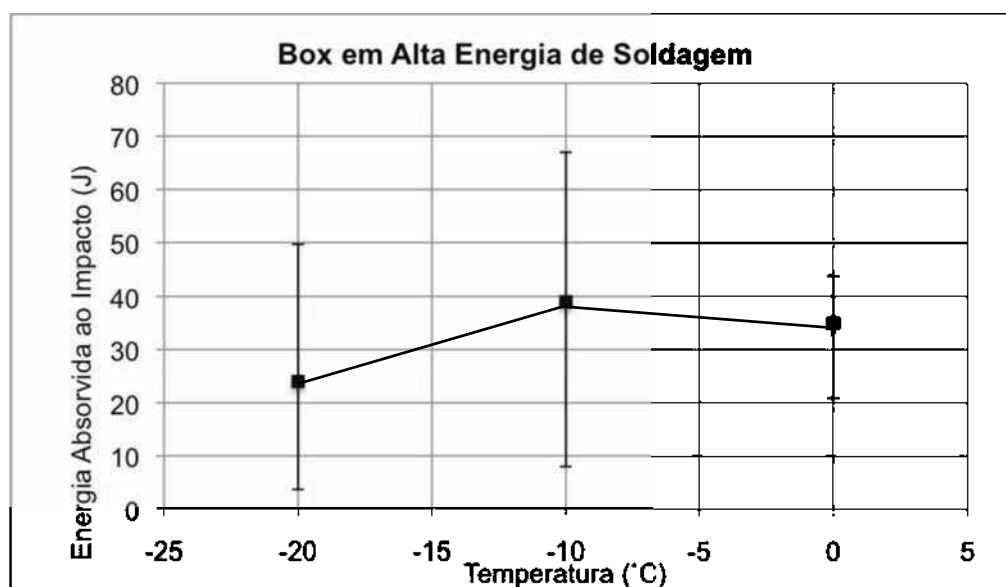


Figura 7.22 – Resultado do teste de charpy-V na região da ZAC com soldagem em Alta energia para o material tratado em forno tipo Box.

Já na Tabela 7.4 tem-se os resultados da tenacidade ao impacto para a soldagem em baixa energia com o material tratado em forno contínuo. Nesse caso o nível de variação dos resultados (desvio padrão) se mostrou mais elevado que os casos anteriores. Mostrando uma particularidade na temperatura de  $-20\text{ }^\circ\text{C}$ , onde o valor de desvio padrão para essa condição se mostra superior ao valor da média observada. Nota-se ainda que os valores apresentados são inferiores à mesma condição com o material tratado em forno tipo Box, principalmente na temperatura de  $-10\text{ }^\circ\text{C}$ . A Figura 7.23, em comparação com as Figuras 7.21 e 7.22, mostra-se com valores bem inferiores e desvios maiores. Para as temperaturas  $-10\text{ }^\circ\text{C}$  e  $-20\text{ }^\circ\text{C}$  os valores de tenacidade ao impacto se mostram bem baixos. Embora baixos os valores apresentados, a tendência de minimização da tenacidade ao impacto com a temperatura se mantém para esse material.

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.

Temperatura (°C)	Energia (J)	Energia (J/cm <sup>2</sup> )	Media (J)	DP (J)
0	70	175	53,14	31,26
	13	32,5		
	81	202,5		
	75	187,5		
	55	137,5		
	5	12,5		
	73	182,5		
-10	5	12,5	6,33	1,53
	6	15		
	8	20		
-20	3	7,5	10,44	11,08
	27	67,5		
	4	10		
	3	7,5		
	32	80		
	10	25		
	6	15		
	4	10		
	5	12,5		

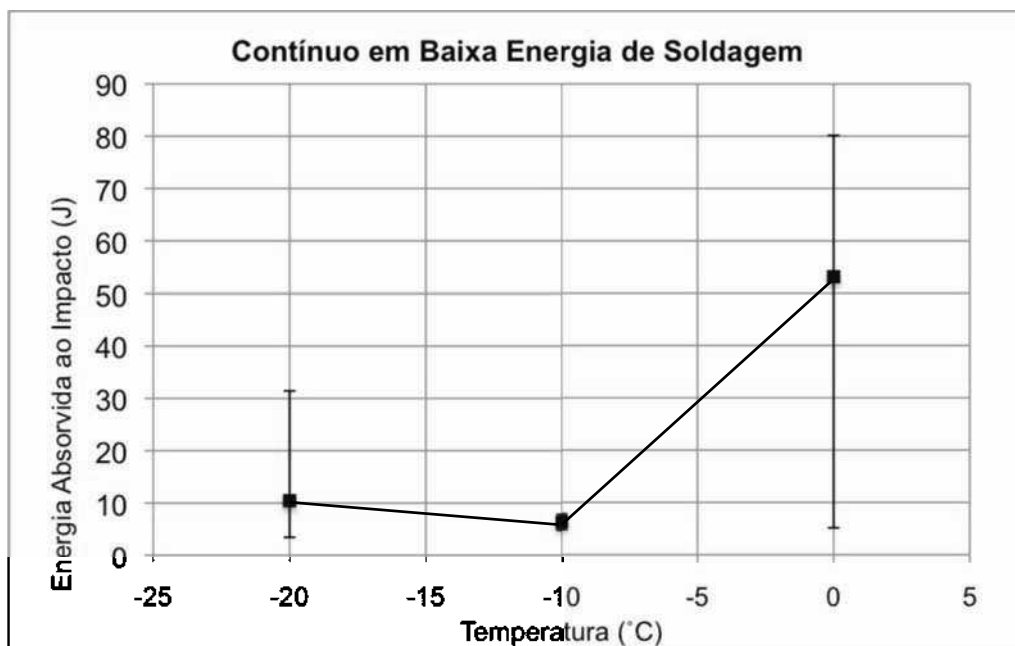


Figura 7.23 – Resultado do teste de charpy-V na região da ZAC com soldagem em baixa energia para o material tratado em forno Contínuo.



A Tabela 7.5 apresenta os resultados para a soldagem com o material tratado em forno Contínuo, utilizando uma energia mais elevada. Neste caso é notado que a tenacidade ao impacto para as temperaturas mais baixas se manteve mais elevada, embora seja notado, também, a grande variação do desvio padrão.

De um modo geral, os valores médios de energia absorvida ao impacto para o material tratado em forno do tipo Box se mostram superiores aos resultados mostrados pelo material com tratamento em forno Contínuo. Observando esses resultados ainda podem ser notadas alterações dos valores com a variação da temperatura de ensaio. É possível que alguns desses efeitos sejam mascarados pelos desvios mostrados, como é o caso do desvio obtido com os ensaios realizados para o material tratado em forno contínuo em alta energia.

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.

Temperatura (°C)	Energia (J)	Energia (J/cm <sup>2</sup> )	Media (J)	DP (J)
0	96	240	49,20	42,2
	65	162,5		
	76	190		
	4	10		
	5	12,5		
-10	10	25	8,50	3,11
	7	17,5		
	5	12,5		
	12	30		
-20	4	10	23,83	31,54
	3	7,5		
	79	197,5		
	45	112,5		
	3	7,5		
	9	22,5		

Dentre esses resultados foi observado incidência de pontos muito baixos (Figura 7.24), o que possibilitou a existência de desvios padrões tão elevados. Tal fato poderia ser relacionado ao entalhe, acabamento na região do entalhe ou mesmo das fases presentes. Muito embora se tenha observado o fator dimensional (como cita a norma ASTM E 23-94), bem como o posicionamento do entalhe dentro da região da ZAC a variabilidade se manteve forte.

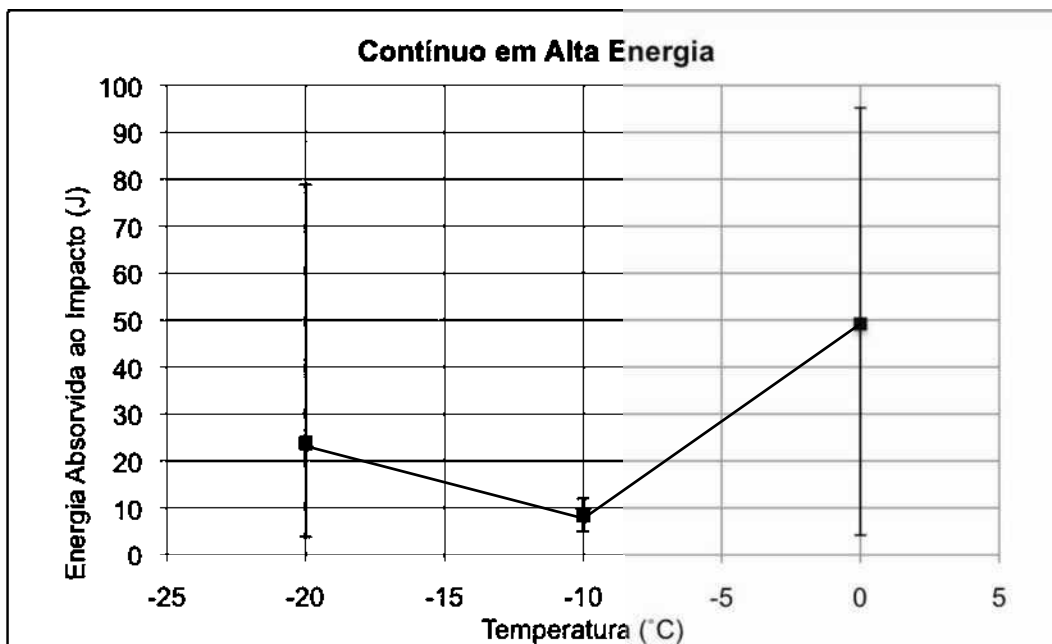


Figura 7.24 – Resultado do teste de charpy-V na região da ZAC com soldagem em Alta energia para o material tratado em forno Contínuo.

#### 7.4. Análise da dispersão dos resultados

É sabido que o tipo de teste realizado tende a manter desvios padrões altos, haja vista tal teste ser vinculado a um fator qualitativo, não possibilitando a consideração de muitas variáveis possíveis de interferir nos resultados. Assim, em virtude da grande variabilidade dos resultados mostrados nos testes de tenacidade ao impacto, algumas análises em paralelo, foram realizadas, na busca de elucidar os principais fenômenos causadores desses grandes desvios.

Nessa etapa da dispersão dos resultados é buscado o esclarecimento através da avaliação das microestruturas geradas durante a soldagem, bem como as topografias das fraturas e correlações com os resultados obtidos.

Segundo alguns pesquisadores (KOU, 2002; LIPPOLD; KOTECKI, 2005; FRANCIS; MAZUR; BHADSHIA, 2005; GOSHI et alii, 2004; KOMAI; MASUYAMA, 2002; TOTEMEIER et alii, 2006), diversos são os fatores que interferem nas características do metal submetido a ciclos térmicos. Aqui é possível citar pelo menos três fatores que podem influenciar diretamente as características de tenacidade ao impacto para a região da ZAC do material em estudo. Assim ter-se-ia a variação da microestrutura, como no caso o crescimento de grão e geração de componentes como a martensita. Outro seria a precipitação de fases, possivelmente por decomposição espinodal e por fim a formação de ferrita  $\delta$  em formas

distintas, que embora não possua características frágeis, pode, aliada ao sistema periférico (precipitados), promover a degradação das propriedades da liga.

#### 7.4.1. *Heterogeneidades na ZAC*

Como na ZAC as regiões se mostram, microestruturalmente, distintas, podem também apresentar características de tenacidade distintas. Como observado no capítulo anterior, o material da zona fundida, conseguido através da soldagem com o arame tubular da classe AWS EC409, manteve um nível de tenacidade ao impacto muito baixo. Observando a ZAC dos materiais em análise, nota-se a semelhança de microestrutura da região fundida com o consumível tubular e a ZAC-GG, em ambos os tratamentos térmicos. Assim, tem-se, na região adjacente ao metal fundido, uma região de microestrutura grosseira, com a incidência de componentes microestruturais passíveis de baixa tenacidade.

Pela sua característica, o aço (predominantemente ferrítico em sua forma como recebida) tenderia a formar granulação grosseira, (diagrama de BALMFORTH; LIPPOLD, 2000), a qual tenderia à geração de martensita. Essa característica da microestrutura gerada pode ser um fator preponderante na não homogeneidade dos resultados nos testes realizados pelo ensaio de Charpy-V, caso o entalhe tenha incidido na região mais grosseira da ZAC. No entanto, como observado na Figura 7.20, o posicionamento deste, dista ainda da região mais grosseira. Em alguns casos isolados o entalhe no corpo de prova para o ensaio Charpy-V foi posicionado parcialmente dentro das duas regiões da ZAC (ZAC-GG e ZAC-GF) (Figuras 7.20b e 7.20c). Nesses dois casos, parte do entalhe encontra-se na região grosseira da ZAC, no entanto, a base do entalhe ainda posiciona-se na região de granulação mais fina. Em função desses fatos é possível que a interferência da região grosseira nos desvios apresentados seja menos significativa.

#### 7.4.2. *Precipitados e formação de ferrita $\delta$*

Muitos estudos realizados com os aços da classe aqui avaliada apresentam resultados que levam a incidência de problemas relativos à fratura (FRANCIS; MAZUR; BHADSHIA, 2005; GOSHI et alii, 2004; KOMAI; MASUYAMA, 2002; KOJIMA; HAYASHI; KAJITA, 1995). Embora tal fenômeno seja um caso particular de situações onde se incidem tensões cíclicas, proporcionando assim problemas de fadiga, os fenômenos responsáveis pela ruína (crescimento de grão e precipitação de fases), também poderão afetar diretamente as características de tenacidade ao impacto, medidas a partir do ensaio de Charpy-V. Alguns pesquisadores (SCHÄFER, 1998; EHRlich et alii, 1994) apontam para a precipitação de



fases como o principal fator na queda de tenacidade de algumas ligas que geram ferrita  $\delta$  durante a solidificação ou resfriamento.

Possivelmente, o que foi observado em relação aos baixos níveis de energia absorvida e a grande variação nos valores de energia absorvida durante os ensaios de impacto Charpy-V, sendo mais proeminente na região da ZAC, possa ser resultado do efeito sinérgico de diversos fatores, atuando em conjunto, como é o caso da homogeneidade do metal de base, da martensita formada durante o ciclo térmico de soldagem, precipitação e crescimento de fase (como a ferrita  $\delta$ ).

#### 7.4.3. Avaliação da presença das fases

Foi possível separar dentre todos os ensaios realizados na região da ZAC, a presença ou não de ferrita delta alinhada na região em estudo. Com essa avaliação, separou-se em duas classes de análise os resultados de Charpy-V para a ZAC. Pelo levantamento posterior aos ensaios de tenacidade ao impacto, verificaram-se algumas tendências. Essa avaliação foi realizada tomando o material fraturado e submetendo-o a um procedimento de metalografia, avaliando a região adjacente à fratura. Esse material possibilitou a verificação do local de incidência do entalhe dentro da ZAC, além da observação da presença ou não de fases distintas à microestrutura convencional dessa região (ferrita  $\delta$  alinhada).

Nas Figuras 7.25 a 7.26 é possível observar os tipos de formação encontradas nas regiões adjacentes à fratura gerada pelo ensaio de impacto, sendo estas as possíveis responsáveis pelos baixos resultados mostrados nas tabelas anteriores. Pela avaliação de tais formações, devido o seu direcionamento é possível fazer uma correlação da presença de ferrita  $\delta$  aos baixos valores de energia absorvida ao impacto. Nessa figuras se apresenta micrografias de regiões paralelas à fratura para um corpo de prova de material tratado em forno tipo Box, soldado com alta energia e entalhe posicionado na ZAC-GF. Pela característica da micrografia apresentada, a presença de ferrita  $\delta$  alinhada poderá ser a possível causa dessa minimização brusca no valor da tenacidade ao impacto, aqui registrada.

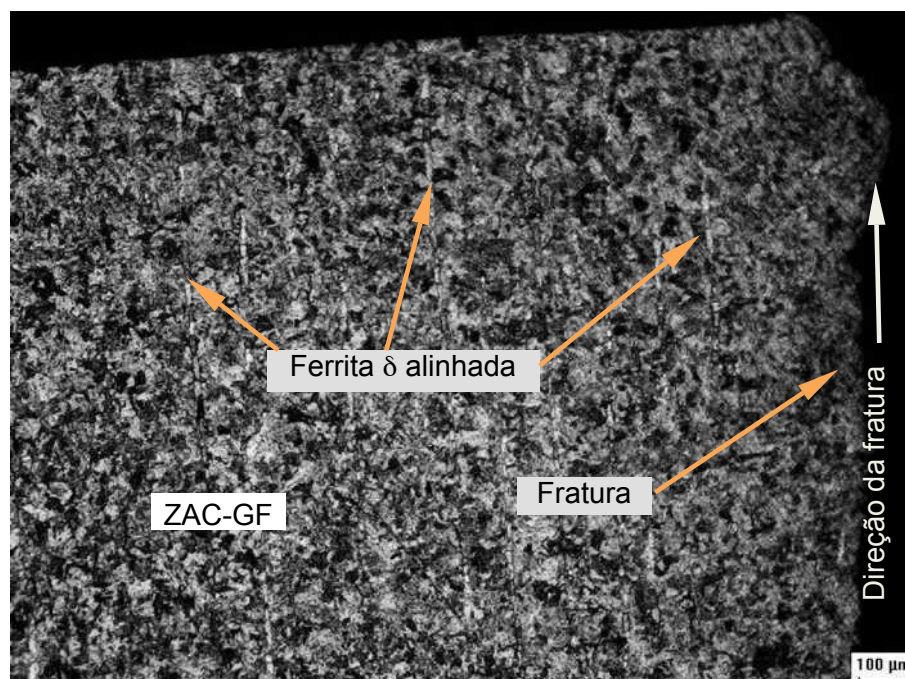


Figura 7.25 – Material tratado em forno tipo BOX, soldado com alta energia de soldagem, energia absorvida ao impacto de 4J à temperatura de -20°C.

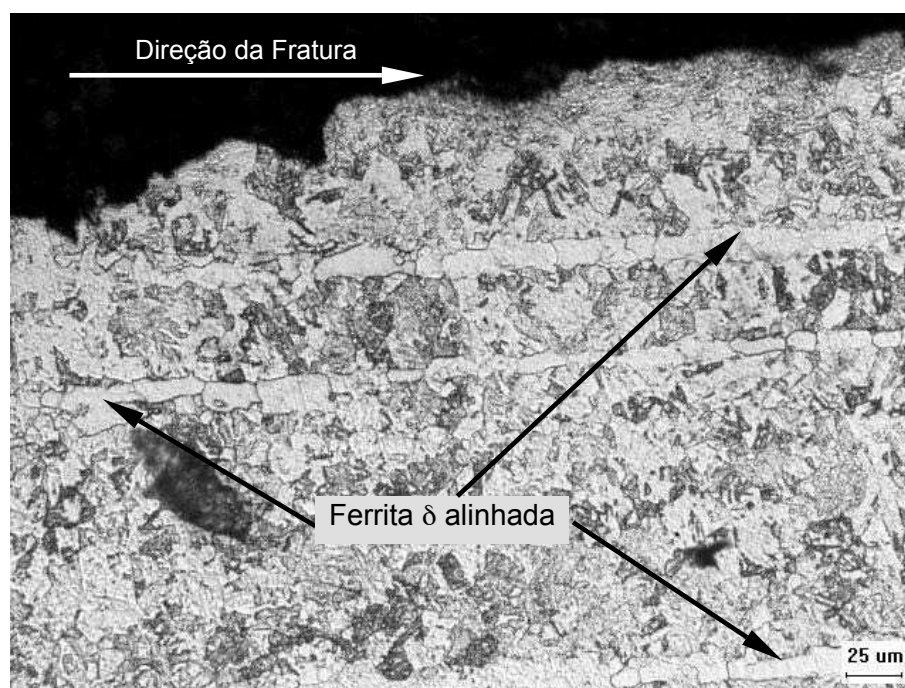


Figura 7.26 – Material tratado em forno tipo Box, soldado com alta energia, energia de resistência ao impacto de 5J à temperatura de -10°C.

A Figura 7.27 retrata o aspecto da fratura gerada no material tratado em forno tipo Box onde se constata a presença de fases alinhadas. Nessa figura é verificada a presença de certo direcionamento da fratura como um todo. Nas Figuras 7.27a e 7.27b se observa uma estrutura alinhada, podendo este direcionamento ser resultado da presença da ferrita  $\delta$

alinhada, como mostrada anteriormente. São observados indícios de deformação plástica nessas figuras, no entanto a quantidade de direcionamentos pode ter induzido ao baixo nível de tenacidade ao impacto.

As Figuras 7.27c e 7.27d mostram topologias desse mesmo corpo de prova, no entanto posicionadas na região final da fratura. Essa região apresenta um aspecto mais frágil em função da ausência de deformação plástica nessas fraturas. É observada ainda a presença de fases pontuais, sendo possível a intervenção de tais componentes nos resultados de tenacidade ao impacto apresentados, como citado por Totemeier et alii (2006).

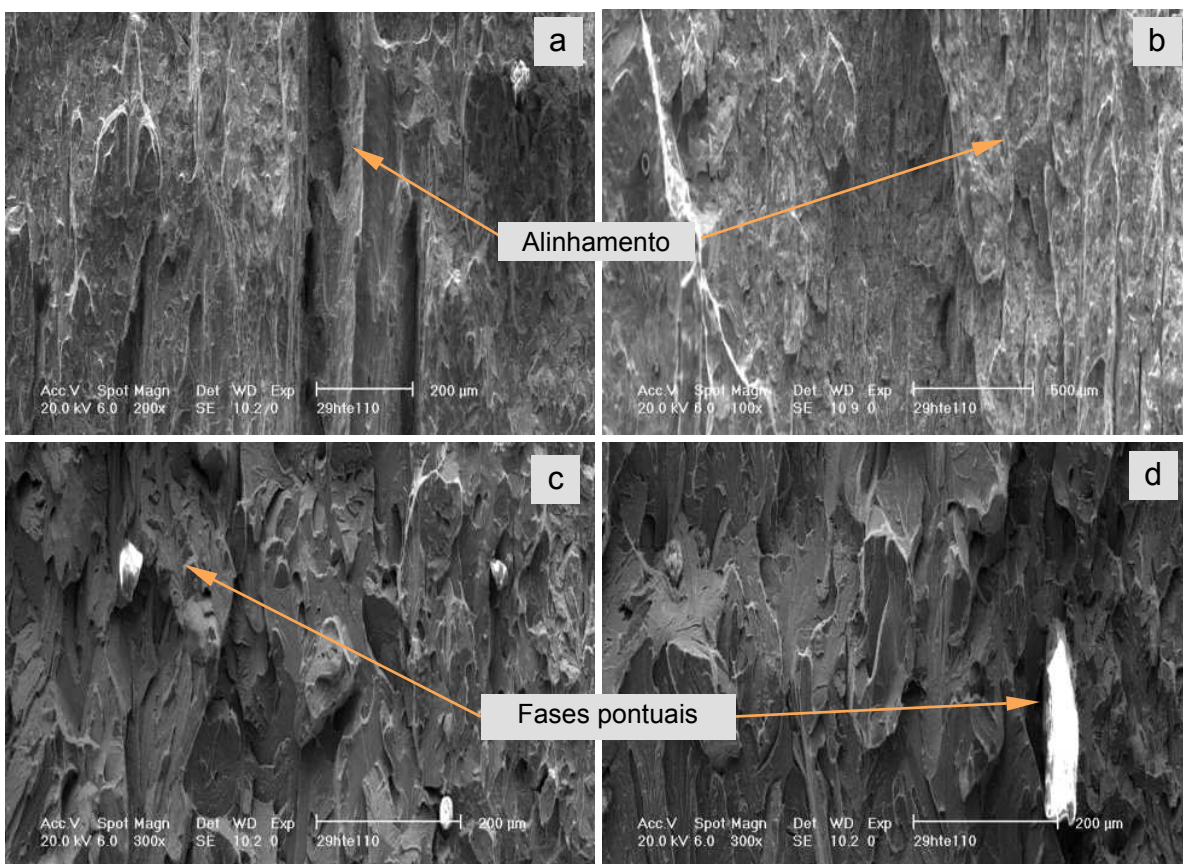


Figura 7.27 – Aspecto da fratura da região da ZAC de uma soldagem realizada com material tratado em forno tipo Box, com tenacidade ao impacto de 4J à temperatura de  $-10^{\circ}\text{C}$ .

