

**RAFAEL EIJI TOMA**

**Efeito dos parâmetros de soldagem por  
arco submerso na microestrutura e  
propriedades mecânicas do aço AISI 304  
para aplicação criogênica**

Trabalho de formatura apresentado à disciplina  
PMT – 2596 'Trabalho de formatura II' como  
requisito para graduação na Escola Politécnica  
de São Paulo, Departamento de Engenharia  
Metalúrgica e de Materiais.

**Orientador: Prof. Dr. Sérgio Duarte Brandi**

Dezembro 2008.

## **Ficha catalográfica**

**Toma, Rafael Eiji**

**Efeito dos parâmetros de soldagem por arco submerso na microestrutura e propriedades mecânicas de aço AISI 304 para aplicação criogênica / R.E. Toma. -- São Paulo, 2008.**  
p.

**Trabalho de Formatura - Escola Politécnica da Universidade de São Paulo. Departamento de Engenharia Metalúrgica e de Materiais.**

**1.Soldagem a arco 2.Propriedades dos materiais 3.Aço I.Universidade de São Paulo. Escola Politécnica. Departamento de Engenharia Metalúrgica e de Materiais II.t.**

## **Agradecimentos**

Ao professor Sérgio Duarte Brandi, pela orientação e por compartilhar parte de seus conhecimentos, sem os quais a elaboração deste trabalho não seria possível.

À Lincoln Electric do Brasil, pelo fornecimento dos corpos de prova, realização das soldagens e por terem providenciado os ensaios mecânicos.

A Leandro Justino de Paula (Laboratório de Fenômenos de Superfície), Raquel Camponucci Proiete (Instituto de Pesquisas Tecnológicas), Antônio Lívio da Silva Nunes (Departamento de Engenharia Metalúrgica e de Materiais) e Flávio Gil Alves Paiva (orientado do professor Sérgio Brandi) pela prontidão em auxiliar na preparação dos corpos de prova.

Aos meus pais, Roberto e Luiza, pelo apoio nos momentos difíceis e por me incentivarem na vida acadêmica.

## **Resumo**

Aços inoxidáveis austeníticos são indicados para aplicações criogênicas. Este trabalho busca estudar as propriedades mecânicas e microestruturais a baixas temperaturas na zona de soldagem quando diferentes parâmetros são ajustados na soldagem por arco submerso.

Um metal de base em aço inoxidável AISI 304 foi soldado utilizando-se um arame 308L, e dois tipos de fluxos foram usados: um neutro e um auto-compensante em cromo. As soldas foram feitas por corrente contínua e corrente alternada e onda quadrada.

A soldagem com corrente alternada e onda quadrada apresentou melhores resultados de tenacidade que a soldagem em corrente contínua polaridade reversa, para os dois fluxos estudados.

Palavras-chave: soldagem por arco submerso, aço inoxidável AISI 304, criogenia.

## **Abstract**

Austenitic stainless steels are indicated for cryogenic applications. This paper intends to study the mechanical and micro structural properties at low temperatures on the welding zone when different parameters are set on submerged arc welding.

An AISI 304 stainless steel base metal was welded using a 308L wire, and two kinds of flux were used: a neutral and a chromium auto-compensating one. The welds were made by continuous current and alternate current and square wave.

The alternate current and square wave welding showed better tenacity results than the continuous current and reversing polarity for both studied fluxes.

**Keywords:** submerged arc welding, AISI 304 stainless steel, cryogenics.

## Índice de figuras

2.2.1: No ensaio Charpy, um corpo de prova em C é atingido por um pêndulo W que é solto de uma altura $h_1$ e atinge a altura final $h_2$ , marcada na escala D [6].....	6
2.2.2: Dimensões para os corpos de prova para ensaio Charpy de acordo com a norma ASTM E23 [8].....	7
2.2.3: Variação de resultados no ensaio Charpy para diferentes temperaturas em diversos materiais metálicos. Adaptado de [6]. ....	7
2.2.4: Diagrama de Schaeffler [3]. ....	3
2.2.5: Diagrama de Schaeffler dividido em diferentes regiões problemáticas durante a soldagem de aços inoxidáveis: formação de trincas de solidificação ou por perda de ductilidade acima de 1250°C (1), fragilização por formação de fases intermetálicas após aquecimento entre cerca de 450°C e 900°C (2), fragilização por crescimento de grão (3), fragilização e fissuração por formação de martensita (4) [3]. ....	11
2.3.1: Soldagem por arco submerso [10]. ....	14
2.3.2: Equipamento utilizado na soldagem dos corpos de prova.....	14
2.3.3: Esquema dos componentes básicos do equipamento de soldagem por arco submerso [10].....	15
2.3.4: Cordão de solda para diferentes polaridades do eletrodo [10].....	18
2.3.5: Regiões criadas pelos ciclos térmicos na soldagem – adaptado de [13]....	21
2.3.6: Energia livre por unidade de volume ( $G_V$ ) em função da temperatura (T) para um metal puro – adaptado de [10] .....	22
2.3.7: Interface sólido-líquido atômicamente difusa (a) e atômicamente plana (b) [10]. ....	23
2.3.8: Tipos de solidificação na soldagem de aços inoxidáveis austeníticos em função dos teores de níquel e cromo equivalentes [14]. ....	24
2.3.9: Efeito da composição química na morfologia da ferrita e da austenita no diagrama pseudo-binário Fe-Cr-Ni [15]. ....	25
2.3.10: Microestrutura de solidificação em função da relação $(Cr/Ni)_{equiv}$ [16,17].	26
3.2.1: Passes de solda no corpo de prova 1.....	29
3.2.2: Passes de solda no corpo de prova 2.....	30
3.2.3: Passes de solda no corpo de prova 3.....	31
3.2.4: Passes de solda no corpo de prova 4.....	32