Em uma análise da fase pontual presente através de EDS constatou-se a presença de cromo, ferro e silício, conforme é mostrado na Figura 7.28. Em função da característica geométrica da fase além do fator dimensional, esse resultado é passível de incerteza. Em função também do contraste mostrado na avaliação através dos elétrons retroespalhados, tal fase apresenta uma característica não metálica. Sendo uma fase não metálica, a tendência de fragilização tende a aumentar, podendo assim este componente ser um fator influente na baixa tenacidade do ensaio em questão.



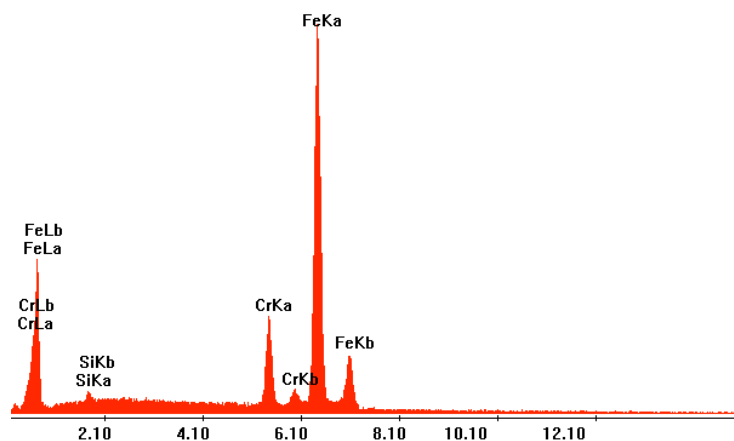


Figura 7.28 – Resultado do EDX para a fase pontual presente na interface fraturada, mostrada na Figura 7.27.

Na Figura 7.29 é mostrada a topografia de uma fratura com dois tipos de estruturas. Tem-se regiões planas, como se algum componente tivesse sido “descolado” da matriz. Periféricamente a esse tipo de formação é notado a presença de uma região com deformação plástica (“dimples”). Analisando esse tipo de formação supõem-se que ela tende a gerar baixos níveis de tenacidade, uma vez que a área efetiva de resistência é minimizada por essa não adesividade. O efeito mostrado na Figura 7.29 aparece como se houvesse na interface da ferrita delta, um sistema que promoveria a falta de adesividade da mesma à matriz, promovendo seu “descolamento”.

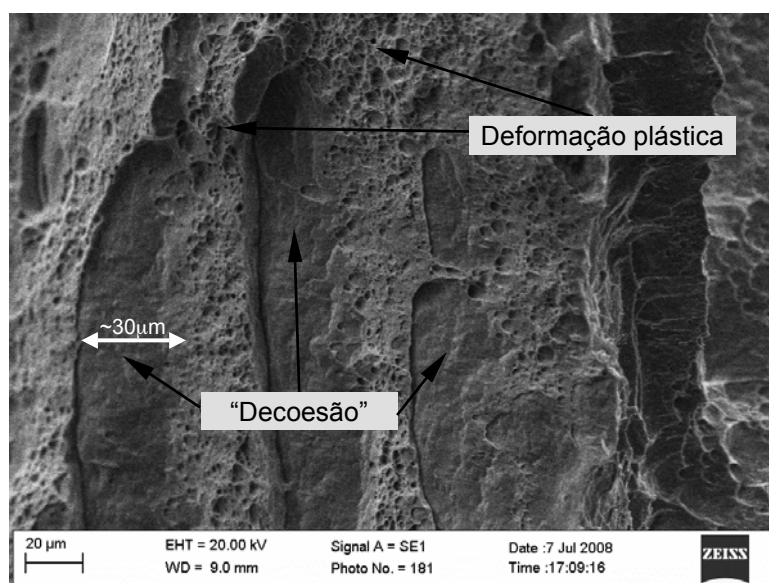


Figura 7.29 – Aspecto da fratura na região da ZAC de uma soldagem realizada com baixa energia de soldagem em um aço tratado em forno tipo Box e energia absorvida durante o impacto de 13J ensaiado a 0°C.

Observando as Figuras 7.30 e 7.31, tem-se pormenorizado o aspecto da ferrita  $\delta$  presente na região refinada da ZAC. Na Figura 7.30, tem-se a microscopia ótica como ferramenta. Após o ataque químico com Vilella's, possibilitou-se a formação de uma topografia capaz de identificar a ferrita convencional da ferrita delta, devido a sua possível composição diferencial, gerou-se sítios distintos da matriz (ferrita e martensita). Esses sítios, no entanto, apresentam distinção entre si, quando visualizadas em maior aumento. Segundo alguns pesquisadores (DANOIX; AUGER, 2000), dentro de um mesmo sítio é possível a geração de pontos de composição diferenciada através da decomposição espinodal, conforme cita Rios e Padilha (2007). Essa decomposição geraria micro fases com diferença composicional pelo enriquecimento ou empobrecimento de determinado componente, aqui em questão o cromo.

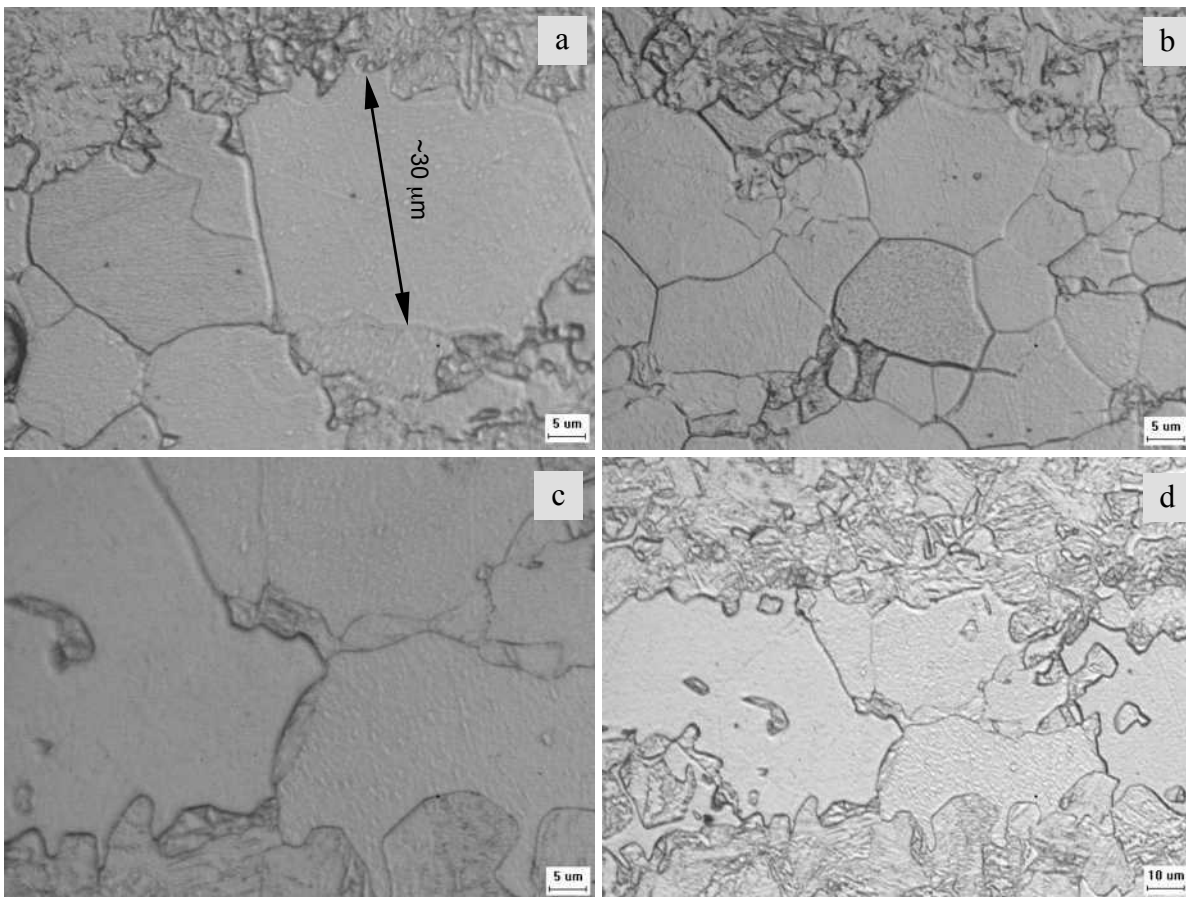


Figura 7.30 – Detalhe da ferrita delta alinhada, com incidência na ZAC-GF utilizando a microscopia ótica.

Danoix e Auger (2000) simularam a formação de determinados precipitados em uma liga com maior teor de cromo que a liga aqui em questão, mostrando que os precipitados aconteceriam em toda a extensão da ferrita, inclusive em sua periferia. Esse particulado formado teria dimensões nanométricas. Ao que é posto, esse tipo de precipitação poderia

gerar o tipo de fenômeno mostrado na Figura 7.29, onde haveria algo como que um “descolamento” de placas de ferrita.

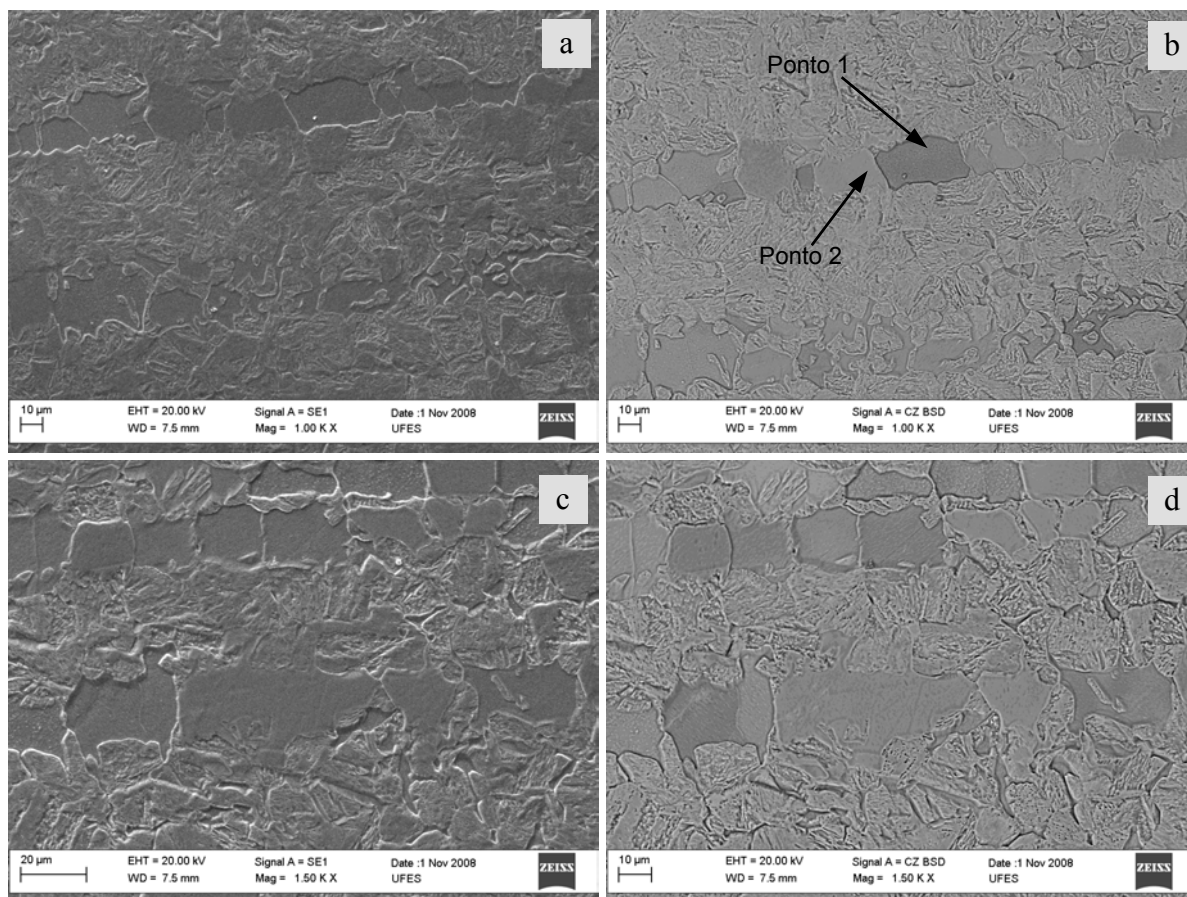


Figura 7.31 – Detalhe da ferrita delta alinhada, com incidência na ZAC-GF utilizando microscópio eletrônico de varredura. (a) e (c) técnica dos elétrons secundários (SE). (b) e (d) técnica dos elétrons retroespalhados (BSD)

A Figura 7.31 apresenta o mesmo tipo de microestrutura da Figura 7.30, utilizando-se da microscopia eletrônica. Nesse caso utiliza-se de duas técnicas para essa avaliação. Na coluna esquerda tem-se a utilização da técnica dos elétrons secundários (SE), onde é possível a geração da topografia da amostra. Na coluna direita utiliza-se da técnica BSD, técnica esta que possibilita a diferenciação composicional, permitindo a geração de uma imagem de topografia aliada a diferença de fases pela composição. Nessa figura se observa a mesma região de avaliação (coluna esquerda e direita) e nelas é possível diferenciar no sítio de ferrita  $\delta$ , componentes distintos. Essa diferenciação seria resultado da decomposição espinodal que cita Danoix e Auger (2000).

Na Figura 7.29 e 7.30 é notada a dimensão da estrutura alinhada. Será verificado que essas estruturas possuem a mesma grandeza. Na Figura 7.29 tem-se o que parece o

negativo de uma estrutura similar ao que se observa nas Figura 7.30 e 7.31. Isso leva a crer que a ferrita alinhada tende a ser arrancada da matriz. Em uma avaliação dessas fases mais escuras (Figuras 7.31b e 7.31d) através de EDX, constatou-se um valor de 11,34% (Ponto 1 da Figura 7.31) de cromo na sua superfície contra 10,98% (Ponto 2 da Figura 7.31) da região mais clara. Outra variação composicional observada nessa análise foi a do níquel, o qual foi de 0,41% (Ponto 1 da Figura 7.31) e ausência de níquel no Ponto 2. Embora não haja tanta exatidão nesta análise, essa pequena diferença, por ser resultado da análise superficial ( $\sim 2 \mu\text{m}$  de profundidade), pode indicar uma leve diferença entre esses elementos do sítio avaliado, podendo ser a confirmação de alguma precipitação ou decomposição espinodal, como afirma Danoix e Auger (2000).

Na Figura 7.32 são observadas duas estruturas distintas para uma mesma condição de ensaio. Na Figura 7.32a a energia absorvida ao impacto foi de 24J. A estrutura se apresenta com bastante indícios de deformação plástica, dando a conotação de um material mais dúctil e tenaz. Esse material, no entanto, embora se mostre com uma tenacidade mais elevada que os apresentados anteriormente, mostra ainda algum alinhamento da topografia da fratura, dando a entender que existe algum direcionamento microestrutural. Possivelmente, na ausência desse alinhamento a tenacidade do material tenderia a valores mais elevados.

Na Figura 7.32b, embora seja notado também a presença de regiões com deformação plástica na fratura, pela presença dos “dimples”, ocorre a estrutura de quase-clivagem, as quais indicam a baixa tenacidade da fratura gerada. Assim ter-se-ia o alinhamento observado e lateralmente a esse direcionamento a estrutura com característica frágil pela forma da fratura (quase-clivagem).

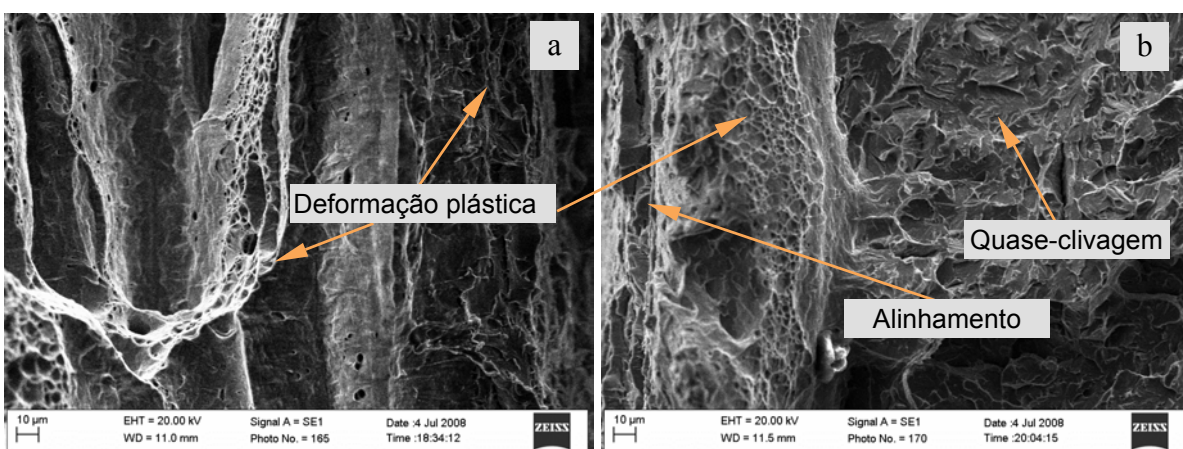


Figura 7.32 – Aspecto da fratura na região da ZAC de uma soldagem realizada com alta energia em material tratado em forno tipo Box, com energia absorvida ao impacto de 24J (a) e 5J (b), ensaiadas à temperatura de  $0^\circ\text{C}$ .

São mostradas nas Figuras 7.33 e 7.34 regiões de fratura de um aço tratado em forno Contínuo soldado em baixa energia. Observa-se nessa figura a incidência das fases alinhadas no caminho da fratura. Se for observado a ordem de grandeza, representado pelas escalas na base dessas figuras, constata-se que as fases alinhadas presentes atingem espessuras na ordem de grandeza ao fenômeno de “descolamento” observado na Figura 7.29, ressaltando a influência dessas fases na tenacidade ao impacto desse material. Em ambos os ensaios, o nível de energia absorvida durante o ensaio de impacto foi muito inferior aos valores esperados para um material da classe do material estudado.

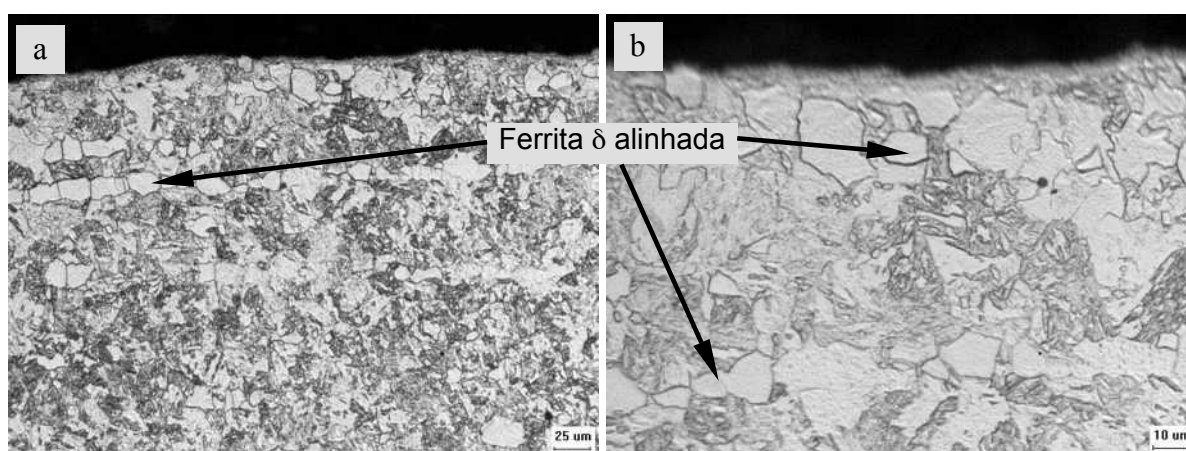


Figura 7.33 – Material tratado em forno contínuo, soldado com alta energia, com energia absorvida de 10J à -10 °C.

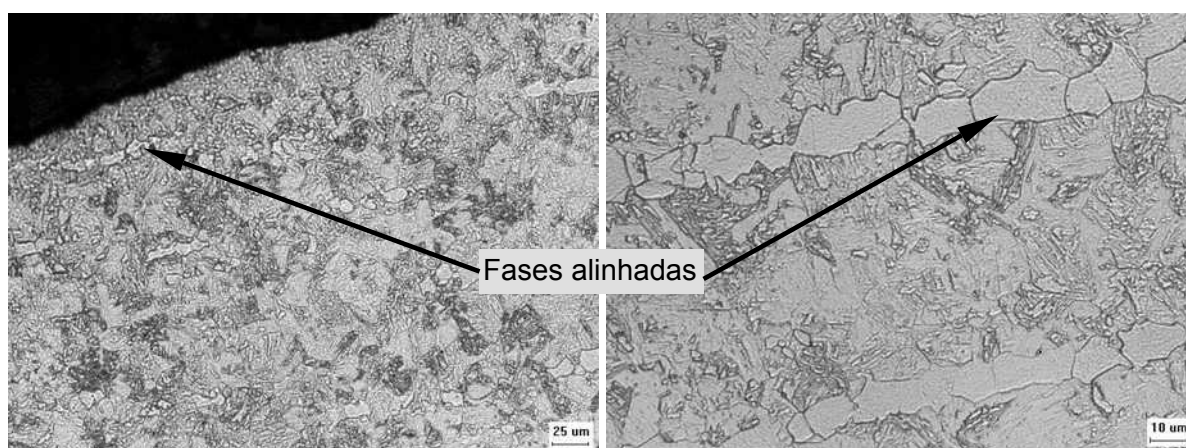


Figura 7.34 – Material tratado em forno contínuo soldado em alta energia com energia absorvida ao impacto de 5J em 0 °C.

A Figura 7.35 apresenta o aspecto de fratura de um ensaio charpy cuja temperatura de ensaio foi de 0 °C com uma tenacidade ao impacto de 4J, para a região da ZAC de uma soldagem em alta energia (2,2 kJ/mm). As Figura 7.35a e 7.35b mostram a fratura na região próxima ao entalhe. São observadas nessa região diversos pontos distintos da matriz,



apresentada pela topografia da fratura. Na Figura 7.35c, região mais próxima do fim da fratura, essa fase é mais definida e sua presença aponta à formação de um ponto de clivagem, definida pelo aspecto dos “rios de clivagem” relatados nas literaturas correntes (BOSE FILHO et alii, 2007). A Figura 7.35d focaliza essa estrutura de quase-clivagem onde é notada que a fratura é basicamente plana, com muito pouco indícios de deformação plástica, dando prova de fragilidade.