4.2.1: Macrografias dos corpos de prova 1 (a), 2 (b), 3 (c) e 4 (d) .....	40
4.2.2: Pontos de medição dos frações volumétricas de ferrita.....	41
4.2.3: Comparação da fração volumétrica de ferrita em diversas regiões das juntas soldadas dos corpos de prova de 1 a 4. ....	43
4.2.4: Fractografia de um corpo de prova Charpy V a -100°C mostrando a clivagem da ferrita e a fratura dúctil da austenita. São apresentadas também as composições químicas das duas regiões. MEV. ....	45
4.2.5: Fotografia sem ataque de uma região do corpo de prova 3 Charpy V, mostrando a presença de inclusões. Microscópio óptico. ....	46
4.2.6: Micrografia do cordão de solda mostrando as morfologias da ferrita. Ataque eletrolítico, ácido oxálico 10%. Microscópio óptico. ....	47
4.2.7: Micrografia do cordão de solda mostrando as morfologias da ferrita e a presença de uma micro inclusão de escória. Ataque eletrolítico, ácido oxálico 10%. Microscópio óptico. ....	48
4.2.8: Transição de microestruturas na zona fundida do corpo de prova 4.....	50
Figura4.3.1: Propagação da trinca nos corpos de prova 1 (a) e 2 (b). Microscópio óptico. ....	58
4.3.2: Propagação da trinca nos corpos de prova 3 (a) e 4 (b). Microscópio óptico. ....	59
4.3.3: Fratura acompanha a morfologia da ferrita. Microscópio óptico.....	60
4.3.4: Diversas mudanças de direção na propagação das trincas do corpo de prova 1. Microscópio eletrônico de varredura. ....	61
4.3.5: Superfície de fratura do corpo de prova 2. Microscópio eletrônico de varredura. ....	62
4.3.6: Superfície de fratura do corpo de prova 3 (raiz). Microscópio eletrônico de varredura. ....	63
4.3.7: Superfície de fratura do corpo de prova 3 (face). Microscópio eletrônico de varredura. ....	63
4.3.8: as regiões austeníticas possuem dimples em sua microestrutura, e regiões que apresentam ferrita clivam. Microscópio eletrônico de varredura.....	64
4.3.9: inclusões no corpo de prova 5 Microscópio eletrônico de varredura.....	65
A.1: expansão lateral em função da energia absorvida nas regiões dos passes de solda da face e da raiz para o corpo de prova 1. ....	72
A.2: Expansão lateral em função da energia absorvida nas regiões dos passes de solda da face e da raiz para o corpo de prova 2.....	73

A.3: Expansão lateral em função da energia absorvida nas regiões dos passes de solda da face e da raiz para o corpo de prova 3. ....	73
A.4: Expansão lateral em função da energia absorvida nas regiões dos passes de solda da face e da raiz para o corpo de prova 4. ....	74
A.5: Expansão lateral em função da energia absorvida para os quatro corpos de prova nas regiões dos passes de solda da raiz. ....	74
A.6: Expansão lateral em função da energia absorvida para os quatro corpos de prova nas regiões dos passes de solda da face.....	75



## Índice de Tabelas

2.1.1: Pontos de ebulição de diferentes gases atmosféricos. Adaptado de [1].....	2
3.1.1: Composição química da chapa de aço AISI 304 utilizado na soldagem....	27
3.1.2: Composição química do arame ER 308L utilizado na soldagem.....	27
3.1.3: Composição química do fluxo neutro ME.....	28
3.2.1: Parâmetros de soldagem do corpo de prova 1.....	29
3.2.2: Parâmetros de soldagem do corpo de prova 2.....	30
3.2.3: Parâmetros de soldagem do corpo de prova 3.....	31
3.2.4: Parâmetros de soldagem do corpo de prova 4.....	32
4.1.1: Concentração de diversos elementos no corpo de prova 1.....	35
4.1.2: Concentração de diversos elementos no corpo de prova 2.....	36
4.1.3: Concentração de diversos elementos no corpo de prova 3.....	36
4.1.4: Concentração de diversos elementos no corpo de prova 4.....	37
4.1.5: Teores de $Ni_{eq}$ e $Cr_{eq}$ para os corpos de prova 1, 2, 3 e 4.....	37
Tabela 4.1.6: Diluição dos corpos de prova de 1 a 4 com base no $Ni_{eq}$ e no $Cr_{eq}$ .....	38
4.1.7: Teores de diversos elementos nos metais depositados dos corpos de prova 1, 2, 3 e 4.....	39
4.1.8: Valores de $Cr_{eq}$ , $Ni_{eq}$ e $Cr_{eq}/Ni_{eq}$ para os metais de adição dos corpos de prova de 1 a 4.....	39
4.2.1: Fração volumétrica de ferrita nas juntas dos corpos de prova 1, 2, 3 e 4..	42
4.2.2: Relações $Cr_{eq}/Ni_{eq}$ e morfologias de ferrita previstas para os corpos de prova de 1 a 4.....	49
4.2.3: Elementos nas microestruturas das diferentes regiões da zona fundida do corpo de prova 4.....	51
4.2.4: Níquel e cromo equivalentes para as duas regiões de morfologias distintas na zona fundida do corpo de prova 4.....	51
4.3.1: Dados dos ensaios de dobramento transversal para os corpos de prova 1 a 4.....	52
4.3.2: Dados dos ensaios de tração para os corpos de prova 1 a 4.....	53

4.3.3: Resultados dos ensaios Charpy V a -100°C.....	54
4.3.4: Comparação estatística entre as energias absorvidas e expansões laterais médias entre as soldas realizadas com correntes iguais.....	56
4.3.5: Comparação estatística entre as energias absorvidas e expansões laterais médias entre as soldas realizadas com correntes iguais.....	57
4.3.6: Resultados da análise por EDS de inclusões no corpo de prova 3.....	66
4.3.7: Raios médios dos dimples para os corpos de prova de 1 a 4.....	67
A.1: Valores de $Z_{calc}$ e $Z_{crit}$ na comparação entre as médias de energias absorvidas na superfície e na raiz.....	71
A.2: Valores de $Z_{calc}$ e $Z_{crit}$ na comparação entre as médias de energias absorvidas para mesmos tipos de corrente.....	71
A.3: Valores de $Z_{calc}$ e $Z_{crit}$ na comparação entre as médias de energias absorvidas para mesmos tipos de fluxo.....	71

### Lista de símbolos

A	Ampère
$C_{req}$	Cromo equivalente
E	Energia térmica média
eV	Elétron-Volt
$G_v$	Energia livre por unidade de volume
J	Joule
K	Kelvin
$k_B$	Constante de Boltzmann
$K_{Ic}$	Resistência à fratura
mm	Milímetro
MPa	Mega Pascal
$Ni_{eq}$	Níquel equivalente
° C	Graus Celsius
$r^*$	Raio crítico
T	Temperatura
$T_s$	Temperatura de solidificação
Z	Área sob a curva normal padronizada

$Z_{\text{calc}}$	Área calculada sob a curva normal padronizada
$\sigma^2$	Desvio padrão
$\sigma_y$	Limite de escoamento
$\gamma_{\text{SL}}$	Energia da superfície da interface sólido/líquido

## Sumário

Ficha catalográfica.....	2
Agradecimentos.....	3
Resumo .....	4
Índice de figuras .....	6
Índice de Tabelas .....	9
Lista de símbolos.....	11
1. Objetivos.....	1
2. Revisão bibliográfica.....	2
2.1 Criogenia.....	2
2.1.1 Introdução.....	2
2.1.2 Aplicações .....	3
2.2 Aços inoxidáveis austeníticos.....	4
2.2.1 Introdução.....	4
2.2.2 Propriedades .....	4
2.2.3 Soldagem de aços inoxidáveis austeníticos .....	7
2.3 Soldagem por arco submerso .....	12
2.3.1 Histórico.....	12
2.3.2 Processo.....	12
2.3.3 Equipamentos.....	15
2.3.4 Parâmetros do processo.....	17
2.3.5 Solidificação da poça de fusão .....	20
3. Materiais e métodos.....	27
3.1 Materiais empregados.....	27

3.2	Parâmetros de soldagem .....	28
3.3	Ensaio realizado na junta soldada .....	33
3.3.1	Composição química.....	33
3.3.2	Caracterização metalográfica.....	33
3.3.3	Propriedades mecânicas.....	33
3.4	Análise estatística.....	34
4.	Resultados e discussão.....	35
4.1	Composição química.....	35
4.2	Caracterização metalográfica.....	40
4.2.1	Macrografias dos cordões de solda.....	40
4.2.2	Medida do fração volumétrica de ferrita .....	41
4.2.3	Micrografias dos cordões de solda.....	46
4.3	Propriedades mecânicas.....	51
4.3.1	Ensaio de dobramento lateral da junta soldada .....	51
4.3.2	Ensaio de tração da junta soldada .....	52
4.3.3	Ensaio de impacto (Charpy V) de regiões da junta soldada.....	54
6.	Referências.....	69
ANEXO A – Resultados estatísticos dos ensaios Charpy .....		71
ANEXO B – Relação entre expansão lateral e energia absorvida nos ensaios Charpy .....		72