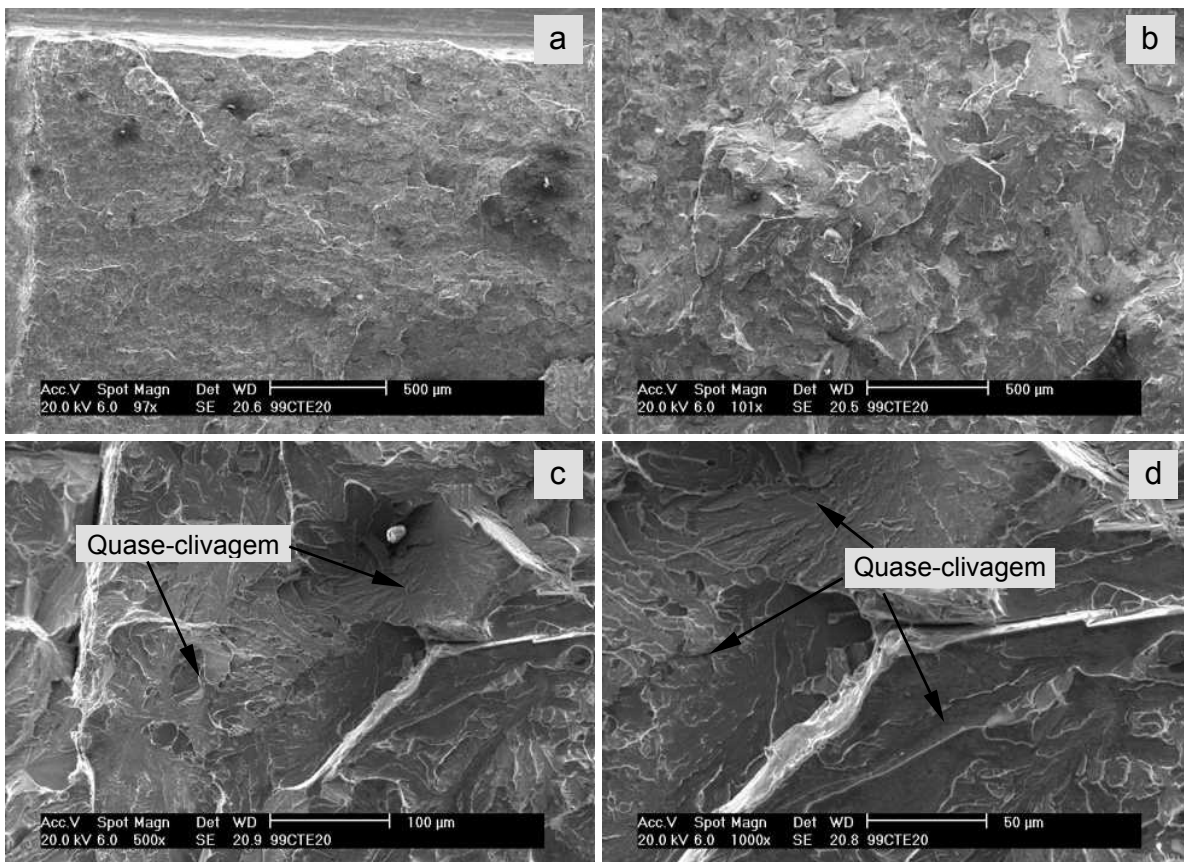


Figura 7.35 – Aspecto da fratura da região da ZAC de uma soldagem realizada com alta energia em material tratado em forno contínuo, com tenacidade ao impacto de 4J à temperatura de 0 °C.

A Figura 7.36 apresenta a topografia da fratura da ZAC de uma soldagem com o material tratado em forno Contínuo utilizando baixa energia de soldagem. O ensaio foi realizado a -20 °C. A fratura se apresenta com as mesmas características da fratura apresentada na Figura 7.35, onde a presença de fases pontuais se mostram presentes.

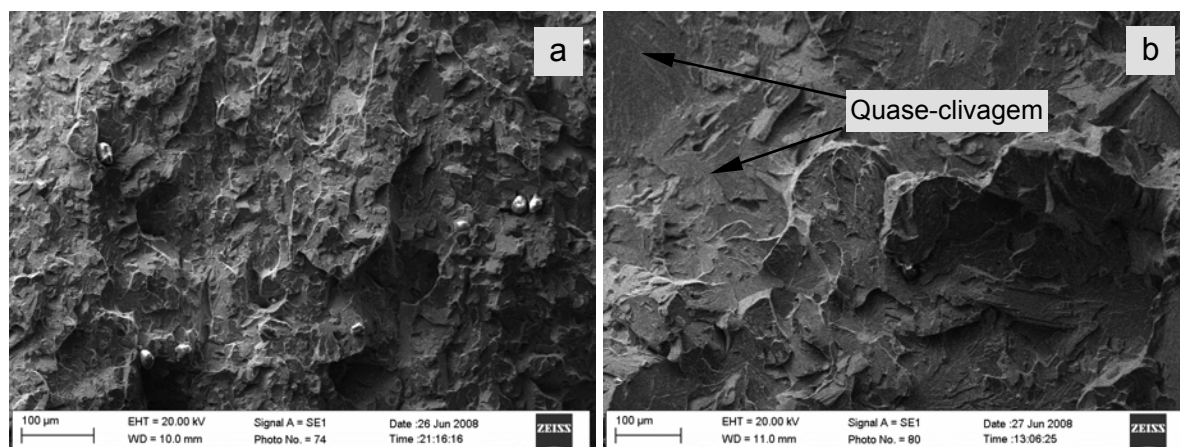


Figura 7.36 – Aspecto da fratura na região da ZAC de uma soldagem realizada com baixa energia de soldagem em um aço tratado em forno contínuo, com tenacidade ao impacto de 4J ensaiado a  $-20\text{ }^{\circ}\text{C}$ .

Baseado ainda nos resultados primários das Tabelas 7.2 a 7.5, realizou-se uma avaliação secundária, fazendo um levantamento da incidência da ferrita  $\delta$  alinhada, atuante na região do entalhe. A avaliação se baseou no posicionamento de uma malha com a dimensão do raio do entalhe. Essa malha foi posicionada em diversas regiões das condições ensaiadas. Foram contados todos os campos onde se observou a presença de tal fase. A Figura 7.37 exemplifica o procedimento realizado.

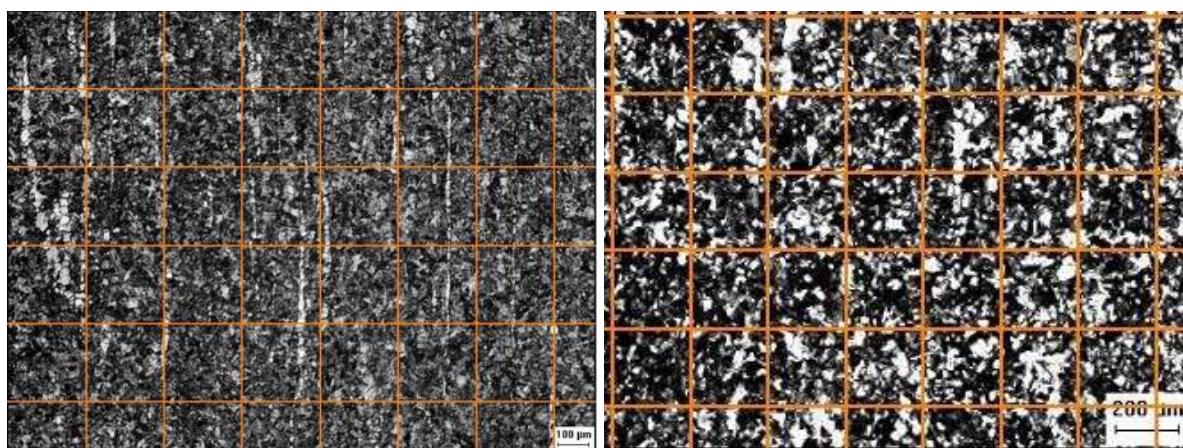


Figura 7.37 – Exemplos das malhas na micrografia da ZAC-GF de um material tratado em forno tipo Box (a) e Contínuo (b), soldados com baixa energia com a malha utilizada para a verificação da incidência das fases alinhadas.

Após tal procedimento foi constatado que na região de granulação refinada para o material em estudo, a incidência dessa fase foi de aproximadamente 50%. Ou seja, existiu a probabilidade de pelo menos 50% de que o entalhe tenha sido posicionado em um ponto cujo entalhe tenha abordado alguma ferrita  $\delta$  alinhada. Isso pode ser observado quando

verificamos os resultados mostrados nas Tabelas 7.1 a 7.4. Nesses resultados é verificado que aproximadamente 50% se encontram muito abaixo da energia absorvida esperada. Esse efeito é mais pronunciado a baixas temperaturas, onde o efeito de transição dúctil-frágil estaria atuando, potencializando o efeito da fragilidade.

### 7.5. Análise isolada dos resultados da tenacidade ao impacto.

Após a avaliação das microestruturas, das direções da fratura e das fases presentes, foi possível separar em duas situações os resultados do ensaio de charpy-V para a região da ZAC. Uma, onde foram observados alinhamentos de fases (ferrita  $\delta$ ), e outra sem esse alinhamento na região do entalhe. Essa observação foi possível através da avaliação de cada um dos corpos de prova fraturado, conforme mostrado na Figura 3.12.

Tem-se na Tabela 7.6 o resultado dos ensaios de tenacidade ao impacto, onde constatou-se a presença de ferrita delta no mesmo alinhamento da direção da fratura, adjacente a esta. Nessa tabela é notado que os resultados apresentados mostram baixos níveis de energia absorvida ao impacto. Independente do material soldado (tratado em forno Box ou em forno Contínuo) esses resultados se mostraram bem abaixo dos valores esperados. Em uma primeira análise é apontado para a presença de ferrita  $\delta$  alinhada como uma das principal causas dos baixos níveis de tenacidade ao impacto na região refinada da ZAC, para o material em estudo.

Tabela 7.6 – Valores médios da tenacidade ao impacto observando a presença de fases alinhadas na ZAC.

Material	E. Soldagem	Temperatura (°C)	Energia (J)	Energia (J/cm <sup>2</sup> )
BOX	Baixa	-20	8	20,0
BOX	Baixa	-10	8	20,0
BOX	Baixa	0	13	32,5
BOX	Alta	-20	9	22,5
BOX	Alta	-10	8	20,0
BOX	Alta	0	21	52,5
Contínuo	Baixa	-20	5	12,5
Contínuo	Baixa	-10	6	15,0
Contínuo	Baixa	0	5	12,5
Contínuo	Alta	-20	4	10,0
Contínuo	Alta	-10	11	27,5
Contínuo	Alta	0	5	12,5

As figuras apresentadas anteriormente (Figuras 7.26, 7.33 e 7.34) exemplificam esse tipo de formação e sua posição em relação à fratura. No caso dos ensaios onde não se



constatou a presença da fase alinhada e adjacente à fratura, as Figuras 7.38 e 7.39 demonstram essa região. A grande maioria desses corpos de prova foi acompanhada de deformação plástica na região fraturada. Observando os valores da energia absorvida ao impacto para essas amostras, nota-se os altos valores atingidos. Independente do tipo de tratamento térmico a que o material de base foi submetido, os valores de tenacidade ao impacto obtidos se igualam aos atingidos pelo material de base (Tabela 7.7).

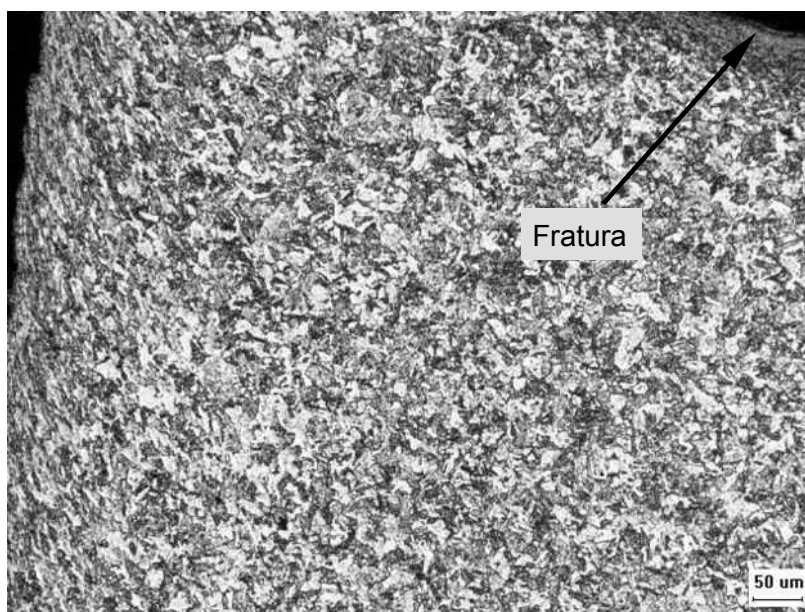


Figura 7.38– Material tratado em forno tipo Box soldado em baixa energia, com energia absorvida ao impacto de 69J ( $172,5 \text{ J/cm}^2$ ) em  $0^\circ\text{C}$  (interface da fratura).

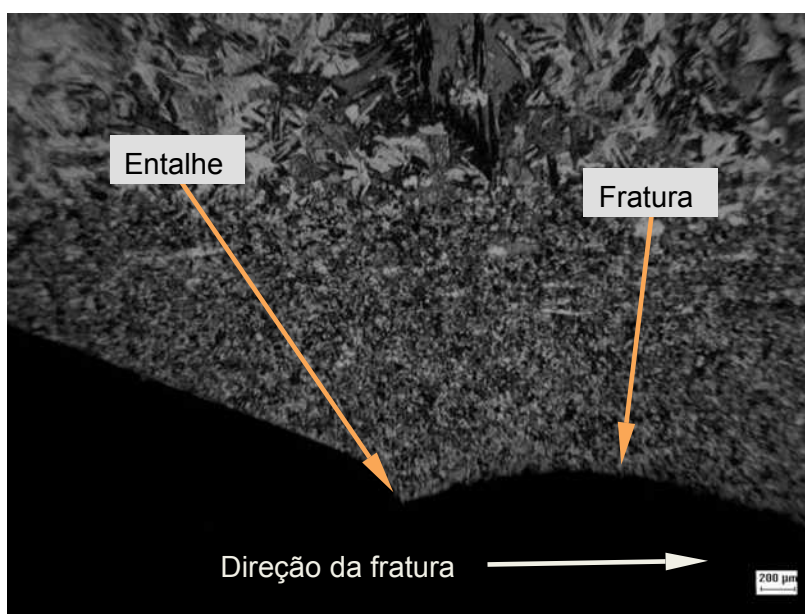


Figura 7.39 – Material tratado em forno Contínuo soldado em baixa energia, com energia absorvida ao impacto de 55J ( $137,5 \text{ J/cm}^2$ ) em  $0^\circ\text{C}$  (interface da fratura).

Diferente do que se esperava, o material tratado em forno Contínuo sem presença das fases alinhadas se mostrou com boas características de tenacidade ao impacto. Em função das distinções microestruturais entre os materiais de base apresentados, principalmente o tamanho de grão, esperava-se que o material tratado em forno tipo Box mostrasse valores de tenacidade ao impacto, quando livres de fases alinhadas, muito superior ao material tratado em forno contínuo. No entanto, o que se observa é que sem a presença de elementos fragilizantes (fases alinhadas) não se tem grande diferença entre os dois materiais.

Tabela 7.7 – Valores médios da tenacidade ao impacto sem a presença de ferrita  $\delta$  na ZAC.

Material	E. Soldagem	Temperatura (°C)	Energia (J)	Energia (J/cm <sup>2</sup> )
BOX	Baixa	-20	52	130,0
BOX	Baixa	-10	77	192,5
BOX	Baixa	0	61	152,5
BOX	Alta	-20	44	110,0
BOX	Alta	-10	36	90,0
BOX	Alta	0	74	185,0
Contínuo	Baixa	-20	30	75,0
Contínuo	Baixa	-10	*	*
Contínuo	Baixa	0	70	175,0
Contínuo	Alta	-20	45	112,5
Contínuo	Alta	-10	*	*
Contínuo	Alta	0	71	177,5

\* Não foram observados valores para essas condições.

Os resultados mostrados só vêm a reforçar a influência da ferrita  $\delta$  na tenacidade ao impacto. Pelos valores de energia absorvida durante o impacto observados é notada a superioridade dos valores obtidos quando não se constata a presença da ferrita  $\delta$  alinhada.

É observado que na Tabela 7.7 existe a ausência de dois valores. A geração dessas tabelas (Tabela 7.6 e 7.7) foi a partir dos resultados dos ensaios de tenacidade ao impacto, realizados na região da ZAC (Tabelas 7.2 a 7.5). Em algumas situações não foi constatada a variação dos resultados de energia absorvida ao impacto, mantendo-se um mesmo nível, como é constatado para a situação de -10 °C nas Tabelas 7.4 e 7.5.

Na Figura 7.40 é observada a topografia da fratura para um ensaio realizado na região da ZAC de um material tratado em forno Contínuo, soldado com baixa energia e ensaiado à temperatura de 0°C. Nesse ensaio, a energia absorvida ao impacto foi de 55J, energia esta próxima as experimentadas pelo metal de base na mesma temperatura de ensaio. Não foi observado nesse material um alinhamento preferencial, tão pouco a presença de qualquer outra fase adjacente à fratura. A fratura se apresenta com indícios de

deformação, embora observe-se na Figura 7.40d indícios de planos de clivagem. No entanto tais clivagens, em toda a superfície fraturada dessa amostra é seguida de alguma deformação plástica.

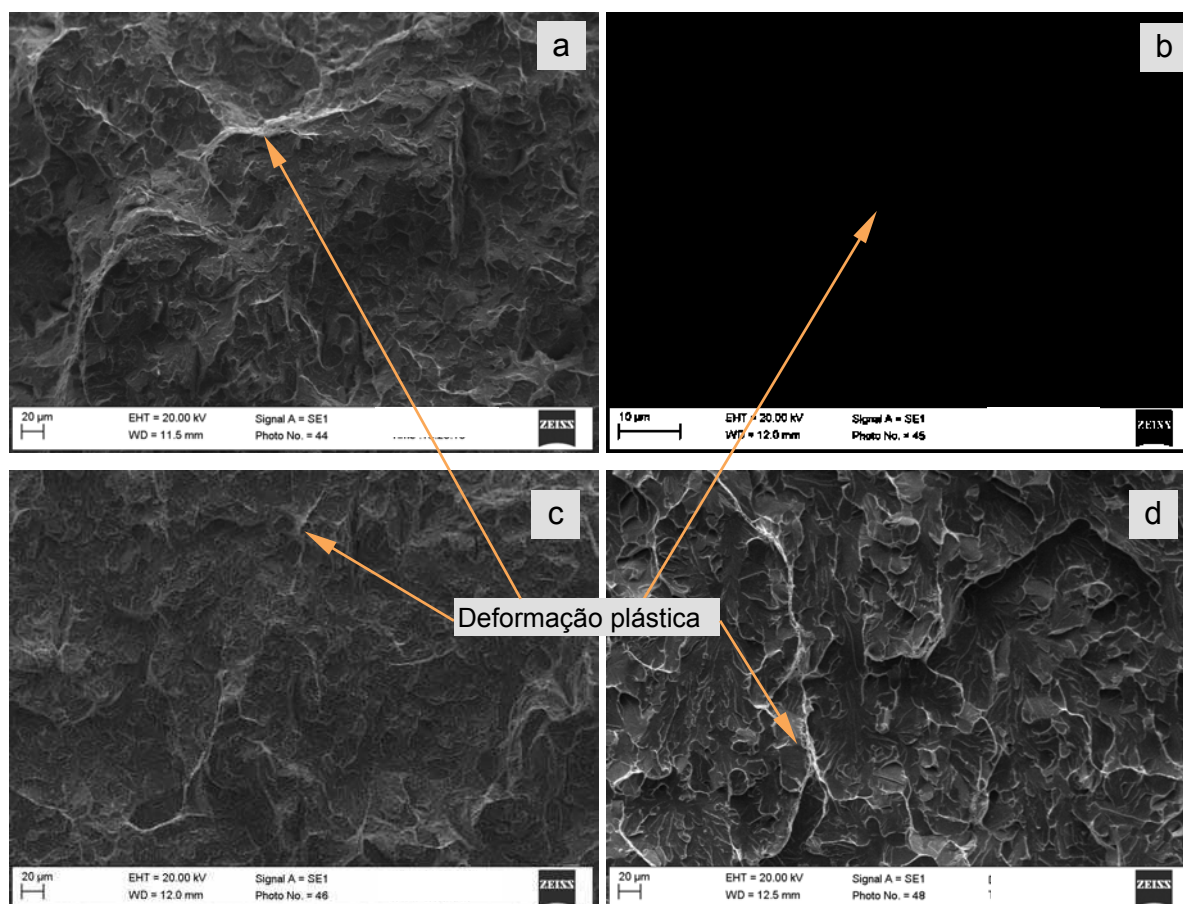


Figura 7.40– Aspecto da fratura na região da ZAC de uma soldagem realizada com baixa energia de soldagem em um aço tratado em forno Contínuo, com tenacidade ao impacto de 55J ensaiado a 0 °C.

Com base nos resultados mostrados na Tabela 7.7, bem como na análise do direcionamento das fases, foi possível estabelecer um procedimento de análise utilizando ANOVA. Notar-se-á nesta análise que existem basicamente dois níveis de variação, justamente devido às lacunas observadas na Tabela 7.7. As Tabelas 7.8 a 7.10 mostram os resultados para essa análise. Através dessas tabelas é possível verificar que apenas a temperatura está de fato tendo uma ação direta sobre a tenacidade ao impacto. Isso já era de se esperar, uma vez que os aços de característica ferrítica tendem a minimizarem suas características de tenacidade ao impacto quando se diminui a temperatura, notado pelas curvas de transição dúctil-frágil das maiorias desses aços.

A Figura 7.41 mostra graficamente um dos resultados das tabelas apresentadas, no qual, estatisticamente, os dois tratamentos térmicos geram materiais similares em relação a tenacidade ao impacto na região da ZAC sem a presença de fases alinhadas. Nas Figuras 7.42 e 7.43 é confirmado esse resultado e frisado nas Tabelas 7.9 e 7.10, onde se observa a influência da temperatura de ensaio. Nessas duas figuras, constata-se que quanto maior a temperatura de ensaio, maior a tenacidade ao impacto.

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.

	p
<b>Tipo de tratamento (1)</b>	0,5049
<b>Energia de soldagem (2)</b>	0,4099
<b>(1) x (2)</b>	0,5606

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.

	p
<b>Tipo de tratamento (1)</b>	0,4313
<b>Temperatura de ensaio (2)</b>	0,0006
<b>(1) x (2)</b>	0,0269

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.

	p
<b>Energia de soldagem (1)</b>	0,7983
<b>Temperatura de ensaio (2)</b>	0,0193
<b>(1) x (2)</b>	0,6607

Na Tabela 7.9 é observado outro efeito, o da interação entre a temperatura e o tipo de tratamento térmico sofrido pelo material. Nesse caso a Figura 7.43 retrata bem esse efeito. Nota-se que o efeito da temperatura ressaltado anteriormente, é mais acentuado no tratamento realizado em forno contínuo. Nesse caso, como as estruturas se apresentam mais grosseiras, as alterações sofridas com a temperatura são mais acentuadas, influenciando com mais ênfase a tenacidade ao impacto para essa classe de material.

Observando ainda essas figuras (Figuras 7.41, 7.42 e 7.43), será notado que os desvios gerados pelo universo amostral para o bloco de tratamento em forno Contínuo se apresenta superior ao tratado em forno tipo Box. Isso novamente é conotado ao tipo de microestrutura primária (metal base) para o tratamento em forno Contínuo. Outro ponto de grande desvio é o nível de energia de soldagem. Embora não se note diferenças entre esses

dois universos amostrais, os desvios para o material soldado com maior energia apresentam-se maiores que os soldados com baixa energia.

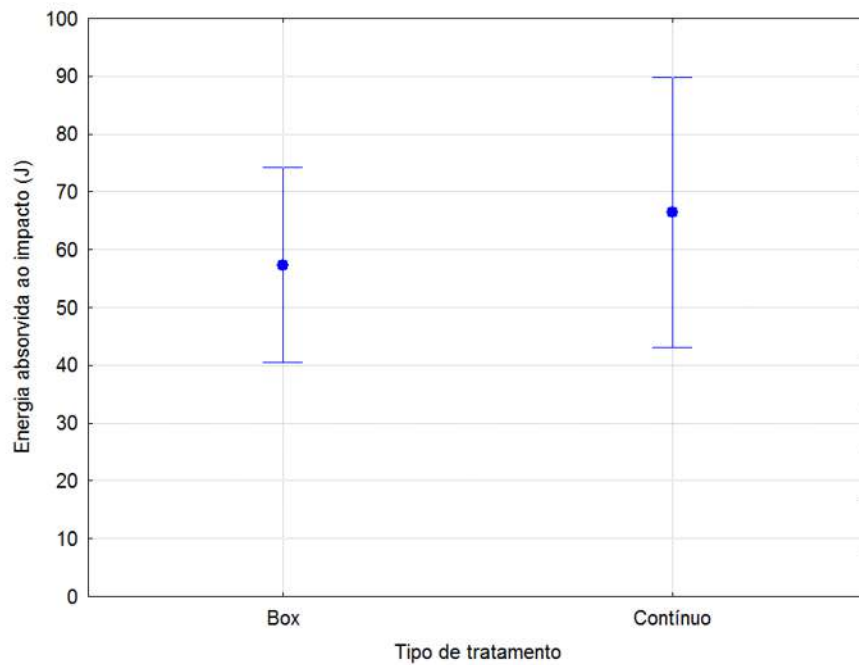


Figura 7.41 – Influência do tipo de tratamento sobre a tenacidade ao impacto.