## **1. Objetivos**

Verificar as diferenças nas propriedades mecânicas a baixas temperaturas e nas microestruturas de um aço inoxidável AISI 304 decorrentes das alterações nos parâmetros da soldagem por arco submerso, utilizando-se dois fluxos e dois tipos de corrente distintos: fluxo neutro e fluxo auto-compensante em cromo; corrente contínua e corrente alternada de onda quadrada.

## 2. Revisão bibliográfica

### 2.1 Criogenia

#### 2.1.1 Introdução

Criogenia pode ser definida como a ciência e tecnologia de temperaturas abaixo de 120 K, ou como a ramificação da física que estuda a produção de temperaturas muito baixas e seus efeitos. A temperatura limite é de 120 K, pois esta inclui os pontos de ebulição normais dos principais gases atmosféricos (conforme a tabela 2.1.1), bem como o metano (principal componente do gás natural) [1].

Tabela 2.1.1: Pontos de ebulição de diferentes gases atmosféricos. Adaptado de [1].

<b>Gás</b>	<b>Ponto de ebulição normal (K)</b>
Metano	111,6
Oxigênio	90,2
Argônio	87,3
Nitrogênio	77,3
Neon	27,1
Hidrogênio	20,4
Hélio	4,2

Através da equação (1) desenvolvida por Boltzmann, que relaciona a energia térmica média  $E$  de uma partícula em um sistema em equilíbrio à temperatura  $T$  e a uma constante  $k_B = 1,38 \cdot 10^{-23} \text{ J/K}$ , nota-se que uma temperatura de 1 K equivale a uma energia térmica de  $10^{-4} \text{ eV}$  ou  $10^{-23} \text{ J}$  por partícula. Desta forma, uma temperatura é baixa para um dado processo físico quando  $k_B \cdot T$  é baixo em relação à energia característica do processo considerado. Assim, temperaturas criogênicas



são fenômenos com baixa energia característica e permitem sua aplicação quando significativamente menor que a energia característica do fenômeno de interesse.

$$E \sim k_B.T \quad (1)$$

Segundo [2], a criogenia surgiu na busca da liquefação dos gases da atmosfera ditos até então incondensáveis. Em 1877, L. Cailletet e R. Pictet realizaram a primeira liquefação de ar, e em 1883, K. Olszewski e S. Wroblewski separaram o oxigênio do nitrogênio. O surgimento da criogenia propriamente dita ocorreu apenas no ano de 1908, quando H. Kamrelingh Onnes realizou a primeira liquefação de hélio. A partir de então teve início o estudo de condensados a baixas temperaturas, levando ao descobrimento de fenômenos tais como a supercondutividade (novamente por Onnes, em 1911) e os superfluidos (W. H. Keesom, em 1928). Tais fenômenos só foram explicados pela mecânica quântica na segunda metade do século XX. Por mais que o potencial de aplicação destes fenômenos tenha sido rapidamente identificado, apenas no início da década de 1960 que a supercondutividade e a superfluidez se tornaram técnicas industriais.

### **2.1.2 Aplicações**

Uma grande utilização da criogenia é na densificação, liquefação e separação por destilação de gases e misturas gasosas, tais como oxigênio e nitrogênio utilizados em processos químicos e metalúrgicos, bem como propulsores líquidos de foguetes e na possível utilização de hidrogênio como combustível.

Conforme exposto anteriormente, a supercondutividade só foi possível com a criogenia. Na indústria, a supercondutividade tem sua aplicação em sistemas de ressonância magnética nuclear, equipamentos de fusão por confinamento magnético e aceleradores de partículas de alta energia. Atualmente estão em desenvolvimento os supercondutores de alta temperatura, que eventualmente substituirão os supercondutores atuais em alguns nichos devido a sua maior facilidade de operação, uma vez que estes operam à temperatura de nitrogênio líquido (63 K),

enquanto os materiais atuais requerem criogenia de baixa temperatura (em geral 20 K ou hélio liquefeito).

Temperaturas criogênicas também têm aplicação na preservação de células biológicas, uma vez que a cinética das reações químicas varia exponencialmente na equação de Arrhenius. Desta forma, a cinética pode ser efetivamente bloqueada quando a temperatura absoluta se torna menor que sua energia de ativação.

## **2.2 Aços inoxidáveis austeníticos**

### **2.2.1 Introdução**

Segundo [3], os aços inoxidáveis austeníticos consistem em, principalmente, ligas Fe-Cr-Ni contendo entre 16 e 30% de Cr, 6 e 26% de Ni e menos de 0,3% de C. Representam o maior e mais utilizado grupo entre os aços inoxidáveis, sendo o aço AISI 304 o mais comum. Apresentam baixo limite de escoamento e elevados limite de resistência e ductilidade à temperatura ambiente, sendo, em geral, os materiais de melhor soldabilidade e resistência à corrosão entre os aços inoxidáveis.

A série de aços inoxidáveis 300 é amplamente utilizada nas indústrias energética, petroquímica e nuclear para componentes tais como vasos de pressão, tubos de caldeiras e tubulações de vapor [4]. Nestas aplicações, os aços soldados operam a temperaturas acima da ambiente. Os aços inoxidáveis austeníticos também são largamente utilizados à temperatura ambiente ou abaixo dela. Nestes casos, suas propriedades mecânicas e resistência à corrosão usualmente são de interesse.

### **2.2.2 Propriedades**

Os aços inoxidáveis austeníticos são recomendados em aplicações criogênicas, pois sua transição dúctil-frágil é irrisória a temperaturas maiores que  $-269^{\circ}\text{C}$  [5]. Esta transição em aços ferríticos e martensíticos ocorre alguns graus Celsius abaixo de zero, por isso na soldagem de aços inoxidáveis para aplicações criogênicas a

formação de ferrita pode reduzir sua resistência, além de levar à formação de martensita durante o resfriamento. Isto ocorre porque a formação de martensita nucleia em regiões onde a microestrutura seja similar a sua própria, e tanto a martensita quanto a ferrita apresentam estrutura cúbica de corpo centrado.

De acordo com [6], o efeito da temperatura na energia necessária para fraturar o material está relacionado, em aços ferríticos, a uma alteração no mecanismo de fratura microscópica, que se dá por clivagem em baixas temperaturas e lhe dá o caráter frágil. Na clivagem, a fratura ocorre ao longo de planos cristalográficos de diversos grãos e tem morfologia similar a um rio, pois ao mudar de direção devido a um contorno de grão de alto ângulo, ocorre mudança na orientação do plano de clivagem.

Para aplicações estruturais, é necessária uma combinação adequada entre a resistência à fratura ( $K_{Ic}$ ) e limite de escoamento ( $\sigma_y$ ). No entanto, estas propriedades são inversamente proporcionais a qualquer temperatura. Para materiais em aço inoxidável austenítico, a resistência à fratura diminui monotonamente em relação ao limite de escoamento. Nos aços 304, a resistência à fratura varia em função do limite de escoamento de acordo com:

$$K_{Ic} = 500 - 0,3 \cdot \sigma_y \quad (2)$$

onde  $K_{Ic}$  é a resistência à fratura em  $\text{MPa} \cdot \text{m}^{0,5}$  e  $\sigma_y$  é o limite de escoamento em MPa [7].

À temperatura não severa, aços inoxidáveis tendem a falhar exclusivamente por um mecanismo de ruptura em que micro-vazios nucleiam em inclusões e partículas de ferrita [4]. Através deste mecanismo, os micro-vazios crescem e chegam à eventual coalescência, ou seja, juntam-se a micro-vazios vizinhos. Conseqüentemente, a resistência à fratura média é controlada pela densidade e morfologia das partículas de segunda fase. Devido à ferrita ser dúctil às temperaturas elevadas e na temperatura ambiente, sua fração volumétrica e sua morfologia não controlam o mecanismo de fratura, mas sim a densidade de inclusões. No entanto, a temperaturas criogênicas a ferrita é frágil e pode levar à redução na resistência à fratura da solda.

A capacidade de um material absorver energia de impacto antes de sofrer fratura frágil pode ser medida através do ensaio Charpy. No esquema da figura 2.2.1, o pêndulo  $W$  parte da altura inicial  $h_1$  e atinge o corpo de prova na posição  $C$ . Após a quebra da amostra, o pêndulo atinge uma altura máxima  $h_2$  a qual é registrada na escala  $D$ . através da máxima altura que o pêndulo atinge após quebrar a amostra através da leitura na escala.

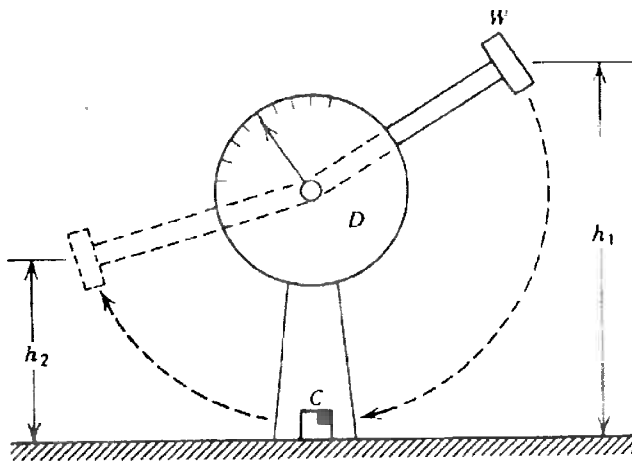


Figura 2.2.1: No ensaio Charpy, um corpo de prova em  $C$  é atingido por um pêndulo  $W$  que é solto de uma altura  $h_1$  e atinge a altura final  $h_2$ , marcada na escala  $D$  [6].