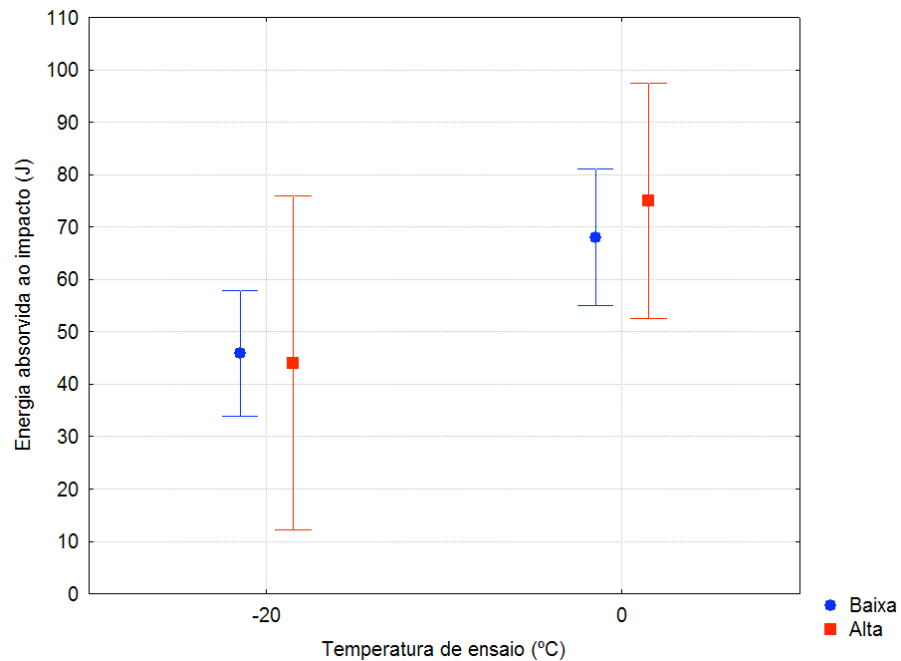


Figura 7.42 – Influência da interação da energia de soldagem e da temperatura de ensaio sobre a tenacidade ao impacto do material em estudo.



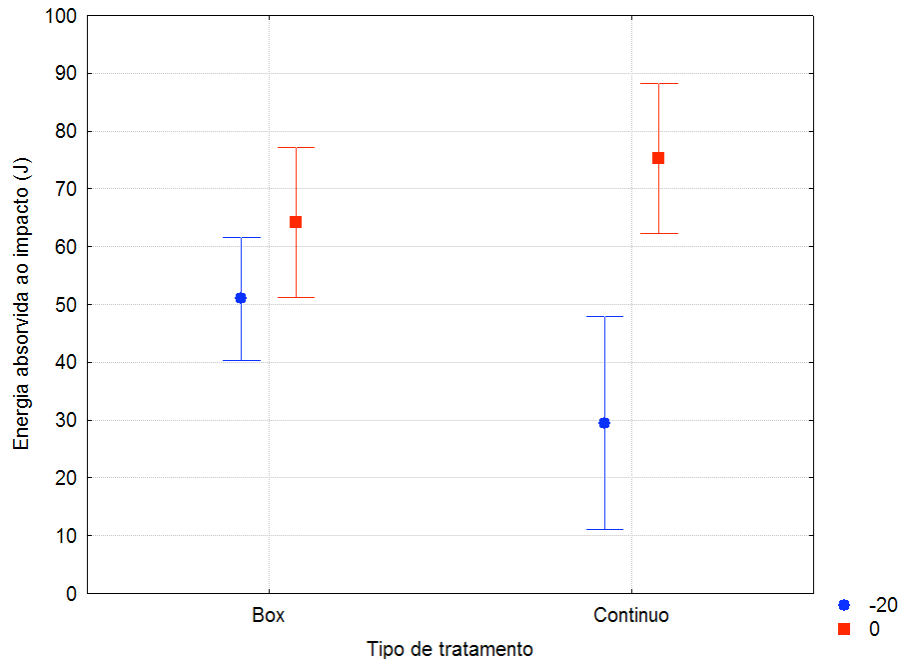


Figura 7.43 – Influência da interação do tipo de tratamento térmico e da temperatura de ensaio sobre a tenacidade ao impacto do material em estudo.

Quando a comparação é realizada com o metal de base, a diferença não se mostra aparente, notando que, de uma forma geral, a região da ZAC quando não apresenta a ferrita  $\delta$  alinhada, mostra qualidade à tenacidade estatisticamente igual ao metal de base. A Figura 7.44 mostra esse resultado. No entanto quando é realizada uma avaliação da interação entre o tipo de tratamento térmico e a região de avaliação (MB e ZAC), ocorre uma inversão nos resultados de tenacidade ao impacto (Figura 7.45). Nessa figura a tendência apresentada aponta para uma melhor tenacidade ao impacto na região da ZAC para o material tratado em forno Contínuo. Tal efeito pode ser resultado do que apresenta Lippold e Kotecki (2005), onde afirmam que a martensita atua benéficamente em algumas situações, como o aumento da tenacidade, possibilitando aqui, a melhora parcial das características de tenacidade para a região analisada.

Na Figura 7.46 tem-se uma avaliação da ZAC apenas do material tratado em forno tipo Box. Nesta figura se avalia o efeito isolado da temperatura de ensaio sobre a tenacidade ao impacto para o material sem a presença de fases alinhadas na direção da fratura. É notado que existe uma tendência de baixar a energia absorvida, no entanto os valores apresentados para esse material são bem elevados.

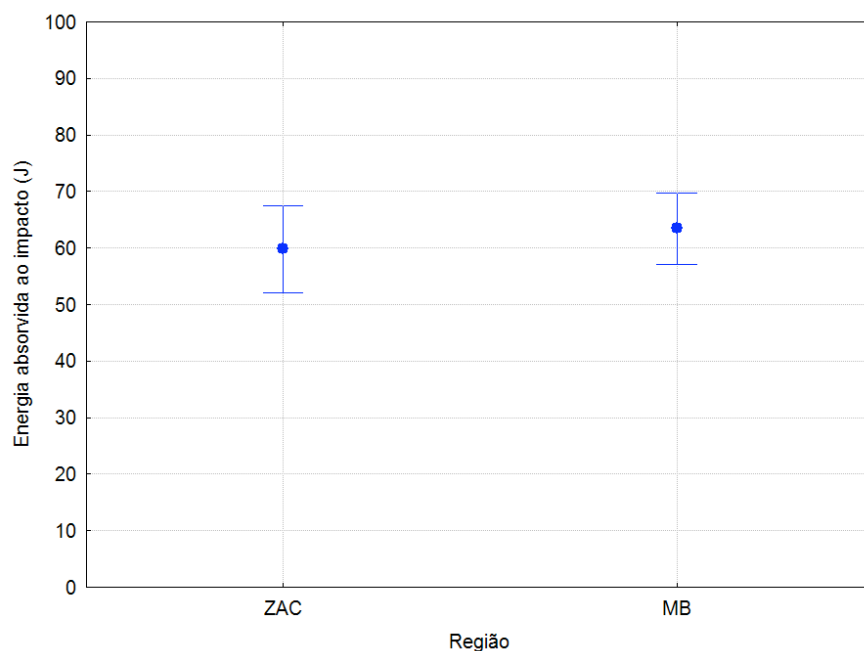


Figura 7.44 – Influência do estado do material sobre a tenacidade ao impacto para o material em estudo.

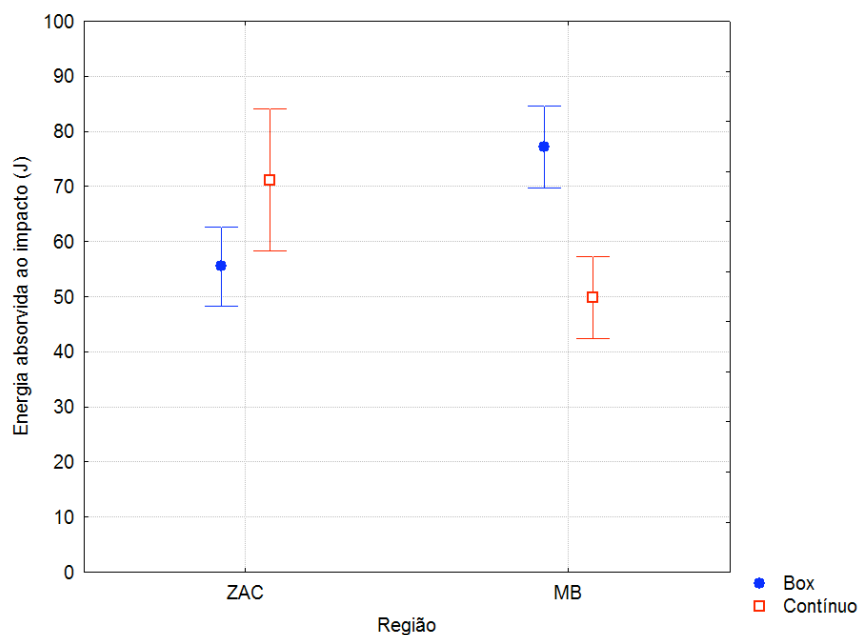


Figura 7.45 – Interação entre o estado do material ensaiado e o tipo de tratamento a que foi submetido o material sobre a tenacidade ao impacto.

Levando em consideração a relação apresentada na Equação 5.1 (VARNAUSKAS et alii, 2004), observar-se-á que a energia média absorvida ao impacto para esse material estaria na ordem de  $130 \text{ J/cm}^2$  em temperaturas na ordem de  $-20^\circ\text{C}$ . Em comparação aos aços comerciais este material apresenta uma tenacidade ao impacto superior na região da ZAC.

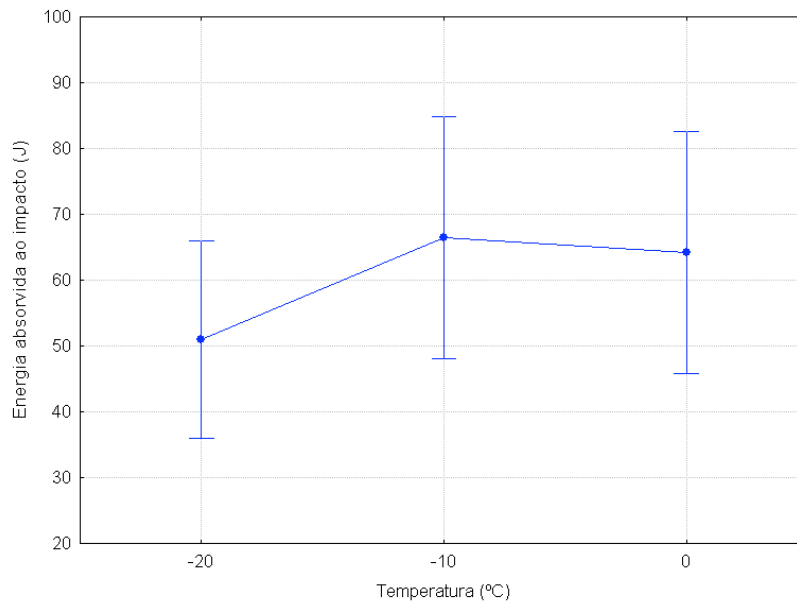


Figura 7.46 – Influência da temperatura de ensaio sobre a tenacidade ao impacto para o material tratado em forno BOX sem a presença de fases alinhadas.

## 7.6. Discussão acerca das fases presentes

De um modo geral foi verificado que a presença das fases, principalmente a ferrita  $\delta$  alinhada na adjacência das fraturas, foi preponderante para a variabilidade dos resultados apresentados nas Tabelas 7.2 a 7.5. A Figura 7.47 mostra a avaliação geral acerca da presença dessas fases. Nota-se a influência marcante da presença dessas fases sobre a tenacidade ao impacto na região da ZAC gerado pelos ciclos térmicos de soldagem. Em comparação aos resultados apresentados anteriormente à separação das amostras que apresentaram essas fases alinhadas, constata-se que o nível de energia absorvida pelo material apresentado aqui na Figura 7.47 atinge nível superior ao apresentado pelo material como recebido (metal de base), tratado em forno contínuo.

No caso da tenacidade similar ou superior aos observados para o material de base, a martensita oriunda da transformação da austenita gerada no ciclo de aquecimento da região da ZAC (Figura 2.9), juntamente com a ferrita, podem ter sido as responsáveis. Segundo os trabalhos de Wright e Wood (1977), as estruturas mistas (ferrita e martensita) baseadas nos sistemas Fe-Cr-Ni e Fe-Cr-Mn, apresentam, respectivamente, uma tenacidade ao impacto superior às ligas ferríticas e martensíticas puras. Possivelmente esse mesmo efeito seja passível de acontecer nos sistemas Fe-Cr, como nas ligas aqui apresentadas. Assim as estruturas da ZAC para essa grade podem ser passíveis de altos níveis de tenacidade ao impacto, como foram observados no material sem a presença das fases alinhadas (Figura

7.47), superiores aos valores atingidos na zona fundida gerada a partir do material austenítico (AWS ER309LSi), o qual apresentou valores na ordem de 60J (150 J/cm<sup>2</sup>).

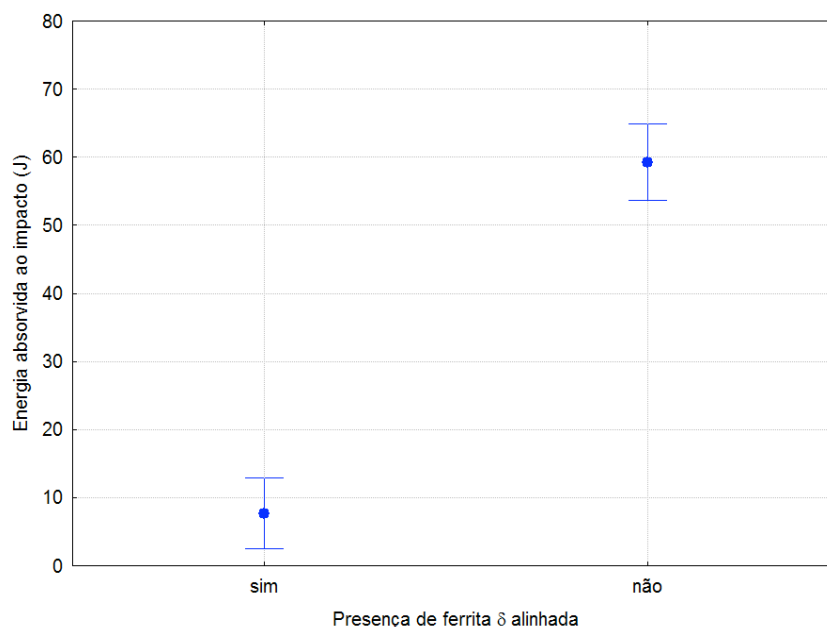


Figura 7.47 – Influência da presença de fases alinhadas na região da ZAC sobre a tenacidade ao impacto

Além desse conjunto (ferrita + martensita), o material aqui estudado apresenta baixos níveis de intersticiais. Assim, como frisado anteriormente, a martensita gerada apresentaria baixos níveis de dureza. Logo, levando em consideração a eliminação do efeito da ferrita  $\delta$ , com a estrutura dualizada (ferrita + martensita), era de se esperar um melhor resultado de tenacidade ao impacto. Os níveis de dureza para esse elemento encontra-se na ordem de 300 – 350 HV, bem inferiores aos valores apresentados por Skulsky (2006) para a martensita do aço de mesmo teor de cromo e níquel mas com teor de carbono superior (450 – 550 HV), ocorridas na região da ZAC. Segundo trabalhos realizados em aços carbonos convencionais (AGUIAR, 2001; AZEVEDO, 2002), o nível de dureza, 300 HV, ocorrido na ZAC, proporciona níveis elevados de tenacidade ao impacto para aços de baixa liga. Outro fator que justifica a influência benéfica da martensita é a bateria de ensaios à temperatura ambiente (Tabela 7.2) onde os dados apontam para valores superiores aos valores observados para o material de base (111 J para a ZAC e 101 J para o material de base, ambos à temperatura ambiente). Esse resultado reafirma o que citam os pesquisadores Lippold e Kotecki (2005).

Outro ponto a ser frisado é a influência da ferrita  $\delta$  na região de concentração de tensão. Ela afeta sobremaneira a tenacidade ao impacto na região que a contém nesse formato. Quando a presença dessas fases não é observada, a tenacidade nessa região não é

afetada em âmbito geral, chegando a melhorar sua tenacidade quando se analisa os tipos de tratamentos sofridos por esse material, reafirmando o efeito benéfico da martensita presente.

Como mostrado na revisão bibliográfica, nos estudos de Schäfer (1998) e Ehrlich et alii (1994), atribui-se essa fragilização da região não apenas à ferrita- $\delta$ , mas ao conjunto ferrita- $\delta$  e precipitados, sejam eles carbonetos ou não.

Muitos desses precipitados seriam previstos através do histórico térmico da liga. O histórico térmico do material antes da soldagem permitiria a elucidação de alguns outros fatores que podem interferir nos resultados apresentados. Infelizmente não se detém tais históricos. Tomando como referência o que cita Cai et alii (1994) e Angeliu et alii (2003), é presumível que haja a ocorrência de fases precipitadas durante processamentos térmicos, provavelmente o tratamento térmico pós laminação atue dessa forma, levando em consideração as altas taxas de energias aplicadas a esses processos. Durante a soldagem pode acontecer desenvolvimento desses precipitados, conforme a literatura (HONEYCOMBE; BHADESHIA, 1995; REIS; PADILHA, 2007), na teoria de crescimento de partículas. Assim, sistemas pré-ativados pelo tratamento térmico pós-laminação poderiam, com a inserção de um novo bloco energético (energia de soldagem), ativarem-se, mesmo que em gradientes maiores, como é observado na união através de soldagem.

Essas partículas ou novas fases poderiam, nesse caso, atuar como pontos de concentração de tensão, contribuindo para a dispersão dos pontos referentes à tenacidade ao impacto, em particular a presença da ferrita  $\delta$ , que com a variação de energia, poderia gerar a decomposição espinodal desta, produzindo em sua interface, elementos passíveis de fragilização. Pela composição química da liga em estudo é factível a existência de precipitados complexos (FURTADO et alii, 2007, CAI et alii, 1994, CARDOSO et alii, 2003) com a elevação da temperatura. O que justificaria a baixa tenacidade onde se observou a ferrita delta alinhada à direção da fratura, mesmo tal componente tendo características de alta ductilidade (baixa dureza).

Com relação a precipitação, sugere-se que a fragilidade aconteceu, a princípio, por duas fontes, a ferrita delta alinhada, possivelmente por decomposição espinodal, e precipitados pontuais na matriz. Medindo a dureza da ferrita em alguns corpos de prova, onde se verificou a fragilização, esta fase apresentou uma dureza média de  $310 \pm 39 \text{ HV}_{0,1}$ , um pouco abaixo da dureza da ZAC mostrada nas Figuras 7.5 e 7.6. Em outros corpos de prova onde, embora seja notado a presença tênue da ferrita- $\delta$  dispersa, não se notou grandes variações na energia absorvida ao impacto, esse valor ficou em  $240 \pm 16 \text{ HV}_{0,1}$ . Esperava-se que a dureza dessa fase fosse similar ao que apresenta o metal de base (ferrítico), em torno

de 160 HV. Essa dureza no entanto mostra que aconteceu alguma variação na ferrita. No primeiro momento foi mostrado a presença das fases alinhadas (ferrita  $\delta$ ), que como pôde ser visto nos resultados dos testes de charpy-V, influencia diretamente a tenacidade ao impacto do material que as contém. De um modo geral a ferrita delta apresenta uma alta ductilidade e conseqüentemente uma boa tenacidade. Aqui no entanto, sua presença apresentou o efeito inverso à sua característica básica. Muitos pesquisadores apontam tal tipo de efeito à presença de precipitados na interface da ferrita delta e a matriz.



## CAPÍTULO VIII

### 8. CONCLUSÕES

Com relação a transferência metálica, foi possível chegar as seguintes conclusões:

- Ocorreu diferença entre os mapas de transferência metálica para os arames sólido e tubular, isto é, mudanças significativas na extensão dos campos representantes dos modos de transferência metálica;
- A técnica utilizada para o estudo da estabilidade dos modos de transferência metálica se mostrou adequada;
- Através da técnica de estudo da estabilidade dos modos de transferência metálica foi possível escolher pares de tensão e corrente que proporcionaram uma soldagem mais adequada para a etapa experimental consecutiva;

Em relação a caracterização dos metais de base, chegou-se às seguintes conclusões:

- A granulação observada no aço tratado em forno tipo Box se mostrou menor e mais homogênea que o aço tratado em forno Contínuo;
- A tenacidade ao impacto para o material tratado em forno tipo Box foi superior ao material tratado em forno Contínuo;
- O material tratado em forno tipo Box, não mostrou uma tendência visível de transição dúctil-frágil até a temperatura de  $-50\text{ }^{\circ}\text{C}$ . Já o material tratado em forno Contínuo, a partir de  $-30\text{ }^{\circ}\text{C}$  constatou-se indícios dessa transição;
- O material como recebido, tratado em forno Contínuo, embora em propriedades mecânicas inferiores aos apresentados pelo material trado em forno tipo Box, apresenta propriedades compatíveis com os materiais comerciais de mesma classe.

Pelas análises realizadas foi possível chegar às seguintes conclusões para a Zona Fundida:



- A composição do arame maciço (austenítico) se mostrou similar à composição fornecida pelo fabricante. Já para o arame tubular experimental, a composição se mostrou diferente da composição aludida pelo fabricante;
- A microestrutura da zona fundida gerada pela soldagem com o arame maciço se mostrou basicamente de austenita e ferrita delta (entre 7% e 10%) e para o arame tubular apresentou ferrita e martensita;
- A zona fundida do arame maciço apresentou maior tenacidade ao impacto com presença massiva de “dimples” que o arame tubular (grande incidência de planos de clivagem) nas mesmas condições de ensaio;

Com relação a caracterização da ZAC é possível tirar as seguintes conclusões:

- O material em estudo, independente do tratamento térmico pós laminação, apresentou duas regiões na ZAC, uma de granulação refinada e outra de granulação grosseira com a presença de ferrita delta.
- Na região de granulação grosseira a ferrita delta apresentou um formato poligonal e na região de granulação refinada apresentou um formato mais alongado.
- A tenacidade medida apresentou uma grande dispersão, provavelmente influenciada pela presença tanto de precipitados como de ferrita delta alongada;
- O tipo de tratamento aplicado no material não apresentou influência marcante no nível de tenacidade da ZAC;

## **CAPITULO IX**

### **9. TRABALHOS FUTUROS**

Essa avaliação preliminar abriu diversas possibilidades de extensão do estudo em questão. Em virtude da extensão dos campos que abrangem o estabelecimento de um novo material a ser inserido no mercado, esse estudo ainda demandaria de diversos adendos para uma maior consolidação do conhecimento acerca desse material e dos processos que envolvem sua utilização mercadológica. Dessa forma, citam-se alguns tópicos importantes a serem estendidos:

- Estudo da transferência metálica para o arame tubular (metal cored);
- Estudo da precipitação de fases, tanto no metal de base quanto nas regiões da solda;
- Simulação da zona afetada pelo calor;
- Avaliação da tenacidade a fratura, tanto para o material de base quanto para as regiões da solda;
- Avaliação de uma maior gama de energia de soldagem;
- Estudo da corrosão atmosférica da região soldada para tal liga.

Alguns desses estudos, como poderá ser visualizado abaixo, já se encontram em desenvolvimento, demandando de poucas avaliações para resultados conclusivos, enriquecendo os encontrados nesse primeiro estudo.

#### **9.1. Estudo da transferência metálica para o arame tubular com proteção gasosa**

Estudar mais detalhadamente os efeitos do gás de proteção na transferência metálica, abordando os efeitos isolados do fluxo e do tipo de gás de proteção. Segundo este estudo prévio alguns fenômenos foram mais salientes quando se mudou o tipo de consumível (maciço para tubular).