No ensaio Charpy, o corpo de prova possui um entalhe e sofre uma alta taxa de deformação, pois o material deve absorver o impacto de um pêndulo e é testado em uma faixa de diferentes temperaturas [6]. O corpo de prova pode ter diferentes tipos e dimensões dos entalhes, de acordo com a norma ASTM E23 [8], como se observa na figura 2.2.2.

Todas as dimensões em mm

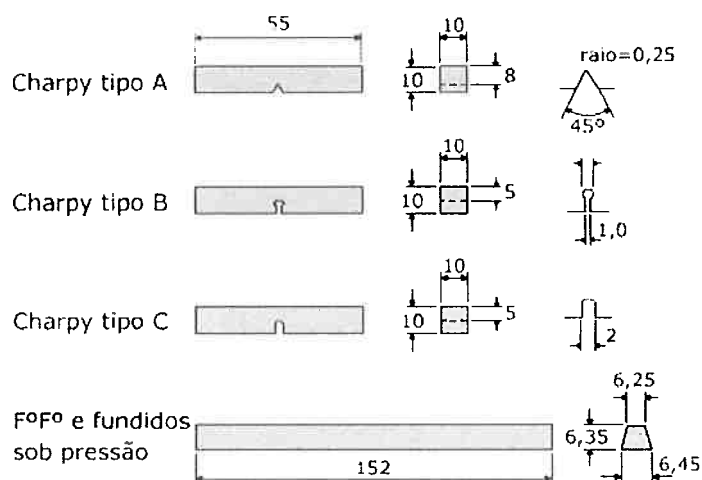


Figura 2.2.2: Dimensões para os corpos de prova para ensaio Charpy de acordo com a norma ASTM E23 [8].

Na figura 2.2.3 se observa que, conforme a temperatura em que o material é ensaiado diminui, menor é a energia absorvida pelo corpo de prova. Através destas medições é possível estimar em qual temperatura ocorre a transição frágil-dútil do material em análise.

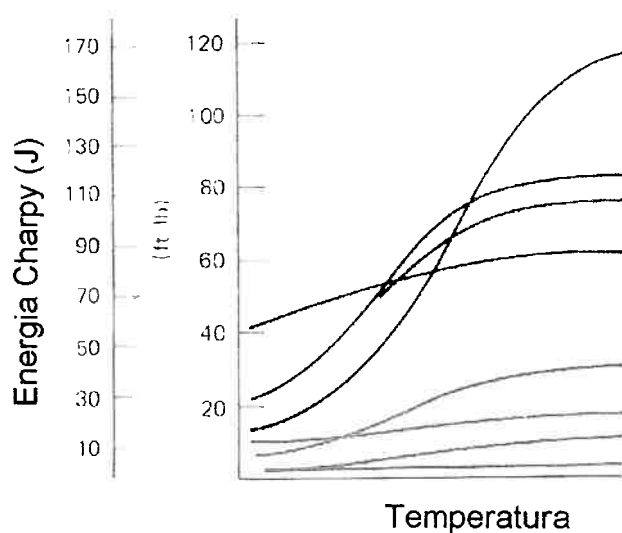


Figura 2.2.3: Variação de resultados no ensaio Charpy para diferentes temperaturas em diversos materiais metálicos. Adaptado de [6].

## 2.2.3 Soldagem de aços inoxidáveis austeníticos

Os processos mais utilizados para a soldagem de aços inoxidáveis são SMAW (Shielded Metal Arc Welding – eletrodo revestido), GTAW (Gas Tungsten Arc Welding - TIG) e GMAW (Gas Metal Arc Welding – MIG/MAG), sendo a soldagem por SMAW utilizada para serviços em geral (particularmente no campo e em diferentes posições), por GTAW na soldagem de peças de menor espessura, e por GMAW para juntas mais espessas (apresentando maior produtividade) [3].

Segundo [3], a soldagem de aços inoxidáveis necessita de limpeza a fim de minimizar contaminações as quais podem reduzir sua resistência à corrosão. Também se deve ter cuidados com a forma do cordão, pois irregularidades na superfície podem acumular sujeira e iniciar corrosão. Algumas diferenças nas propriedades físicas entre aços comuns e inoxidáveis também devem ser levadas em conta durante a soldagem:

- Menor temperatura de fusão;
- Menor condutividade térmica;
- Maior coeficiente de expansão térmica;
- Maior resistência elétrica.

Aços inoxidáveis austeníticos são relativamente simples de se soldar, exceto aços com adição de enxofre (para melhorar usinabilidade). Os aços austeníticos apresentam coeficiente de expansão térmica cerca de 45% maior, maior resistência elétrica e menor condutividade térmica que aços doces. Caso o teor de carbono seja maior que 0,06%, pode ocorrer a precipitação de carbonetos nos contornos de grão da zona afetada pelo calor durante o ciclo térmico da soldagem, prejudicando assim sua resistência à corrosão. Para minimizar este efeito, recomenda-se que a soldagem seja realizada com maior velocidade de deslocamento.

Devido sua menor temperatura de fusão e condutividade térmica, os aços inoxidáveis austeníticos geralmente utilizam uma corrente de soldagem menor que a utilizada para aços doces. Seu maior coeficiente de expansão térmica os torna susceptíveis a distorções durante a soldagem, sendo necessárias técnicas para

minimizá-las. Por exemplo, utilizam-se dispositivos de fixação e ponteamto cuidadoso na soldagem de chapas finas. Para aplicações criogênicas, em que é necessária uma estrutura completamente austenítica na região da solda, deve-se utilizar eletrodos com baixos teores de enxofre e fósforo e elevada relação Mn/S, além de procurar minimizar as tensões na solda.

As dificuldades encontradas na soldagem de aços inoxidáveis são oriundas de reações de micro constituintes dos aços à temperatura de soldagem, ou de interações entre os aços e ligas dissimilares. A fim de eliminar a diluição, é necessário utilizar uma baixa energia de soldagem durante o primeiro passo de soldagem. Isto pode ser realizado com um eletrodo de diâmetro pequeno a uma corrente mais baixa e uma tensão mais alta. Também podem ser utilizados metais de adição que fornecem maior quantidade de elementos de liga, a fim de compensar possíveis diluições.

Em aços inoxidáveis austeníticos, como o AISI 304, a resistência à corrosão da zona afetada pelo calor de uma solda pode ser seriamente reduzida pela precipitação de partículas de carbeto de cromo ao longo dos contornos de grãos, que resulta em sua sensitização. A depleção em cromo na região adjacente aos contornos de grãos reduz a resistência à corrosão da matriz devido ao cromo precipitado na forma de carbeto[9].

De acordo com [4], um dos requisitos das soldas para a maioria dos aços inoxidáveis austeníticos é que haja ferrita suficiente em sua microestrutura para prevenir qualquer tendência a trincas durante a solidificação. Desta forma, áreas susceptíveis a trincas contendo enxofre e fósforo, conhecidos por estarem associados a problemas de trincas, podem dissolver em ferrita ao invés de precipitar na austenita. Além disso, a ausência de ferrita pode causar trincas por solidificação longitudinal no metal de adição. No entanto, altas concentrações de ferrita em aços inoxidáveis austeníticos podem levar a uma redução em sua trabalhabilidade a quente, e assim, em sua ductilidade. A fim de se balancear as vantagens e desvantagens da presença de ferrita- $\delta$ , normalmente se especifica que o fração volumétrica de ferrita- $\delta$  na microestrutura varie entre 5 a 10%.

Segundo [4], estudos anteriores mostraram que se aumentando o número de passes na soldagem por arco submerso em aço inoxidável 316L levou à deterioração da ductilidade e resistência ao impacto no metal da solda atribuída às alterações morfológicas causadas pelo reaquecimento e resfriamento de passes subseqüentes.

As soldas nos aços inoxidáveis austeníticos também tendem a falhar por um mecanismo de fratura frágil decorrente da formação e crescimento de vazios que eventualmente formam a superfície da fratura. A resistência das soldas deve, portanto, ser aumentada caso outras fases como ferrita, carbeto de cromo e inclusões sejam reduzidas ou eliminadas [6].

A fim de se prever a microestrutura da solda e possíveis problemas, pode-se utilizar diagramas empíricos como o Diagrama de Schaeffler (figura 2.2.4) a partir da composição química do metal em questão, expressa em função dos teores equivalente de cromo ( $Cr_{eq}$ ) e de níquel ( $Ni_{eq}$ ).