O estudo apenas com o arame tubular, havendo para tanto, mudanças no fluxo. Tomando como base este arame, que foi de caráter experimental, aliado a outro arame

comercial, seria possível estabelecer alguma correlação, principalmente no que se refere aos fenômenos de volume da gota gerada, atividade deste na ponta do eletrodo e da repulsão.

### 9.2. Estudo da precipitação no metal de base e na ZAC.

Baseado no que foi observado na Figura 5.6, onde são observados diversos precipitados no metal de base, um estudo mais detalhado de tais precipitados se faz necessário. Segundo os diagramas gerados a partir do software comercial Thermocalc com o Database TCFE3 (Figura 9.1), licenciado para o Laboratório de Materiais da UFC, essa liga em estudo estaria sujeita a alguns tipos de precipitados, tais como  $M_{23}C_6$  e sigma. Tais precipitados, como no trabalho dos pesquisadores Totemeier et alii (2006), poderiam interferir nas propriedades dos materiais que as contenham. Assim, faz-se necessário a identificação dessas fases presentes e a real influência destas nas características do material estudado.

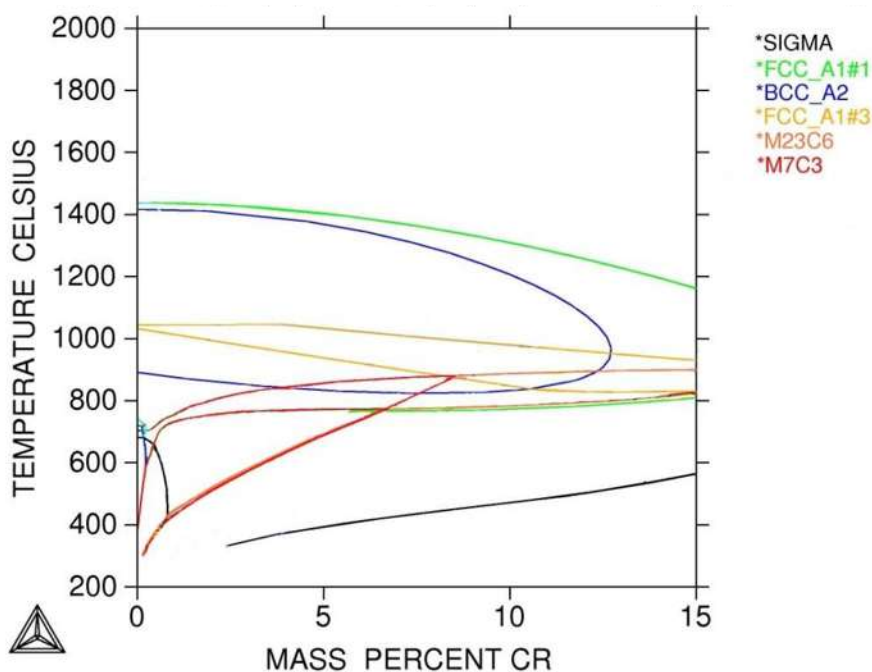


Figura 9.1 – Simulação de um diagrama de fases para o aço em questão utilizando o software comercial Thermocalc.

### 9.3. Simulação de soldagem

Foi estabelecido um estudo prévio com o material, tanto tratado em forno tipo Box como forno Contínuo, através de simulações utilizando o equipamento desenvolvido no Laprosolda - UFU por Scotti (1986), onde se buscou o desenvolvimento de estrutura similar à encontrada na ZAC desses materiais, a fim de ser estabelecido um procedimento mais

palpável de estudo, através da geração de uma maior extensão de análise. Abaixo segue uma descrição detalhada da técnica, resultados preliminares e conseqüentemente a proposta de trabalho futuro.

### 9.3.1. *Simulador de ciclo térmico*

Esta máquina provocará um ciclo térmico, de similaridade ao que ocorre na solda, em um corpo de prova de material determinado. É vantajosa a simulação em relação à soldagem real, pois na soldagem existe um grande gradiente térmico criando assim várias regiões no material afetado pelo calor, devido às várias temperaturas atingidas por este. Estas regiões são de dimensões muito pequenas dificultando trabalho de identificações e estudos como os de resistência mecânica. Logo na simulação é possível determinar qual a temperatura se deseja atingir, obtém-se um resultado mais uniforme. Com esta uniformidade é possível estudar uma região maior, facilitando os estudos deste material seja ele mecânico ou metalográfico.

O método proposto de um simulador térmico consiste no aquecimento de um corpo de prova de formato pré-definido através da passagem de uma corrente elétrica, que por efeito Joule aquecerá até a uma temperatura estabelecida por um sistema de controle. Em seguida, o corpo de prova é resfriado, simulando um ciclo térmico completo de uma determinada região da ZAC. Esse resfriamento pode ser feito pela circulação de água nas garras onde estão presas as extremidades do corpo de prova.

Como um maior volume de material fica submetido ao mesmo ciclo térmico, simulando uma determinada região da ZAC, é possível analisar a microestrutura e até fazer alguns ensaios como tenacidade, charpy, resistência ao desgaste, resistência a corrosão, medida de dureza, etc., que no método convencional de soldagem fica muitas vezes inviável.

O simulador desenvolvido por Scotti (1986) utiliza uma fonte de solda à ponto que atua como um gerador de calor. Os demais componentes da adaptação da máquina de solda ponto são relacionados abaixo:

- Blocos de refrigeração;
- Cabos de cobre isolados com terminais;
- Mangueiras de água de ½ “;
- Bornes adaptados para o simulador de soldagem;
- Corpos de prova;

- Mesa;
- Unidade eletrônica de controle.

A Figura 9.2 retrata o dispositivo de soldagem mencionado.



Figura 9.2 – Esquema de montagem do simulador térmico

A fonte de energia contém dois blocos presos por parafusos, chamados de bornes especiais do simulador que conduzirá a corrente elétrica para os blocos e conseqüentemente para o corpo de prova. O acionamento e desligamento da fonte de soldagem são controlados pela unidade eletrônica. Para o desligamento, o termopar ligado ao corpo de prova recebe informação de que o mesmo atingiu a temperatura pré-estabelecida. A unidade processa a informação e automaticamente desliga o transformador através de um contator. Para um novo ciclo térmico seria apenas reiniciar a unidade eletrônica. A unidade eletrônica permite que o operador possa escolher a temperatura em que o corpo de prova atingirá no ciclo térmico. Este aparelho forma um circuito de controle de malha fechada, que ajuda na validação do processo.

O resfriamento do corpo de prova é feito pela passagem de um fluxo de água pelos blocos, sendo a sua vazão constante e temperatura ambiente. A velocidade de resfriamento é alterada a partir da geometria dos corpos de prova que podem ser mudados em sua espessura, comprimento, e/ou diâmetro. Com isto, rampas de resfriamento poderão ser mais

rápidas ou mais lentas, adquirindo variações micro-estruturais no corpo de prova, ou seja, variações de temperatura diferentes.

Como dito, cada tipo de corpo de prova tem a sua taxa de resfriamento específica, dependendo da geometria dos mesmos. A Figura 9.3 apresenta a configuração de alguns desses corpos de prova.

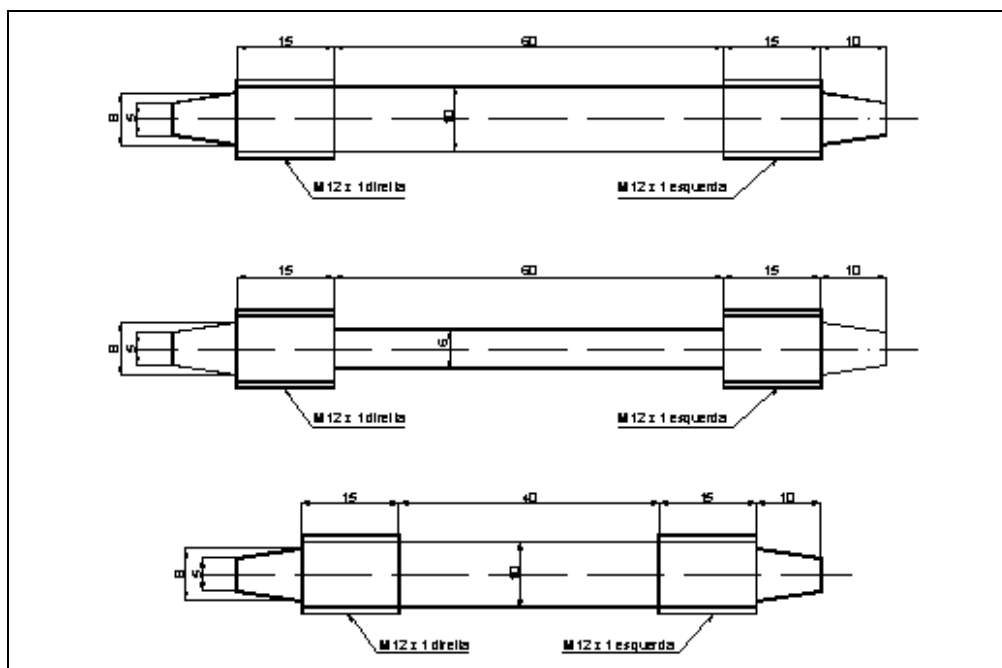


Figura 9.3 – Corpo de prova convencional para o ensaio de simulação de ZAC.

Os corpos de prova serão acoplados nos blocos por rosca, e terá uma parte exclusiva para a refrigeração que estará em contato direto com a água. O restante é a parte ativa do corpo de prova que será estudado.

O passo seguinte foi o desenvolvimento de um procedimento em que se possa estudar o material em chapas, possibilitando a avaliação de materiais com dimensões limitadas, possibilitando um avanço maior no que diz respeito à avaliação da ZAC.

### 9.3.2. Testes preliminares

Foi realizado uma bateria de testes preliminares a fim de avaliar tanto o sistema de controle, quanto o sistema de condicionamento e amplificação do sinal. Para tanto, primeiramente o sistema foi submetido a um aquecimento pré determinado em um forno até a temperatura de 1250 °C. O valor de temperatura foi obtido pela relação encontrada entre o sinal do amplificador e o sinal fornecido pelo fabricante do Termopar. Foi utilizado um

termopar do tipo S (90% platina e 10% ródio) cuja função de conversão pode ser obtida pelo fabricante. As Figuras 9.4 e 9.5, mostram os testes preliminares com esse dispositivo, utilizando os corpos de prova padrões, confeccionados em aço AISI A36.

Através dessa análise preliminar foi possível estabelecer uma condição próxima a observada na ZAC, possibilitando a aplicação, com devidas restrições ao estudo da região da ZAC, tanto grosseira, quanto refinada.

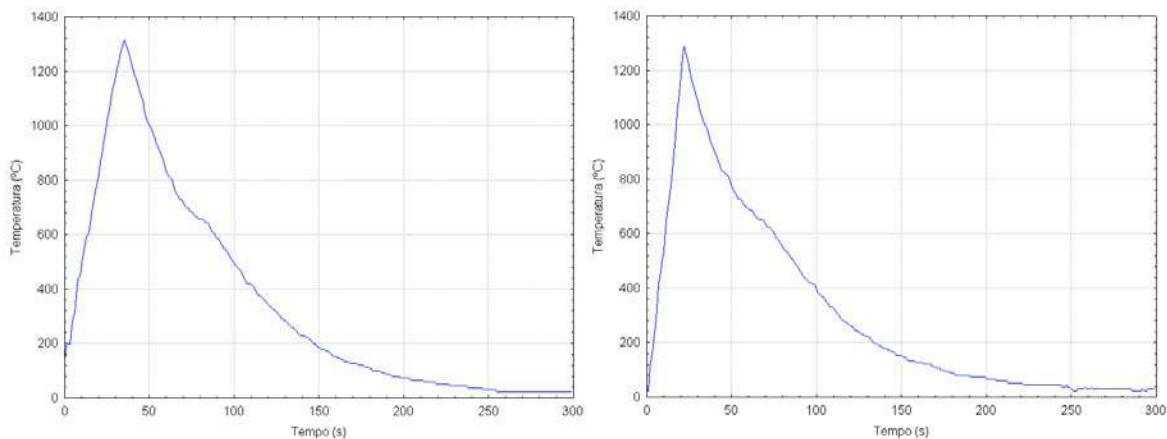


Figura 9.4 – Simulação de ZAC para o material A36 com corrente de 1,67 kA para a) e 2,10 kA para b)

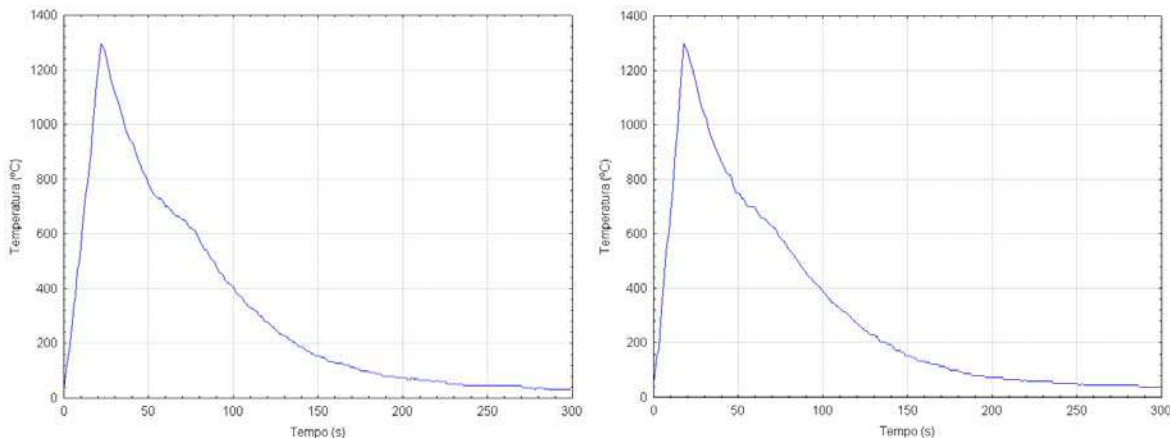


Figura 9.5 – Simulação de ZAC para o material A36 com corrente de 2,10 kA para a) e 2,22 kA para b).

Após essa primeira bateria de testes, procedeu-se com o estudo para o material experimental (aço inoxidável ferrítico).

A Figura 9.6 mostra o desenvolvimento da temperatura com o tempo para a região a ser observada no aço experimental, nas duas condições de tratamento térmico. Nessas figuras verifica-se que se atinge temperatura na ordem de 1300 °C.

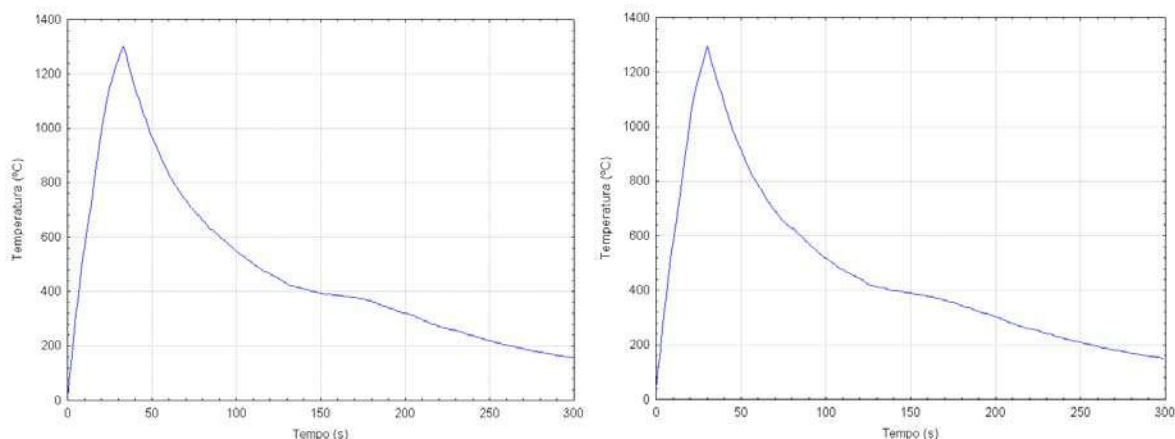


Figura 9.6 – Evolução da temperatura em função do tempo em simulação de ZAC com corpo de prova confeccionado em material tratado em forno Box (a) e em forno Contínuo (b).

Observando os testes realizados com o aço A36, é notada a mudança na taxa de decaimento da temperatura na faixa de 700 °C. É possível que tal mudança nessa taxa seja função da mudança de fase do material em teste. Assim, pôde ser verificado que o sistema, embora de concepção simples, consegue registrar adequadamente a evolução da temperatura em determinado ponto do material a ser avaliado.

Na Figura 9.6 é observada o mesmo evento verificado nos testes preliminares com o aço A36, no entanto a faixa de temperatura onde ocorre o fenômeno estabelece-se em torno de 400 °C. É possível que tal modificação na taxa de decaimento da temperatura seja fator da transformação martensítica. Segundo Entemeyer et alii (2000) e Kaputkin (2006), a formação da martensita através da reação  $\gamma \rightarrow$  martensita, envolve uma grande quantidade de calor latente. Este calor latente de transformação tem grande efeito sobre o campo de temperatura no material. Em função desse fato, é possível que o patamar gerado nos diagramas dessas figuras sejam resultado da formação martensítica. Observa-se grande volume de martensita na ZAC, tanto para material tratado em forno tipo Box quanto em forno Contínuo. Em função até do cromo equivalente e níquel equivalente para esse material, este se posicionaria, segundo o diagrama de Balmforth e Lippold (Figura 2.8), dentro de uma zona parcial de ferrita e martensita.

A Figura 9.7 retrata a microestrutura gerada no ponto máximo de temperatura medido (ponto de fixação do termopar). Nessa figura é possível notar a estrutura grosseira gerada. Comparando tais estruturas com as observada anteriormente, na região da ZAC dos experimentos anteriores, verificar-se-á a semelhança entre estas.



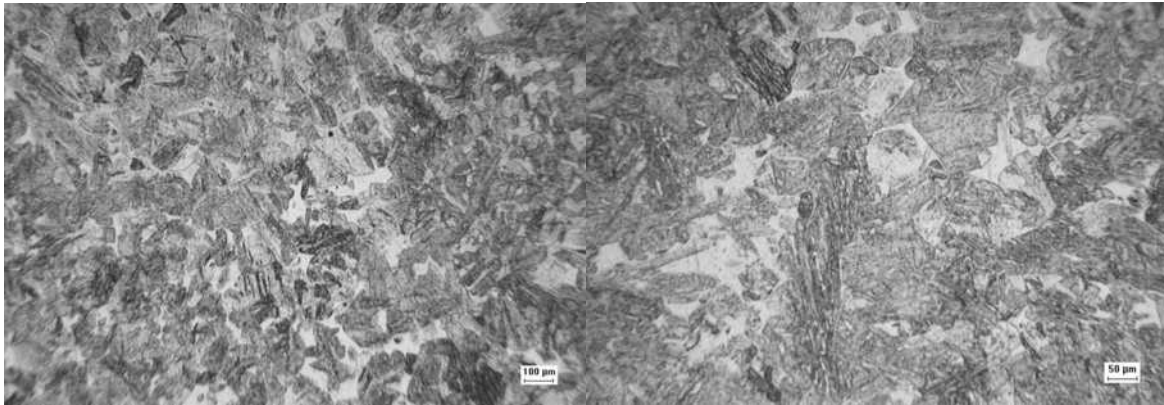


Figura 9.7 – Microestrutura de corpo de prova, tratado em forno tipo BOX, submetido a simulação de ZAC

Observa-se nessas Figuras, a mesma formação verificado no Capítulo VII. Ao que se observa na Figura 9.8, essa formação acontece na interface dos grãos. É observada nessas figuras a geração de uma malha dessa fase através da matriz. Ao que parece, ao atingir temperaturas superiores a 1000 °C (Figura 2.2) acontece a estabilização da ferrita  $\delta$ , e esta se mantém em sua forma metaestável à temperatura ambiente, em função das elevadas taxas de resfriamento.

O aprimoramento desse estudo permitirá um entendimento mais aprofundado dos fenômenos que acontecem no estudo sólido para esse material, proporcionando um conhecimento mais específico da influência da soldagem nas características do material. Esse estudo se embasaria na otimização das seções dos corpos de prova, a fim de simular o fluxo de calor o mais próximo possível do que acontece na soldagem. No trabalho de Araujo (2008), tem-se a uma otimização já realizada para aços convencionais, conforme é mostrado na Figura 9.9.

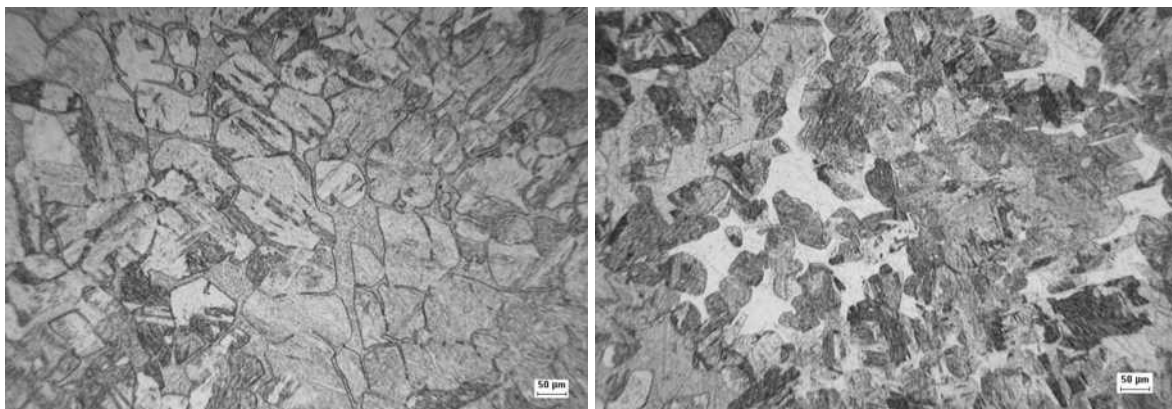


Figura 9.8 – Microestrutura de corpo de prova, tratado em forno tipo Box (a) e Continuo (b), ambos submetidos a simulação de ZAC

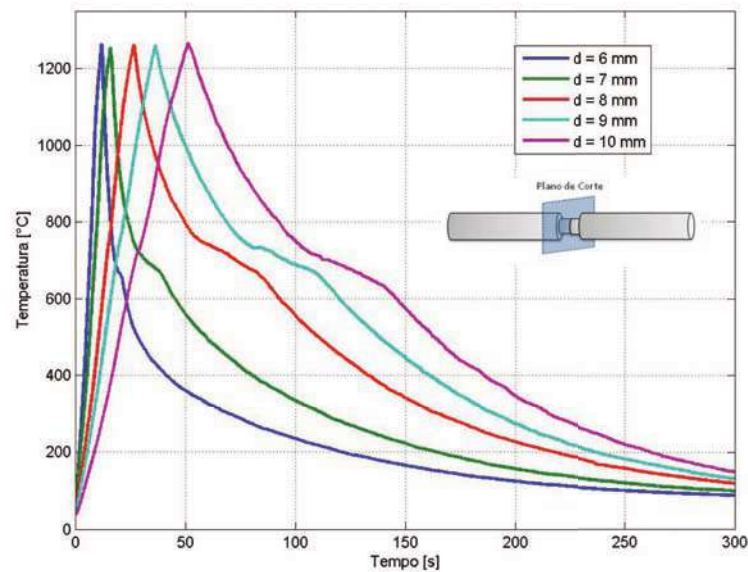


Figura 9.9 - Ciclos térmicos para os diferentes valores de diâmetros centrais (ARAUJO, 2008)

Esse estudo pode ser expandido para o material aqui em questão (aço inoxidável ferrítico), podendo atuar em conjunto com o estudo sugerido anteriormente (precipitação de fases). Pode-se ainda verificar a variabilidade da forma, uma vez que grande parte do material aqui em estudo é fornecido em chapas e barras chatas.

#### 9.4. Estudo da tenacidade da ZAC

Embora se observe valores de apreciável tenacidade ao impacto para o material estudado, deve-se levar em consideração os fatores de estado de tensão, como mostra a Figura 9.10. Segundo Hertzberg (1989) o estado plano de tensão estaria condicionado a fatores geométricos. O mesmo cita que para esse estado acontecer na situação de entalhe, a condição de espessura, mostrada na equação 9.1 deverá ser satisfeita.

$$t \geq 2,5 \cdot \left( \frac{K_{Ic}}{\sigma_y} \right)^2 \quad (9.1)$$

t – espessura do corpo de prova  
 $K_{Ic}$  – Índice  
 $\sigma_y$  – Limite de escoamento.

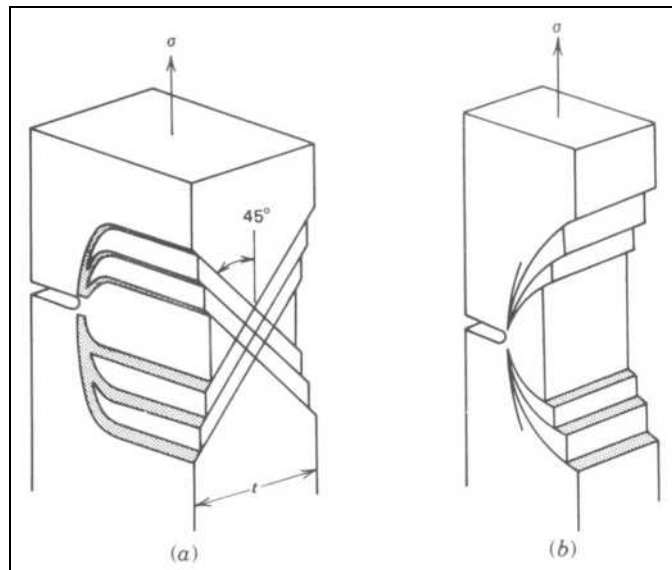


Figura 9.10 – Representação do estado plano de tensão e do estado plano de deformação (HAHN e ROSENFELD, 1965).

Em uma avaliação primária para o material em estudo, acredita-se, com base na literatura e a equação citada, que a geometria mínima para ao estudo da tenacidade deveria contemplar um espessura do corpo de prova de pelo menos 80 mm. No entanto, observando a geometria apresentada, pelos corpos de prova estudados, verificou-se uma secção de 10 mm x 5 mm, ficando muito aquém do que realmente necessitaria pra que se conseguisse valores quantitativos da tenacidade par esse material. Os resultados apresentados nesse estudo restringem-se a uma avaliação qualitativa, gerando apenas uma avaliação comparativa.

No entanto, o estudo poder ser ladeado, levando em consideração a norma ASTM “E 399 – 90: Standard Test Method for Plane-Strain Fracture Toughness of Metallic Materials”. O procedimento descrito nessa norma envolve a determinação da tenacidade a fratura no estado plano de deformação ( $K_{Ic}$ ) para os materiais metálicos, utilizando para tanto um corpo de prova submetido a uma pré-trinca fraturada por meio de fadiga. Esse procedimento permite o desenvolvimento da técnica para amostras com espessuras de até 1,6 mm.

Esta metodologia ainda permite o desenvolvimento da curva  $R_{sx}$ , baseada nas configurações do corpo de prova. Tal curva se baseia na taxa de carregamento, função da maior carga que o corpo de prova pode suportar nas condições iniciais, em uma situação de carregamento em três pontos. A Figura 9.11 mostra as características do corpo de prova utilizado para tais procedimentos.

Através da confecção de tais corpos de prova é possível proceder com o estudo tanto da tenacidade a fratura ( $K_{Ic}$ ) quanto a curva R para o material em questão. Esse estudo

poderá ser realizado tanto para o material como recebido quanto para as diversas regiões da solda.

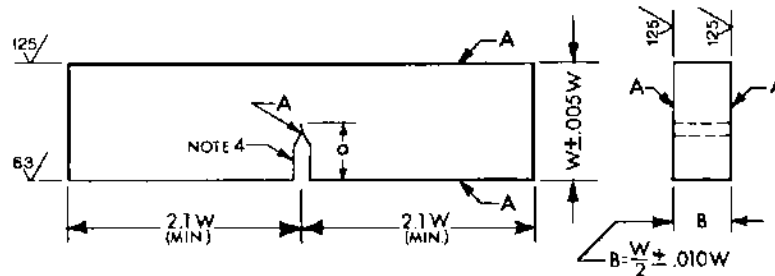


Figura 9.11 – Tolerância par o corpo de prova (ASTM, 1991)

Levando em consideração o material o estudo da simulação da ZAC, este estudo poderá vir a complementar tal estudo, permitindo maior detalhe dessa simulação, asseverando os resultados obtidos.

### 9.5. Variação na energia de soldagem

A variação dos níveis de energia de soldagem se faz necessário, uma vez que nesse estudo inicial, apenas dois níveis de energia impostas foram abordados. A variação de energia, baseado nesse trabalho aqui exposto, poderá, juntamente com a gama de estudos sugeridos anteriormente, galgar maiores detalhes dos efeitos da soldagem, podendo dessa forma abranger outros processos de menor e maior energia imposta.

### 9.6. Estudo de corrosão para o aço inoxidável ferrítico experimental

A literatura afirma que esse tipo de aço inoxidável (ferrítico-martensítico) apresenta uma boa característica de resistência à corrosão ambiente, sendo um potencial substituto dos aços de grade austenítica, em muitas aplicações (CHONG; LIU; SKELDON, 2005). Esse aços, no entanto, sofrem corrosão por “pitting” em ambientes onde a concentração do íon Cl<sup>-</sup> é elevada, usualmente associada a presença de inclusões não metálicas nesse aço (KNUTSEN e MILLS, 1998). Assim, associado ao estudo das precipitações e inclusões, um estudo que possibilitasse avaliação da performance desse aço, em ambas as condições de tratamento térmico, além das condições de soldagem, se faz necessário.



## CAPÍTULO XI

### 10. BIBLIOGRAFIA

ADAM, F.; SIEWERT, T. A.: Sensing of GMAW Droplet Transfer Modes Using an ER 100S-1 Electrode. **Welding journal**, n. 3, pp. 103, 1990.

AGUIAR, W. M.: **Soldagem do aço ABNT 4140 sem tratamento térmico posterior**. Dissertação. Universidade Federal do Ceará, Fundação Cearense de Apoio ao Desenvolvimento Científico e Tecnológico, 2001.

AHMED, N.: **New developments in advanced welding**. The Institute of Materials, Minerals & Mining, Cambridge England, 2005.

ANGELIU, T.; HALL, E. L.; LARSEN, M.; LINSEBIGLER A.; MUKIRA, C.: The long-term aging embrittlement of Fe-12Cr steels below 773 K. **Metallurgical and Materials Transactions**, Springer Boston, v. 34, n. 4, 2003

ANSI/AWS: Specification for carbon steel electrodes for flux cored arc welding. An American National Standard, A5.20-79.

\_\_\_\_\_: "Specification for low alloy steel electrodes for flux cored arc welding". An American National Standard, A5.29-80.

ANTHAMATTEN, B.: **Stickstofflegierte 9 – 12% Chromstähle für Hochtemperaturanwendungen**, ETH Zurich, Ph.D. Thesis No. 9047, Zurich, Switzerland, 1990.

ARAUJO, D. B.: **Metodologia para uso de simulação física no estudo da ZAC e na obtenção de diagramas CCT para soldagem**, UFU, Dissertação, Uberlândia, 2008.

ASKZN: **Corrosion Resisting Steel - Grade 3CR12**, disponível em [http://www.askzn.co.za/tech/tech\\_grade\\_3cr12.htm](http://www.askzn.co.za/tech/tech_grade_3cr12.htm): acessado em 14/12/2006.

ASM: [www.asminternational.org](http://www.asminternational.org), ASM International, **American Society for Metals**, 2002.

\_\_\_\_\_: METALS HANDBOOK - Properties and Selection: Irons, Steels, and High-Performance Alloys, 10ed. Ohio, **American Society for Metals**, v.6, 1993.

\_\_\_\_\_: METALS HANDBOOK - Weldability of Steel. 10ed. Ohio, **American Society for Metals**, v.6, 1992.

\_\_\_\_\_: METALS HANDBOOK. Metallography and Microstructures, **American Society for Metals**, v. 9, 2004.

\_\_\_\_\_: Specialty Handbook. Stainless Steels. 1<sup>st</sup> ed. Materials Park, 1994.

ASTM: E 112 - **Standard Test Methods for Determining Average Grain Size**. ASTM International, PA, United States, 1996.

\_\_\_\_\_: E 399 - **Standard Test Method for Plane-Strain Fracture Toughness of Metallic Materials**. ASTM International, PA, United States, 1991

AUGER, F.; DANOIX, F.; MENAND, A.; BONNET, S.; BOURGOIN, J.; GUTTMANN, M.: Atom probe and transmission electron microscopy study of aging of cast duplex stainless steels, *Materials Science and Technology*, v. 6, pp. 301-313, 1990.

AWS: **Welding Handbook**, Vol. 4, Eight edition, Miami, 1998.

AZEVEDO, A. G. L.: **Aplicação da técnica da dupla camada na soldagem do aço ABNT 1045**, Universidade Federal do Ceará, 2002.

AZOM: **Stainless Steel - Grade 3CR12**, disponível em <http://www.azom.com>;, acessado em 12/05/2004.

BALMFORTH, M. C.; LIPPOLD, J. C. A new ferritic-martensitic stainless steel constitution diagram. *Welding Journal*, 79, 12, 2000.

BARBOSA, R. P., OLIVEIRA, T. R., **Soldagem dos Aços Inoxidáveis**, ACESITA, 1996.

BAUNÉ, E.; BONNET, C.; LIU, S.: Assessing metal transfer stability and spatter severity in flux cored arc welding, *Science and Technology of Welding and Joining*, v.6, n. 3, 2001.

BERBENNI, S.; FAVIER, V.; BERVEILLER, M.; Impact of the grain size distribution on the yield stress of heterogeneous materials. *International Journal of Plasticity*, 23 , 2007, pp.114–142.

BILYK, G. B.; KUPLEVATSKII, L. M.: Increasing the stability of self shielding flux cored wires. *Welding Journal*, v.2, pp. 25-27, 1988.

BONISZEWSKY, T. **Self-shielded arc welding**. Woodhead Publishing Ltd. In Association with the Welding Institute, Cambridge England, 1992.

BREDENKAMP, P. J.; VAN DEN BERG, G. J. The strength of stainless steel built-up I-section in columns. Elsevier Science Limited, *Journal Constructions of Steel Research* 34, 1995.

BROWN, J. E.; SMITH, G. D. W.: Atom probe studies of spinodal processes in duplex stainless steels and single- and dual-phase Fe-Cr-Ni alloys. *Surface Science*, v. 246, pp. 285-291, 1991.

CAI, GUANG-JUN; LUNDIN, L.; ANDRÉN, HANS-OLOF; SVENSSON, L.: Atom-probe investigation in 12% Cr steel weld metals. *Applied Surface Science*, 76/77, pp. 248-254, 1994.

CAMPBELL, R.D.: Ferritic stainless steel welding metallurgy. *Engineering Materials*, v. 69 & 70, p. 167-216, 1992.

CARDOSO, P. H. S.; KWIETNIEWSKI, C.; PORTO, B, J. P.; REGULY, A. and STROHAECKERA, T. R.: The influence of delta ferrite in the AISI 416 stainless steel hot workability. *Materials Science and Engineering A*, v. 351, Issues 1-2, 25, 2003.

CARROUGE, D.: **Transformations in Supermartensitic Stainless Steels**. PhD. Thesis at the University of Cambridge, Oct. 2002

CARROUGE, D.; BHADSHIA, H. K. D. H.; WOOLLIN, P. W.: Effect of d-ferrite on impact properties of supermartensitic stainless steel heat affected zones. **Science and Technology of Welding and Joining**. v. 9, n°. 5, 2004.

CHANDRA, D. and SCHWARTZ, L. H.: Mossbauer effect study of the 475C decomposition of Fe–Cr. **Met Trans.** 2, pp. 511–519, 1971.

CHONG, P. H.; LIU, Z.; SKELDON, P.; CROUSE, P.: Characterisation and corrosion performance of laser-melted 3CR12 steel. **Applied Surface Science**, 247, pp. 362–368, 2005.

COSTA NETO, P. L. O.: **Estatística**. Livro, ed. Edgard Blucher Ltda, São Paulo, 1977.

COTTRELL, A. H.: **Introdução à metalurgia**. 3. ed. Lisboa: Fundação Calouste Gulbenkian, 1993.

DANOIX, F. and AUGER, P.: Atom Probe Studies of the Fe–Cr System and Stainless Steels Aged at Intermediate Temperature: A Review. **Materials Characterization**, 44, 2000 pp. 177–201

DIETER, G. E.: **Metallurgia mecânica**. 2ª Ed. Guanabara, Rio de Janeiro, 1981.

EASTERLING, K. E. **Introduction to the Physical Metallurgy of Welding**. 2ed. London: Butterworths Monographs in Materials, 1992.

EHRlich, K.; KELZENBERG, S.; RÖHRIG, H. D.; SCHÄFER, L.; SCHIRRA, M.: The development of ferritic-martensitic steels with reduced long-term activation. **Journal of Nuclear Materials**, pp. 678–683, 1994.

FARIAS, J. P.: **Magnésio metálico como componente do revestimento na soldagem com eletrodos ao C-Mn-Ni**. Tese de Doutorado, UFSC, Dez. 1993.

\_\_\_\_\_: **Desempenho da fonte de energia na soldagem ao arco elétrico com eletrodos revestidos**, Tese de Professor Titular, Universidade Federal do Ceará, 1998.

FENN, R.: The Welding Metallurgy of Stainless Steels, **Welding and Metal Fabrication**, v. 55, 10, 1987.

FOLDYNA, V.; KUBON, Z.; FILIP, M.; MAYER, K.-H.; BERGER, C.: Evaluation of structural stability and creep resistance of 9-12% Cr steels, **Steel Research**. 67, pp. 375–381, 1996.

FOLKHARD, E.: **Welding Metallurgy of Stainless Steels**. Springer-Verlag Wien, New York, 1985.

FIGUEIREDO, K. M.: **Mapeamento dos modos de transferência metálica na soldagem de alumínio**. Dissertação, Universidade Federal de Uberlândia, 2000.

FRANCIS, J. A; MAZUR, W.; BHADSHIA, H. K. D. H.: Welding procedures and type IV phenomena. **Anais**. Trends in Welding Research. Proceedings, 7th International Conference, Pine Mountain, GA, 16-20 May 2005.



GOSHI, P. K.; GUPTA, P. C.; POTLURI, N. B. and GUPTA, Y.: Influence of Pre and Post Weld Heating on Weldability of Modified 9Cr-1MoVNb Steel Plates under SMA and GTA Welding Processes. **ISIJ Int.**, v. 44. n. 7, pp. 1201-1210, 2004.

HAHN, G. T.; ROSENFELD, A. R.: Local yielding and extension of a crack under plane stress. **Acta Metallurgica**. v. 13, Issue 3, Mar. 1965.

HEALD, P. R., MADIGAN, R. B., SIEWERT, T. A. and LIU, S., Mapping the Droplet Transfer Modes for an ER100S-1 GMAW Electrode, **Welding Journal**, Welding Research Supplement, AWS, 38s-44s, 1994.

HERTZBERG, R.W., **Deformation and Fracture Mechanics of Engineering Materials**, 4<sup>a</sup> Ed., Nova York, EUA, John Wiley & Sons, 1996.

HONEYCOMBE, R. W. K., BHADESHIA, H. K. D. H. **Steels: microstructure and properties**. 2. ed. New York : John Wiley & Sons, 1995.

HUNTER, G. B.; EAGAR, T. W.: Ductility of stabilized ferritic stainless steel welds. **Metallurgical Transactions A**, Volume 11, 1980.

ISSF.: **A Solução Ferrítica – Guia essencial para o aço inoxidável ferrítico**. International Stainless Steel Forum (ISSF), disponível em <http://www.nucleinox.org.br>: acessado em 08/04/2008.

ASSDA.: **Mechanical properties of wrought stainless steel**, disponível em <http://www.assda.asn.au/mechprop.html>: acessado em 04/05/2005.

MATWEB.: **Mechanical properties of wrought ferritic stainless steel**, disponível em <http://www.matweb.com>., acessado em 07/08/2006.

SUGARTECH: **Use of 3CR12 in the Sugar Industry**, disponível em <http://www.sugartech.co.za>., acessado em 08/09/2003

LANCASTER, J. F.: **The Physics of Welding**. 2<sup>nd</sup> edition, Pergamon Press, Oxford, 1986.

JONES, R. M. F. and JACKMAN, L. A.: The Structural Evolution of Superalloy Ingots during Hot Working. **JOM**, 51 (1), pp. 27-31, 1999.

KAHN, D. H.: Weldability of Ferritic Stainless Steel, **Welding Journal**, v. 60, n. 8, 1981.

KAPUTKIN, D. E.: Reversible martensitic transformation, ageing and low-temperature tempering of iron-carbon martensite. **Materials Science and Engineering A** 438-440, 2006.

KAWAGUCHI, S.; SAKAMOTO, N.; TAKANO, G.; MATSUDA, F.; KIKUCHI, Y.; MRAZ, L.: Microstructural changes and fracture behavior of CF8M duplex stainless steels after long-term aging. **Nuclear Engineering and Design**, v. 174, n. 3, 5, pp. 273-285, 1997.

KIM, Y-S. and EAGAR, T.W.: Analysis of Metal Transfer in Gas Metal Arc Welding, **Welding Journal**, v.72, n. 6, 269s-278s, 1993a.

KIM, Y-S.: **Metal transfer in gas metal arc welding**. Thesis of Doctor of Science in Materials Engineering. Massachusetts Institute of Technology, 1989.

- KLOTZ, U. E.; SOLENTHALER, C.; UGGOWITZER, P. J.: Martensitic–austenitic 9–12% Cr steels—Alloy design, microstructural stability and mechanical properties. **Materials Science and Engineering A**, 476, pp. 186–194, 2008.
- KOJIMA, T.; HAYASHI, K.; KAJITA, Y.: HAZ Softening and Creep Rupture Strength of High Cr Ferritic Steel Weldments. **ISIJ Int.**, v. 35, n. 10, pp. 1284-1290. 1995.
- KOMAI, N.; MASUYAMA, F.: Microstructural Degradation of the HAZ in 11Cr-0.4Mo-2W-V-Nb-Cu Steel (P122) during Creep. **ISIJ Int.** v. 42, n. 12, pp. 1364-1370. 2002.
- KOTECKI, D. J.: Stainless Q & A. **Welding Journal**, v.84, n.10, pp.14 - 15, 2005.
- KOU, S.: **Welding Metallurgy**. 2ed. New York: John Wiley & Sons, 2003.
- KNUTSEN, R. D.; MILLS, D. J.: An investigation of the tribological behaviour of a high nitrogen Cr-Mn austenitic stainless steel, **Wear**, v. 215, pp. 83-90, 1998.
- LANCASTER, J. F.: **Metallurgy of Welding**, Allen & Unwin, 3d ed. 1978.
- LEAX, T. R.; BRENNER, S. S.; SPITZNAGEL, J. A.: Atom-probe examination of thermally aged CF8M cast stainless steel. **Metall. Trans A**, v. 23, pp. 2725-2736, 1992.
- LEE, Y. D.; KIM, H.; AHN, S. K.: Effects of microalloying elements on corrosion resistant and toughness of 26%Cr ferritic stainless steels. In Stainless steel'99. v. 3, AIM, Italy, **Anais**. 1999.
- LEE, J. S.; KIM, I. S.; KASADA, R.; KIMURA, A.: Microstructural characteristics and embrittlement phenomena in neutron irradiated 309L stainless steel RPV clad. **Journal of Nuclear Materials**. v.326, pp. 38–46, 2004.
- LIPPOLD, J. C. and KOTECKI, D. J.: **Welding Metallurgy and Weldability of Stainless Steels**. John Wiley and Sons, Hoboken, New Jersey, USA. 2005.
- LIU, S.; SIEWERT, T. A.; LAN, H. G.: Metal Transfer Mode in Gas Metal Arc Welding, International Conference on Trends in welding research, Gatlinburg, Tenn. **Anais**, 1989.
- LONG, X.; CAI, G.; SVENSSON, L-E.: Investigation of fracture and determination of fracture toughness of modified 9Cr – 1Mo steel weld metals using AE technique, **Materials Science and Engineering A**, v.270, pp. 260 – 266, 1999
- LUCAS, W. and MURCH, M. G.: Arc Reignition characteristics when welding with sine-wave and square-wave power supplies. **IIE Proc.** v. 134, N 6, pp. 384-354, 1987.
- LULA, R. A.: **Stainless steel**. American Society for Metals, Ohio, USA, 1989.
- MAIA, T. C. G.: **Processamento de Imagens de Transferência Metálica em Soldagem a Arco Voltaico**, Dissertação de Mestrado, Faculdade de Eng. Elétrica, Universidade Federal de Uberlândia. 2001.
- MATEO, A.; LLANES, L.; ANGLADA, M.; REDJAÏMIA, A.; METAUER, G.: Characterization of the intermetallic G-phase in an AISI 329 duplex stainless steel. **Journal of Materials Science**, v.32, PP. 4533–4540, 1997.

MATHEW, M. D.; LIETZAN, L. M.; MURTY, K. L.; SHAH, V. N.: Low temperature aging embrittlement of CF-8 stainless steel, **Materials Science & Engineering A, Structural materials: properties, microstructure and processing**, vol. 269, n 1-2, pp. 186-196, 1999.

MATSUDA F.; USHIO M.; TSUJI, T.; MIZUTA, T.: Arc Characteristics and Metal Transfer with Flux-Cored Electrode in CO<sub>2</sub> Shielding (Report I): Effect of Geometrical Shape in Wire Cross-section on Metal Transfer in Stainless Steel Wire. **Transactions of JWRI**, vol.8, n. 2 pp. 187-192, 1980.

McEWAN, J. J.; KINCER, M. U.; SCHEERS. P. V. T. and WHITE, R. T.: Intuition, case work and testing: a holistic approach to the corrosion of a 12% chromium steel in aqueous environments. **Corrosion Science**, v. 35, pp. 303-315, 1993.

MOHANDASA, T.; MADHUSUDHAN REDDY, G.; NAVEEDB, M.: A comparative evaluation of gas tungsten and shielded metal arc welds of a ferritic stainless steel. **Journal of Materials Processing Technology**, 94, 1999.

MONTGOMERY, D. C.: **Design and analysis of experiments**. John Wiley and Sons, Inc. 6<sup>th</sup> edition, USA, 2005.

MOTA, C. A. M.: Níquel e manganês como controladores da tenacidade na soldagem com arames tubulares autoprotégidos. Tese de Doutorado, UFSC, Dezembro, 1998.

MUNZ, R.: Cored Electrode Products, **Consumable Research & Development**, The Lincoln Electric Company, June, 1998.

NORRISH, J.; RICHARDSON, I. F.: Metal Transfer Mechanisms. **Welding & Metal Fabrication**, p.17-22, Jan./Feb. 1988.

NORRISH. J.: Welding power source technology. Advance welding processes, IOP publishing Ltd., 1992.

OHASHI, N; ONO, Y.; KINOSHITA, N; YOSHIOKA, K.: Effects of metallurgical and mechanical factors on chapy impact toughness of extra low interstitial ferritic stainless steel. In: Symposium on ferritic stainless steel, San Francisco. Philadelphia, ASTM, **Anais**. 1980.

OÑORO, J.: Martensite microstructure of 9-12%Cr steels weld metals. **Journal of materials Processing Technology**, v.180, pp.137-142, 2006a.

\_\_\_\_\_: Weld metal microstructure analysis of 9–12% Cr steels. **International Journal of Pressure Vessels and Piping**, v.83, pp. 540–545, 2006b.

PECKNER, D.; BERNSTEIN, I. M.: **Handbook of Stainless Steels**. McGraw-Hill, New York, USA. 1977.

PLUMTREE, A.; GULLBERG, R.: Influence of interstitial and some substitutional alloying elements. In: Symposium on ferritic stainless steels, San Francisco, Philadelphia, USA, **Anais**. 1980.

PROTIVA, K.; SAFEK, V.: Toughness of a ferritic corrosion resisting steel with a low carbon and nitrogen content. **Hutnicker listy**, v. 4, n<sup>o</sup>. 3, 1989.

PUJAR, M. G.; DAYAL, R. K.; GILL, P. S.; MALHOTRA, S. N.: Microstructural evaluation of molybdenum containing stainless steel weld metals by a potentiostatic etching technique. **Journal of Materials Science**, v.33, pp. 2691-2700, 1998.

RAHMATALLA, H.; AL-HORR, Y.: Weldability of New Generation Stainless Steels. Twelfth International Conference on the Joining of Materials & Fourth International Conference on Education in Welding, Helsingør-Denmark, **JOM-Institute**, 2005.

RIOS, P. R.; PADILHA, A. F.: **Transformações de Fase**. Artliber Editora LTDA, São Paulo, SP. 2007.

ROBERGE, P. R.: **Handbook of Corrosion Engineering**. McGraw-Hill Companies, New York, NY, USA. 1999.

SANCHEZ-CABRERA, V.M.; RUBIO-GONZALEZ, C.; RUÍZ-VELA, J. I.; RAMÍREZ-BALTAZAR, C.: Effect of preheating temperature and filler metal type on the microstructure, fracture toughness and fatigue crack growth of stainless steel welded joints. **Materials Science and Engineering**, 452-453, 15 Apr. 2007.

SCOTTI, A. CLARK, D. E.; KENNEY, K.: Mapeamento da transferência metálica em MIG com aço inoxidável. XXIV CONSOLDA, Fortaleza, **Anais**. 1998.

SCOTTI, A.: **Simulador Térmico de Soldagem**, Universidade Federal de Uberlândia, 1986.

\_\_\_\_\_: Mapping transfer modes for stainless steel gas metal arc welding. **Science and Technology of Welding and Joining**, Vol. 5, Nº 4, 2000.

SEDRICKS, A. J. **Corrosion of Stainless Steel**. 2<sup>nd</sup> ed. New York, Wiley-Interscience Publications, 1996.

SHAH V. N.; MACDONALD, P. E.: **Ageing and Life Extension of Major Light Water Reactor Components**. Elsevier, Jun. 1993.

SHIAO, J.J.; TSAI, C.H.; KAI, J.J.; HUANG, J.H.: Aging embrittlement and lattice image analysis in a Fe–Cr–Ni duplex stainless steel aged at 400 °C, *Journal of Nuclear Materials*, vol. 217, issue 3, pp. 269-278, 1994.

SLUM, F.; COMINS, N.R.; WEISS, S.I.: The influence of microstructural parameters on the yield stress and fracture toughness of 3CR12 steel. **J. S. Afr. Inst. Min. Metall.** v. 92, n.7, 1992.

SMALLMAN, R. E.; BISHOP, R. J.: **Modern Physical Metallurgy and Materials Engineering**. 6<sup>th</sup> Ed. Butterworth-Heinemann, Oxford, 1999.

SOARES, J. F.; FARIAS, A. A.; CESAR, C. C.: **Introdução à estatística**. Livro, Guanabara Koogan S. A. Rio de Janeiro, 1991.

SCHÄFER, L.: Influence of delta ferrite and dendritic carbides on the impact and tensile properties of a martensitic chromium steel. **Journal of Nuclear Materials**. v. 258-263, pp. 1336 – 1339, 1998.

STENBACKA, N.; PERSSON, K.-A.: Shielding Gases for Gas Metal Arc Welding, **Welding Journal**, v. 68, n. 11, pp. 41-47, 1989

STRANGWOOD, M.; DRUCE, S. G.: Aging effects in welded cast CF3 stainless steel. **Mater. Sci. Tech.** v.6, pp.237, 1990.

THOMAS, R.; APPS, R. L.: Weld heat-affected zone properties of AISI 409 ferritic stainless steel, in Toughness of Ferritic Stainless Steel, ASTM STP 706, West Conshohocken, PA, USA, 1980.

TOTEMEIER, T.C.; SIMPSON, J. A.; TIAN, H.: Effect of weld intercooling temperature on the structure and impact strength of ferritic–martensitic steels. **Materials Science and Engineering A**, v. 426, pp.323–331, 2006.

TROITSKII, V. A.; SHIGAEV, T. G.: Running stability criteria for the A. C. arc. **Avt. Svarka**, n. 11, pp. 21-23, 1982.

TURAZI, A.; OLIVEIRA, C. A. S.: Refino de grão de aços C-Mn e ARBL através de processamento termomecânico. **8º Congresso iberoamericano de engenharia mecânica**. Cusco, Peru, 2007

VAN ANGEL, A.: **Ionized gases**. Institute of Physics – AIP Press, New York, 1994.

VERHOEVEN, J. D.: **Fundamentals of physical metallurgy**. John Wiley and Sons, Inc. USA, 1975.

VILARINHO, L. O.: Desenvolvimento e Avaliação de um Algoritmo Alternativo para Soldagem MIG Sinérgica de Alumínio, Dissertação de Mestrado, Universidade Federal de Uberlândia, MG, 2000.

VILARINHO, L. O.; SCOTTI, A. An Alternative Algorithm for Synergic Pulsed GMAW of Aluminium. **Australasian Welding Journal**, v. 45, p. 36-44, 2000.

VYROSTKOVÁ, A.; HOMOLOVA, V.; PECHA, J.; SVOBODA M.: Phase evolution in P92 and E911 weld metals during ageing, **Materials Science and Engineering A**, v.480, pp. 289–298, 2008.

WIDGERY, D.: **Tubular wire welding**. Woodhead Publishing Limited, Cambridge England 1994.

WRIGHT, R. N. and WOOD, J.R.: Fe-Cr-Mn microduplex ferritic-martensitic stainless steels. **Metallurgical and Materials Transactions A**. v. 8, n. 12, 1977.

WUA, W.; HWUA, L. Y.; LINA, D.Y.; LEEB, J. L.: The relationship between alloying elements and retained austenite in martensitic stainless steel welds. **Scripta Mater**. V.42, pp.1071–1076, 2000.

## APÊNDICE I

### 11. MEDIÇÃO DO ENTALHE DE CHARPY

Tabela 11.1 – Medidas da dimensão do entalhe confeccionados no material tratado em forno contínuo, soldado com arame tubular em baixa energia.

Amostra	Lado 1	Lado 2	Desvio 1	Desvio 2	Material
1	1,980	2,009	0,020	-0,009	Contínuo Tubular Energia 1
4	2,007	2,020	-0,007	-0,020	Contínuo Tubular Energia 1
<b>8</b>	<b>1,994</b>	<b>1,975</b>	<b>0,006</b>	<b>0,025</b>	<b>Contínuo Tubular Energia 1</b>
9	1,998	2,021	0,002	-0,021	Contínuo Tubular Energia 1
10	2,009	2,019	-0,009	-0,019	Contínuo Tubular Energia 1
11	2,010	1,982	-0,010	0,018	Contínuo Tubular Energia 1
12	2,002	1,981	-0,002	0,019	Contínuo Tubular Energia 1
13	2,017	2,011	-0,017	-0,011	Contínuo Tubular Energia 1
15	2,021	2,004	-0,021	-0,004	Contínuo Tubular Energia 1
16	2,029	2,001	-0,029	-0,001	Contínuo Tubular Energia 1
17	1,996	1,982	0,004	0,018	Contínuo Tubular Energia 1
18	1,995	2,009	0,005	-0,009	Contínuo Tubular Energia 1
19	1,998	2,017	0,002	-0,017	Contínuo Tubular Energia 1
20	2,002	1,984	-0,002	0,016	Contínuo Tubular Energia 1
21	2,018	2,012	-0,018	-0,012	Contínuo Tubular Energia 1
22	2,000	2,004	0,000	-0,004	Contínuo Tubular Energia 1
23	1,978	2,023	0,022	-0,023	Contínuo Tubular Energia 1
24	2,017	2,010	-0,017	-0,010	Contínuo Tubular Energia 1
27	1,992	2,008	0,008	-0,008	Contínuo Tubular Energia 1
<b>28</b>	<b>2,011</b>	<b>1,976</b>	<b>-0,011</b>	<b>0,024</b>	<b>Contínuo Tubular Energia 1</b>
29	2,022	1,989	-0,022	0,011	Contínuo Tubular Energia 1
30	1,997	2,017	0,003	-0,017	Contínuo Tubular Energia 1
31	2,013	1,999	-0,013	0,001	Contínuo Tubular Energia 1
32	2,009	2,002	-0,009	-0,002	Contínuo Tubular Energia 1
33	1,994	2,012	0,006	-0,012	Contínuo Tubular Energia 1
34	1,994	2,002	0,006	-0,002	Contínuo Tubular Energia 1
35	2,009	1,996	-0,009	0,004	Contínuo Tubular Energia 1
36	1,993	2,004	0,007	-0,004	Contínuo Tubular Energia 1
37	1,994	1,999	0,006	0,001	Contínuo Tubular Energia 1
38	1,991	1,998	0,009	0,002	Contínuo Tubular Energia 1
42	1,995	1,995	0,005	0,005	Contínuo Tubular Energia 1
<b>45</b>	<b>1,976</b>	<b>2,023</b>	<b>0,024</b>	<b>-0,023</b>	<b>Contínuo Tubular Energia 1</b>
47	1,971	2,014	0,029	-0,014	Contínuo Tubular Energia 1
<b>48</b>	<b>2,000</b>	<b>1,971</b>	<b>0,000</b>	<b>0,029</b>	<b>Contínuo Tubular Energia 1</b>
<b>50</b>	<b>1,976</b>	<b>1,982</b>	<b>0,024</b>	<b>0,018</b>	<b>Contínuo Tubular Energia 1</b>
<b>51</b>	<b>2,000</b>	<b>1,976</b>	<b>0,000</b>	<b>0,024</b>	<b>Contínuo Tubular Energia 1</b>
52	1,981	2,000	0,019	0,000	Contínuo Tubular Energia 1
53	1,995	2,009	0,005	-0,009	Contínuo Tubular Energia 1
54	2,000	2,019	0,000	-0,019	Contínuo Tubular Energia 1
<b>55</b>	<b>1,995</b>	<b>1,976</b>	<b>0,005</b>	<b>0,024</b>	<b>Contínuo Tubular Energia 1</b>

Tabela 11.2 – Medidas da dimensão do entalhe confeccionados no material tratado em forno tipo Box, soldado com arame maciço em baixa energia.

Amostra	Lado 1	Lado 2	Desvio 1	Desvio 2	Material
81	1,980	1,979	0,020	0,021	Box Sólido Energia 2
82	2,009	2,022	-0,009	-0,022	Box Sólido Energia 2
84	1,981	1,991	0,019	0,009	Box Sólido Energia 2
85	2,005	1,985	-0,005	0,015	Box Sólido Energia 2
86	2,000	1,981	0,000	0,019	Box Sólido Energia 2
87	2,000	1,998	0,000	0,002	Box Sólido Energia 2
<b>88</b>	<b>1,985</b>	<b>1,976</b>	<b>0,015</b>	<b>0,024</b>	<b>Box Sólido Energia 2</b>
89	2,005	1,988	-0,005	0,012	Box Sólido Energia 2
<b>90</b>	<b>2,000</b>	<b>1,967</b>	<b>0,000</b>	<b>0,033</b>	<b>Box Sólido Energia 2</b>
91	1,999	2,000	0,001	0,000	Box Sólido Energia 2
<b>92</b>	<b>1,976</b>	<b>2,000</b>	<b>0,024</b>	<b>0,000</b>	<b>Box Sólido Energia 2</b>
93	2,000	2,008	0,000	-0,008	Box Sólido Energia 2
94	1,999	2,003	0,001	-0,003	Box Sólido Energia 2
<b>96</b>	<b>1,975</b>	<b>1,981</b>	<b>0,025</b>	<b>0,019</b>	<b>Box Sólido Energia 2</b>
97	1,998	1,988	0,002	0,012	Box Sólido Energia 2
98	1,998	2,021	0,002	-0,021	Box Sólido Energia 2
99	1,995	2,011	0,005	-0,011	Box Sólido Energia 2
100	1,999	1,990	0,001	0,010	Box Sólido Energia 2
101	1,980	1,984	0,020	0,016	Box Sólido Energia 2
103	1,994	1,995	0,006	0,005	Box Sólido Energia 2
104	2,018	2,003	-0,018	-0,003	Box Sólido Energia 2
105	1,990	2,004	0,010	-0,004	Box Sólido Energia 2
106	2,000	1,983	0,000	0,017	Box Sólido Energia 2
<b>107</b>	<b>1,997</b>	<b>2,044</b>	<b>0,003</b>	<b>-0,044</b>	<b>Box Sólido Energia 2</b>
108	2,009	2,002	-0,009	-0,002	Box Sólido Energia 2
<b>109</b>	<b>1,975</b>	<b>1,999</b>	<b>0,025</b>	<b>0,001</b>	<b>Box Sólido Energia 2</b>

Tabela 11.3 – Medidas da dimensão do entalhe confeccionados no material de base, como recebido tratado em forno tipo Box.

Amostra	Lado 1	Lado 2	Desvio 1	Desvio 2	Material
111	2,009	2,002	-0,009	-0,002	Box Metal de base
113	2,006	2,021	-0,006	-0,021	Box Metal de base
114	2,004	2,023	-0,004	-0,023	Box Metal de base
116	2,020	1,982	-0,020	0,018	Box Metal de base
<b>117</b>	<b>2,024</b>	<b>2,008</b>	<b>-0,024</b>	<b>-0,008</b>	<b>Box Metal de base</b>
118	2,011	2,003	-0,011	-0,003	Box Metal de base
119	2,023	2,005	-0,023	-0,005	Box Metal de base
120	2,008	2,014	-0,008	-0,014	Box Metal de base
<b>121</b>	<b>2,024</b>	<b>1,987</b>	<b>-0,024</b>	<b>0,013</b>	<b>Box Metal de base</b>
122	2,006	1,984	-0,006	0,016	Box Metal de base
123	2,004	2,022	-0,004	-0,022	Box Metal de base
124	2,004	1,985	-0,004	0,015	Box Metal de base
125	2,016	2,011	-0,016	-0,011	Box Metal de base
126	2,015	1,996	-0,015	0,004	Box Metal de base
127	2,006	2,014	-0,006	-0,014	Box Metal de base
128	1,999	2,014	0,001	-0,014	Box Metal de base
129	1,995	1,997	0,005	0,003	Box Metal de base
130	2,019	2,010	-0,019	-0,010	Box Metal de base
131	2,020	1,978	-0,020	0,022	Box Metal de base
132	2,023	1,991	-0,023	0,009	Box Metal de base
133	2,020	2,019	-0,020	-0,019	Box Metal de base
134	2,000	1,995	0,000	0,005	Box Metal de base
135	2,019	2,014	-0,019	-0,014	Box Metal de base
136	2,014	1,990	-0,014	0,010	Box Metal de base
137	1,995	2,004	0,005	-0,004	Box Metal de base
138	1,981	2,000	0,019	0,000	Box Metal de base



Tabela 11.4 – Medidas da dimensão do entalhe confeccionados no material tratado em forno Contínuo, soldado com arame tubular em alta energia.

Amostra	Lado 1	Lado 2	Desvio 1	Desvio 2	Material
143	1,991	2,014	0,009	-0,014	Contínuo Tubular Energia 2
144	1,981	2,009	0,019	-0,009	Contínuo Tubular Energia 2
<b>146</b>	<b>1,995</b>	<b>2,024</b>	<b>0,005</b>	<b>-0,024</b>	<b>Contínuo Tubular Energia 2</b>
147	2,005	1,981	-0,005	0,019	Contínuo Tubular Energia 2
148	1,990	2,023	0,010	-0,023	Contínuo Tubular Energia 2
<b>149</b>	<b>2,026</b>	<b>1,975</b>	<b>-0,026</b>	<b>0,025</b>	<b>Contínuo Tubular Energia 2</b>
150	1,980	2,009	0,020	-0,009	Contínuo Tubular Energia 2
151	2,000	2,014	0,000	-0,014	Contínuo Tubular Energia 2
152	2,014	2,004	-0,014	-0,004	Contínuo Tubular Energia 2
<b>153</b>	<b>2,025</b>	<b>1,976</b>	<b>-0,025</b>	<b>0,024</b>	<b>Contínuo Tubular Energia 2</b>
154	2,009	1,977	-0,009	0,023	Contínuo Tubular Energia 2
155	2,005	1,985	-0,005	0,015	Contínuo Tubular Energia 2
156	2,009	2,000	-0,009	0,000	Contínuo Tubular Energia 2
157	2,009	2,000	-0,009	0,000	Contínuo Tubular Energia 2
158	1,985	2,000	0,015	0,000	Contínuo Tubular Energia 2
159	1,995	1,995	0,005	0,005	Contínuo Tubular Energia 2
160	2,000	2,020	0,000	-0,020	Contínuo Tubular Energia 2
161	2,004	2,020	-0,004	-0,020	Contínuo Tubular Energia 2
162	2,014	1,995	-0,014	0,005	Contínuo Tubular Energia 2
163	2,000	2,023	0,000	-0,023	Contínuo Tubular Energia 2
164	2,005	1,995	-0,005	0,005	Contínuo Tubular Energia 2
<b>165</b>	<b>1,976</b>	<b>1,995</b>	<b>0,024</b>	<b>0,005</b>	<b>Contínuo Tubular Energia 2</b>
167	2,005	2,000	-0,005	0,000	Contínuo Tubular Energia 2
168	1,990	2,009	0,010	-0,009	Contínuo Tubular Energia 2
169	1,981	1,981	0,019	0,019	Contínuo Tubular Energia 2
170	1,980	1,990	0,020	0,010	Contínuo Tubular Energia 2
171	1,981	2,004	0,019	-0,004	Contínuo Tubular Energia 2
172	2,004	1,995	-0,004	0,005	Contínuo Tubular Energia 2
173	2,008	1,999	-0,008	0,001	Contínuo Tubular Energia 2
174	2,014	2,008	-0,014	-0,008	Contínuo Tubular Energia 2
175	2,016	2,014	-0,016	-0,014	Contínuo Tubular Energia 2
176	2,020	2,008	-0,020	-0,008	Contínuo Tubular Energia 2
177	2,005	1,993	-0,005	0,007	Contínuo Tubular Energia 2
178	2,003	1,996	-0,003	0,004	Contínuo Tubular Energia 2
179	2,002	2,018	-0,002	-0,018	Contínuo Tubular Energia 2
180	1,996	1,995	0,004	0,005	Contínuo Tubular Energia 2
181	2,020	2,012	-0,020	-0,012	Contínuo Tubular Energia 2
182	2,019	1,996	-0,019	0,004	Contínuo Tubular Energia 2

Tabela 11.5 – Medidas da dimensão do entalhe confeccionados no material de base, como recebido tratado em forno Contínuo.

Amostra	Lado 1	Lado 2	Desvio 1	Desvio 2	Material
183	2,017	1,992	-0,017	0,008	Contínuo Metal de Base
184	1,997	2,016	0,003	-0,016	Contínuo Metal de Base
185	2,004	2,010	-0,004	-0,010	Contínuo Metal de Base
186	1,993	2,001	0,007	-0,001	Contínuo Metal de Base
187	2,014	1,998	-0,014	0,002	Contínuo Metal de Base
188	2,015	1,998	-0,015	0,002	Contínuo Metal de Base
189	2,001	2,017	-0,001	-0,017	Contínuo Metal de Base
190	2,000	2,019	0,000	-0,019	Contínuo Metal de Base
191	2,012	1,997	-0,012	0,003	Contínuo Metal de Base
192	2,013	1,997	-0,013	0,003	Contínuo Metal de Base
193	2,010	2,010	-0,010	-0,010	Contínuo Metal de Base
194	2,016	1,998	-0,016	0,002	Contínuo Metal de Base
195	1,996	2,010	0,004	-0,010	Contínuo Metal de Base
196	2,007	2,000	-0,007	0,000	Contínuo Metal de Base
197	2,000	2,015	0,000	-0,015	Contínuo Metal de Base
198	2,005	1,997	-0,005	0,003	Contínuo Metal de Base
199	2,001	1,996	-0,001	0,004	Contínuo Metal de Base
200	1,995	2,015	0,005	-0,015	Contínuo Metal de Base
201	2,005	2,014	-0,005	-0,014	Contínuo Metal de Base
202	1,996	1,998	0,004	0,002	Contínuo Metal de Base
203	2,011	1,999	-0,011	0,001	Contínuo Metal de Base
204	1,998	2,001	0,002	-0,001	Contínuo Metal de Base
205	2,012	1,998	-0,012	0,002	Contínuo Metal de Base
206	1,996	2,009	0,004	-0,009	Contínuo Metal de Base
207	2,006	1,998	-0,006	0,002	Contínuo Metal de Base
208	2,021	1,991	-0,021	0,009	Contínuo Metal de Base
209	1,999	2,007	0,001	-0,007	Contínuo Metal de Base
210	2,008	1,999	-0,008	0,001	Contínuo Metal de Base
211	2,019	1,996	-0,019	0,004	Contínuo Metal de Base
212	2,012	1,999	-0,012	0,002	Contínuo Metal de Base

Tabela 11.6 – Medidas da dimensão do entalhe confeccionados no material tratado em forno tipo Box, soldado com arame maciço em baixa energia.

Amostra	Lado 1	Lado 2	Desvio 1	Desvio 2	Material
56	2,009	2,020	-0,009	-0,020	Box Sólido Energia 1
<b>57</b>	<b>1,976</b>	<b>2,005</b>	<b>0,024</b>	<b>-0,005</b>	<b>Box Sólido Energia 1</b>
<b>58</b>	<b>1,990</b>	<b>2,025</b>	<b>0,010</b>	<b>-0,025</b>	<b>Box Sólido Energia 1</b>
59	1,977	1,998	0,023	0,002	Box Sólido Energia 1
60	1,990	1,985	0,010	0,015	Box Sólido Energia 1
61	1,985	2,014	0,015	-0,014	Box Sólido Energia 1
62	2,014	1,990	-0,014	0,010	Box Sólido Energia 1
<b>64</b>	<b>1,990</b>	<b>1,976</b>	<b>0,010</b>	<b>0,024</b>	<b>Box Sólido Energia 1</b>
65	1,981	1,995	0,019	0,005	Box Sólido Energia 1
66	1,990	2,000	0,010	0,000	Box Sólido Energia 1
67	2,000	1,980	0,000	0,020	Box Sólido Energia 1
68	2,010	2,000	-0,010	0,000	Box Sólido Energia 1
<b>69</b>	<b>1,976</b>	<b>1,985</b>	<b>0,024</b>	<b>0,015</b>	<b>Box Sólido Energia 1</b>
<b>70</b>	<b>1,986</b>	<b>2,025</b>	<b>0,014</b>	<b>-0,025</b>	<b>Box Sólido Energia 1</b>
71	2,000	2,000	0,000	0,000	Box Sólido Energia 1
72	2,009	1,985	-0,009	0,015	Box Sólido Energia 1
73	1,980	2,009	0,020	-0,009	Box Sólido Energia 1
74	1,980	1,990	0,020	0,010	Box Sólido Energia 1
76	1,985	2,014	0,015	-0,014	Box Sólido Energia 1
77	1,995	1,990	0,005	0,010	Box Sólido Energia 1
78	1,978	1,982	0,022	0,018	Box Sólido Energia 1
79	2,014	1,989	-0,014	0,011	Box Sólido Energia 1

Tabela 11.7 – Medidas da dimensão do entalhe confeccionados no material tratado em forno Contínuo, soldado com arame maciço em alta energia.

Amostra	Lado 1	Lado 2	Desvio 1	Desvio 2	Material
214	1,992	2,002	0,008	-0,002	Contínuo Sólido Energia 2
215	2,017	1,998	-0,017	0,002	Contínuo Sólido Energia 2
216	1,996	2,002	0,004	-0,002	Contínuo Sólido Energia 2
217	1,998	2,013	0,002	-0,013	Contínuo Sólido Energia 2
218	2,006	2,000	-0,006	0,000	Contínuo Sólido Energia 2
219	2,015	2,006	-0,015	-0,006	Contínuo Sólido Energia 2
220	2,003	2,000	-0,003	0,000	Contínuo Sólido Energia 2
221	2,018	1,997	-0,018	0,003	Contínuo Sólido Energia 2
222	2,002	2,000	-0,002	0,000	Contínuo Sólido Energia 2
223	2,010	1,997	-0,010	0,003	Contínuo Sólido Energia 2
224	2,010	1,999	-0,010	0,002	Contínuo Sólido Energia 2
225	1,994	2,010	0,006	-0,010	Contínuo Sólido Energia 2
226	2,014	1,981	-0,014	0,019	Contínuo Sólido Energia 2
<b>227</b>	<b>1,995</b>	<b>1,977</b>	<b>0,005</b>	<b>0,024</b>	<b>Contínuo Sólido Energia 2</b>
228	1,986	1,986	0,014	0,014	Contínuo Sólido Energia 2
229	2,015	1,995	-0,015	0,005	Contínuo Sólido Energia 2
230	2,014	1,981	-0,014	0,019	Contínuo Sólido Energia 2
231	1,986	2,006	0,014	-0,006	Contínuo Sólido Energia 2
232	2,000	2,000	0,000	0,000	Contínuo Sólido Energia 2
<b>233</b>	<b>1,976</b>	<b>2,020</b>	<b>0,024</b>	<b>-0,020</b>	<b>Contínuo Sólido Energia 2</b>
<b>234</b>	<b>2,024</b>	<b>1,986</b>	<b>-0,024</b>	<b>0,014</b>	<b>Contínuo Sólido Energia 2</b>

Tabela 11.8 – Medidas da dimensão do entalhe confeccionados no material tratado em forno Contínuo, soldado com arame maciço em baixa energia.

Amostra	Lado 1	Lado 2	Desvio 1	Desvio 2	Material
235	2,000	2,010	0,000	-0,010	Contínuo Sólido Energia1
<b>236</b>	<b>1,981</b>	<b>2,024</b>	<b>0,019</b>	<b>-0,024</b>	<b>Contínuo Sólido Energia1</b>
237	1,995	2,006	0,005	-0,006	Contínuo Sólido Energia1
238	1,981	1,979	0,019	0,021	Contínuo Sólido Energia1
239	2,005	1,994	-0,005	0,006	Contínuo Sólido Energia1
240	2,024	1,986	-0,024	0,014	Contínuo Sólido Energia1
241	2,015	1,999	-0,015	0,001	Contínuo Sólido Energia1
242	2,002	1,995	-0,002	0,005	Contínuo Sólido Energia1
243	2,010	2,000	-0,010	0,000	Contínuo Sólido Energia1
<b>244</b>	<b>2,015</b>	<b>1,976</b>	<b>-0,015</b>	<b>0,024</b>	<b>Contínuo Sólido Energia1</b>
245	2,024	2,000	-0,024	0,000	Contínuo Sólido Energia1
246	2,014	2,010	-0,014	-0,010	Contínuo Sólido Energia1
247	2,010	2,015	-0,010	-0,015	Contínuo Sólido Energia1
248	1,987	2,005	0,013	-0,005	Contínuo Sólido Energia1
249	2,005	2,003	-0,005	-0,002	Contínuo Sólido Energia1
250	2,015	1,978	-0,015	0,022	Contínuo Sólido Energia1
251	1,997	2,015	0,003	-0,015	Contínuo Sólido Energia1
252	2,019	1,996	-0,019	0,004	Contínuo Sólido Energia1
253	2,015	1,986	-0,015	0,014	Contínuo Sólido Energia1
254	2,005	2,015	-0,005	-0,015	Contínuo Sólido Energia1
255	1,991	2,019	0,010	-0,019	Contínuo Sólido Energia1
256	2,000	2,024	0,000	-0,024	Contínuo Sólido Energia1
258	2,024	2,014	-0,024	-0,014	Contínuo Sólido Energia1
<b>259</b>	<b>2,014</b>	<b>2,025</b>	<b>-0,014</b>	<b>-0,025</b>	<b>Contínuo Sólido Energia1</b>
260	1,996	2,014	0,004	-0,014	Contínuo Sólido Energia1
261	1,986	2,019	0,014	-0,019	Contínuo Sólido Energia1
262	1,995	1,981	0,005	0,019	Contínuo Sólido Energia1
263	2,005	1,986	-0,005	0,014	Contínuo Sólido Energia1
<b>264</b>	<b>2,015</b>	<b>2,024</b>	<b>-0,015</b>	<b>-0,024</b>	<b>Contínuo Sólido Energia1</b>
265	2,020	2,010	-0,020	-0,010	Contínuo Sólido Energia1
266	2,019	1,995	-0,019	0,005	Contínuo Sólido Energia1
267	2,010	1,977	-0,010	0,023	Contínuo Sólido Energia1

Tabela 11.9 – Medidas da dimensão do entalhe confeccionados no material tratado em forno tipo Box, soldado com arame tubular em alta energia.

Amostra	Lado 1	Lado 2	Desvio 1	Desvio 2	Material
268	2,006	1,998	-0,006	0,002	Box Tubular Energia 2
269	2,015	2,010	-0,015	-0,010	Box Tubular Energia 2
270	2,012	1,998	-0,012	0,002	Box Tubular Energia 2
271	1,997	2,012	0,004	-0,012	Box Tubular Energia 2
272	2,004	1,999	-0,004	0,001	Box Tubular Energia 2
273	2,011	2,007	-0,011	-0,007	Box Tubular Energia 2
274	1,997	2,017	0,003	-0,017	Box Tubular Energia 2
275	2,020	1,993	-0,020	0,007	Box Tubular Energia 2
276	2,001	1,997	-0,001	0,003	Box Tubular Energia 2
277	2,002	1,998	-0,002	0,002	Box Tubular Energia 2
278	2,008	2,016	-0,008	-0,016	Box Tubular Energia 2
279	2,007	1,998	-0,007	0,002	Box Tubular Energia 2
280	2,020	1,997	-0,020	0,003	Box Tubular Energia 2
281	2,016	1,994	-0,016	0,006	Box Tubular Energia 2
282	1,993	2,010	0,007	-0,010	Box Tubular Energia 2
283	2,017	2,003	-0,017	-0,003	Box Tubular Energia 2
284	1,998	2,020	0,002	-0,020	Box Tubular Energia 2
285	2,001	2,020	-0,001	-0,020	Box Tubular Energia 2
286	1,990	2,017	0,010	-0,017	Box Tubular Energia 2
287	1,997	2,018	0,003	-0,018	Box Tubular Energia 2
288	2,017	1,995	-0,017	0,005	Box Tubular Energia 2
289	2,019	2,000	-0,019	0,000	Box Tubular Energia 2
290	1,992	2,019	0,008	-0,019	Box Tubular Energia 2
291	2,010	2,000	-0,010	0,000	Box Tubular Energia 2
292	1,998	2,017	0,002	-0,017	Box Tubular Energia 2
293	2,020	2,007	-0,020	-0,007	Box Tubular Energia 2
294	2,003	1,999	-0,003	0,001	Box Tubular Energia 2
295	2,021	2,019	-0,021	-0,019	Box Tubular Energia 2
296	2,014	1,990	-0,014	0,010	Box Tubular Energia 2
297	2,008	1,997	-0,008	0,003	Box Tubular Energia 2
298	2,007	1,997	-0,007	0,004	Box Tubular Energia 2
299	2,017	1,998	-0,017	0,002	Box Tubular Energia 2
300	2,015	2,003	-0,015	-0,003	Box Tubular Energia 2
301	1,995	2,005	0,005	-0,005	Box Tubular Energia 2
302	2,001	1,998	-0,001	0,002	Box Tubular Energia 2
303	1,996	2,011	0,004	-0,011	Box Tubular Energia 2

Tabela 11.10 – Medidas da dimensão do entalhe confeccionados no material tratado em forno tipo Box, soldado com arame tubular em alta energia (continuação).

Amostra	Lado 1	Lado 2	Desvio 1	Desvio 2	Material
304	2,004	1,999	-0,004	0,001	Box Tubular Energia 2
305	1,997	2,016	0,004	-0,016	Box Tubular Energia 2
306	1,998	2,016	0,002	-0,016	Box Tubular Energia 2
307	2,023	2,007	-0,023	-0,007	Box Tubular Energia 2
308	2,016	2,004	-0,016	-0,004	Box Tubular Energia 2
309	1,995	1,999	0,005	0,001	Box Tubular Energia 2
310	2,018	1,997	-0,018	0,003	Box Tubular Energia 2
311	2,018	2,000	-0,018	0,000	Box Tubular Energia 2
312	2,017	1,998	-0,017	0,002	Box Tubular Energia 2
313	2,009	1,998	-0,009	0,002	Box Tubular Energia 2
314	1,994	2,011	0,006	-0,011	Box Tubular Energia 2
315	2,006	2,017	-0,006	-0,017	Box Tubular Energia 2
316	2,014	1,999	-0,014	0,001	Box Tubular Energia 2
317	2,009	1,998	-0,009	0,002	Box Tubular Energia 2
318	2,012	2,000	-0,012	0,000	Box Tubular Energia 2
319	2,004	1,997	-0,004	0,003	Box Tubular Energia 2
320	2,015	1,999	-0,015	0,001	Box Tubular Energia 2
321	2,013	2,000	-0,013	0,000	Box Tubular Energia 2

Tabela 11.11 – Medidas da dimensão do entalhe confeccionados no material tratado em forno tipo Box, soldado com arame tubular em baixa energia.

Amostra	Lado 1	Lado 2	Desvio 1	Desvio 2	Material
322	2,017	1,998	-0,017	0,002	Box Tubular Energia 1
323	2,006	2,017	-0,006	-0,017	Box Tubular Energia 1
324	2,016	1,994	-0,016	0,006	Box Tubular Energia 1
325	2,014	1,999	-0,014	0,001	Box Tubular Energia 1
326	1,997	2,018	0,003	-0,018	Box Tubular Energia 1
327	2,017	1,995	-0,017	0,005	Box Tubular Energia 1
328	2,019	2,000	-0,019	0,000	Box Tubular Energia 1
329	1,992	2,019	0,008	-0,019	Box Tubular Energia 1
330	2,024	2,000	-0,024	0,000	Box Tubular Energia 1
331	2,014	2,010	-0,014	-0,010	Box Tubular Energia 1
332	2,010	2,015	-0,010	-0,015	Box Tubular Energia 1
333	1,987	2,005	0,013	-0,005	Box Tubular Energia 1
334	2,015	2,006	-0,015	-0,006	Box Tubular Energia 1
335	2,003	2,000	-0,003	0,000	Box Tubular Energia 1
336	2,018	1,997	-0,018	0,003	Box Tubular Energia 1
337	2,002	2,000	-0,002	0,000	Box Tubular Energia 1
338	2,010	1,997	-0,010	0,003	Box Tubular Energia 1
339	2,010	1,999	-0,010	0,002	Box Tubular Energia 1
340	1,994	2,010	0,006	-0,010	Box Tubular Energia 1
341	2,015	2,006	-0,015	-0,006	Box Tubular Energia 1
342	2,003	2,000	-0,003	0,000	Box Tubular Energia 1
343	2,018	1,997	-0,018	0,003	Box Tubular Energia 1
344	2,002	2,000	-0,002	0,000	Box Tubular Energia 1
345	2,010	1,997	-0,010	0,003	Box Tubular Energia 1
346	2,010	1,999	-0,010	0,002	Box Tubular Energia 1
347	1,994	2,010	0,006	-0,010	Box Tubular Energia 1
348	2,015	2,006	-0,015	-0,006	Box Tubular Energia 1
349	2,003	2,000	-0,003	0,000	Box Tubular Energia 1
350	2,018	1,997	-0,018	0,003	Box Tubular Energia 1
351	2,002	2,000	-0,002	0,000	Box Tubular Energia 1
352	2,010	1,997	-0,010	0,003	Box Tubular Energia 1
353	2,006	2,021	-0,006	-0,021	Box Tubular Energia 1
354	2,004	2,023	-0,004	-0,023	Box Tubular Energia 1
355	2,020	1,982	-0,020	0,018	Box Tubular Energia 1
356	2,024	2,008	-0,024	-0,008	Box Tubular Energia 1
357	2,011	2,003	-0,011	-0,003	Box Tubular Energia 1
358	2,023	2,005	-0,023	-0,005	Box Tubular Energia 1



Tabela 11.12 – Medidas da dimensão do entalhe confeccionados no material tratado em forno tipo Box, soldado com arame tubular em baixa energia (continuação).

Amostra	Lado 1	Lado 2	Desvio 1	Desvio 2	Material
359	2,008	2,014	-0,008	-0,014	Box Tubular Energia 1
360	2,024	1,987	-0,024	0,013	Box Tubular Energia 1
361	2,006	1,984	-0,006	0,016	Box Tubular Energia 1
362	2,004	2,022	-0,004	-0,022	Box Tubular Energia 1
363	2,004	1,985	-0,004	0,015	Box Tubular Energia 1
364	2,016	2,011	-0,016	-0,011	Box Tubular Energia 1
365	2,015	1,996	-0,015	0,004	Box Tubular Energia 1
366	1,994	1,999	0,006	0,001	Box Tubular Energia 1
367	1,991	1,998	0,009	0,002	Box Tubular Energia 1
368	1,995	1,995	0,005	0,005	Box Tubular Energia 1
369	1,976	2,023	0,024	-0,023	Box Tubular Energia 1
370	1,971	2,014	0,029	-0,014	Box Tubular Energia 1
371	2,000	1,971	0,000	0,029	Box Tubular Energia 1
372	1,976	1,982	0,024	0,018	Box Tubular Energia 1
373	2,000	1,976	0,000	0,024	Box Tubular Energia 1
374	1,981	2,000	0,019	0,000	Box Tubular Energia 1
375	1,995	2,009	0,005	-0,009	Box Tubular Energia 1
376	2,000	2,019	0,000	-0,019	Box Tubular Energia 1
377	1,995	1,976	0,005	0,024	Box Tubular Energia 1
378	2,023	2,005	-0,023	-0,005	Box Tubular Energia 1
379	2,008	2,014	-0,008	-0,014	Box Tubular Energia 1

## APÊNDICE II

### 12. METAL DE BASE

#### 12.1. Medição do tamanho de grão

A determinação do tamanho de grão pelo processo de interceptação é feita contando, sobre a imagem ampliada do corpo de prova (projetada sobre a tela de vidro fosco do microscópio, em fotomicrografia, etc.), o número de grãos interceptados por um ou mais segmentos de retas, suficientemente longos para que se obtenha em cada segmento pelo menos 50 intersecções. Deve-se escolher o aumento adequado para que essa condição seja alcançada. Os grãos onde se encontram as extremidades dos segmentos são contados como meios grãos. O quociente do comprimento do seguimento em milímetros pelo número de interseções dividido pelo aumento utilizado, exprime o comprimento médio da interceptação referente àquele segmento. Deve-se fazer a contagem em um mínimo de três campos para se assegurar uma média representativa (ABNT 1980).

Uma interseção é a parte comum entre o contorno de grão e a linha de “teste” traçada sobre a imagem. A contagem do número de interseções e do tipo de interseção é relacionada com o tamanho de grão médio. Quando se utiliza interseções, o pedaço do final da linha de teste que não atravessa o grão é contada como meio. Quando o final da linha de teste toca o contorno de grão se adiciona meio à contagem. Interseção tangente ao contorno de grão, também é contada como meio (0,5). Uma interseção que aparentemente coincide com o contorno de grão na interseção de três grãos é contada como um e meio (1,5), interseção com contorno de dois grãos vizinhos é contada como um (1).

Onde  $P_L$  representa o número da contagem de interseções por unidade de comprimento da linha de teste utilizada. A equação que relaciona o tamanho de grão médio ( $G$ ) com a contagem de interseções é mostrada na equação (1) apresentada abaixo,

$$T_G = (6,643856 \cdot \log_{10} P_L) - 3,288 \quad (12.1)$$

A principal vantagem na utilização do método de interseção se encontra no menor tempo despendido no tratamento da imagem a ser analisada. Ao segmentar a imagem não existe a necessidade de se definir com precisão os limites do grão basta conseguir segmentar

a maior parte do contorno de grão sem a necessidade de fecha-lo completamente. Desta maneira se obtém um resultado mais preciso.

Tabela 12.1 – Tamanho do grão para o material tratado em forno tipo Box (ABNT 1980).

Sentido de medição								
Superficial			Longitudinal			Transversal		
39	40	36	31	27	23	18	20	15
42	30	37	27	22	23	18	19	21
34	37	30	31	26	25	20	23	24
30	33	42	30	26	22	21	31	19
30	28	31	25	21	25	20	26	24
25	25	29	29	22	21	23	22	22
29	33	29	30	24	23	19	23	25
31	26	26	20	22	25	21	27	16
29	25	26	30	23	22	17	25	21
31	29	30	27	24	19	23	28	26
31	29	33	26	20	22	29	28	23
35	36	36	36	24	22	26	26	23
35	31	40	27	28	23	27	26	27
33	37	29	22	25	23	26	25	21
35	32	31	24	21	24	24	24	24
31	32	32	21	23	26	22	30	24
27	27	31	27	21	29	25	25	20
40	28	26	32	26	22	23	24	23
38	30	23	26	23	23	21	20	22
40	34	25	25	20	28	26	22	20
31	26	28	28	22	21	27	27	25
35	24	31	23	25	20	26	21	18
36	28	36	24	26	25	22	22	26
32	25	37	22	24	24	24	16	22
33	34	31	28	25	22	27	25	25
34	33	34	26	22	22	26	22	31
34	39	30	27	24	24	26	20	27
38	28	24	23	29	18	22	27	25
29	30	32	29	22	20	21	19	27
37	24	27	23	20	15	21	16	23
33	29	29	27	22	20	25	20	26
29	29	23	26	25	25	20	20	21
36	26	32	25	20	29	24	19	24
Somatória								
3115			2406			2286		
Comprimento total								
14391,43 $\mu\text{m}$								
Valor médio para cada direção								
4,6 $\mu\text{m}$			6,0 $\mu\text{m}$			6,3 $\mu\text{m}$		
Valor do tamanho de grão médio								
5,6 $\mu\text{m}$								

Tabela 12.2 – Tamanho do grão para o material tratado em forno contínuo (ABNT 1980).

Sentido de medição								
Superficial			Longitudinal			Transversal		
17	12	14	17	16	15	19	14	17
24	19	16	13	17	13	19	11	15
17	15	16	14	13	11	15	14	13
15	13	12	13	18	12	15	17	14
16	14	15	15	16	15	14	9	20
13	18	16	17	17	8	14	17	18
15	16	14	12	13	13	17	13	14
16	17	15	18	15	15	15	16	16
18	14	16	15	16	14	13	17	18
14	12	17	16	18	16	18	10	18
16	11	14	14	17	14	13	14	15
20	17	19	17	16	11	13	15	19
16	13	16	13	20	10	13	15	18
14	12	14	13	13	13	14	17	17
14	12	16	14	17	12	18	14	18
11	15	15	18	16	18	14	15	15
17	13	16	13	14	16	15	13	17
17	15	18	16	13	15	14	18	14
15	14	14	13	13	17	14	16	13
15	15	15	15	17	14	15	17	16
13	12	17	15	18	13	10	17	15
15	17	17	13	15	14	12	12	16
17	12	18	17	14	17	14	12	17
15	18	15	15	16	13	15	11	18
19	13	15	18	17	13	13	14	17
18	16	17	18	16	14	15	15	15
21	15	16	14	15	13	14	17	20
11	17	16	17	12	12	13	13	13
16	18	15	13	14	13	16	17	14
16	15	15	14	13	14	13	13	14
15	17	14	14	17	14	8	17	15
15	16	11	15	15	15	14	17	16
17	13	10	15	12	11	13	15	15
Somatória								
1515			1451			1484		
Comprimento total								
14391,43 $\mu\text{m}$								
Valor médio para cada direção								
9,5 $\mu\text{m}$			9,9 $\mu\text{m}$			9,7 $\mu\text{m}$		
Valor do tamanho de grão médio								
9,7 $\mu\text{m}$								

Tabela 12.3– Avaliação do desvio padrão do tamanho de grão ABNT em relação ao tipo de tratamento térmico.

Material	Direção	Média ( $\mu\text{m}$ )	Desvio padrão ( $\mu\text{m}$ )	InvDPr
BOX	Superficial	4,72	0,68	6,93
	Longitudinal	6,10	0,85	7,19
	Transversal	6,44	1,01	6,40
Contínuo	Superficial	9,71	1,50	6,48
	longitudinal	10,16	1,61	6,30
	transversal	9,97	1,78	5,60

Tabela 12.4 – avaliação do efeito do material e direção de laminação sobre o tamanho de grão.

	p
Interseção	0,000000
Tratamento	0,000000
Direção de laminação	0,000000
Interação	0,000000

Tabela 12.5 – avaliação do efeito do material e direção de laminação sobre o desvio padrão relativo do tamanho de grão.

	p
Interseção	0,000056
Tratamento	0,000561
Direção de laminação	0,010962

Tabela 12.6 – avaliação do efeito do material e direção de laminação sobre o inverso do desvio padrão relativo do tamanho de grão.

	p
Interseção	0,000107
Tratamento	0,033621
Direção de laminação	0,071429

## 12.2. Tenacidade ao impacto

Tabela 12.7 – Metal de base tenacidade ao impacto

	p
Interseção	0,000000
Tratamento	0,000000
Temperatura	0,000000
Interação	0,545069

Tabela 12.8 – ANOVA para tenacidade ao impacto com a temperatura para o metal de base tratado em forno tipo Box

	p
Interseção	0,000000
Temperatura	0,000232

Tabela 12.9 – ANOVA para tenacidade ao impacto com a temperatura para o metal de base tratado em forno Contínuo

	p
Interseção	0,000000
Temperatura	0,003061

Tabela 12.10 – Composição química completa do material em análise

Elemento	Composição (%)	
	Box	Contínuo
Al	0,002	0,002
C	0,0137	0,0134
Co	0,0115	0,0201
Cr	10,908	11,004
Cu	0,0117	0,0192
Mn	0,5974	0,6149
Mo	0,0061	0,0047
Nb	0,0045	0,0031
N	0,0126	0,0144
Ni	0,383	0,367
O	0,0029	0,0024
P	0,0199	0,018
S	0,0012	0,0005
Si	0,4669	0,4507
Sn	0,0022	0,0026
Ti	0,0095	0,0136
V	0,0332	0,0405
W	0,0538	0,0542

# Livros Grátis

( <http://www.livrosgratis.com.br> )

Milhares de Livros para Download:

[Baixar livros de Administração](#)

[Baixar livros de Agronomia](#)

[Baixar livros de Arquitetura](#)

[Baixar livros de Artes](#)

[Baixar livros de Astronomia](#)

[Baixar livros de Biologia Geral](#)

[Baixar livros de Ciência da Computação](#)

[Baixar livros de Ciência da Informação](#)

[Baixar livros de Ciência Política](#)

[Baixar livros de Ciências da Saúde](#)

[Baixar livros de Comunicação](#)

[Baixar livros do Conselho Nacional de Educação - CNE](#)

[Baixar livros de Defesa civil](#)

[Baixar livros de Direito](#)

[Baixar livros de Direitos humanos](#)

[Baixar livros de Economia](#)

[Baixar livros de Economia Doméstica](#)

[Baixar livros de Educação](#)

[Baixar livros de Educação - Trânsito](#)

[Baixar livros de Educação Física](#)

[Baixar livros de Engenharia Aeroespacial](#)

[Baixar livros de Farmácia](#)

[Baixar livros de Filosofia](#)

[Baixar livros de Física](#)

[Baixar livros de Geociências](#)

[Baixar livros de Geografia](#)

[Baixar livros de História](#)

[Baixar livros de Línguas](#)

[Baixar livros de Literatura](#)  
[Baixar livros de Literatura de Cordel](#)  
[Baixar livros de Literatura Infantil](#)  
[Baixar livros de Matemática](#)  
[Baixar livros de Medicina](#)  
[Baixar livros de Medicina Veterinária](#)  
[Baixar livros de Meio Ambiente](#)  
[Baixar livros de Meteorologia](#)  
[Baixar Monografias e TCC](#)  
[Baixar livros Multidisciplinar](#)  
[Baixar livros de Música](#)  
[Baixar livros de Psicologia](#)  
[Baixar livros de Química](#)  
[Baixar livros de Saúde Coletiva](#)  
[Baixar livros de Serviço Social](#)  
[Baixar livros de Sociologia](#)  
[Baixar livros de Teologia](#)  
[Baixar livros de Trabalho](#)  
[Baixar livros de Turismo](#)