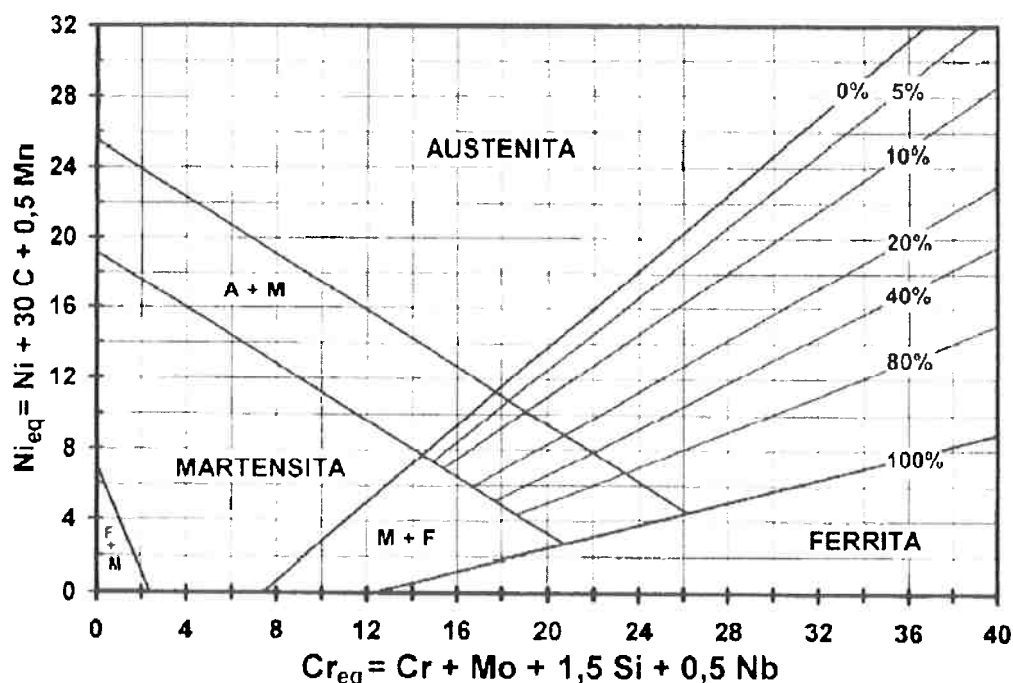


Figura 2.2.4: Diagrama de Schaeffler [3].



O diagrama de Schaeffler adaptado para soldagem na figura 2.2.5 está dividido em regiões as quais representam problemas na soldagem de aços inoxidáveis:

1. Estrutura totalmente austenítica na solidificação, com elevada sensibilidade à formação de trincas durante a solidificação ou perda de ductilidade acima de 1250°C;
2. Altos teores de liga, que acarretam formação de fases intermetálicas após aquecimento entre 450°C e 900°C, levando à fragilização;
3. Estrutura ferrítica, a qual apresenta grande crescimento de grão na zona afetada pelo calor e zona fundida, levando à fragilização;
4. Formação de martensita na zona afetada pelo calor e zona fundida devido a elevada temperabilidade, levando à fragilização e fissuração pelo hidrogênio e formação de martensita.

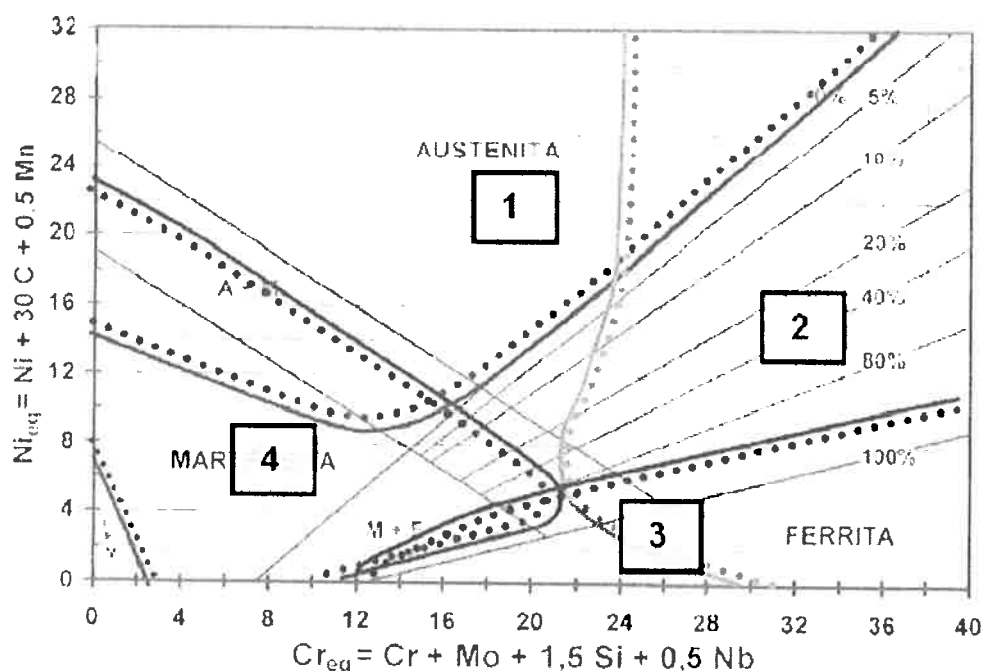


Figura 2.2.5: Diagrama de Schaeffler dividido em diferentes regiões problemáticas durante a soldagem de aços inoxidáveis: formação de trincas de solidificação ou por perda de ductilidade acima de 1250°C (1), fragilização por formação de fases intermetálicas após aquecimento entre cerca de 450°C e 900°C (2), fragilização por crescimento de grão (3), fragilização e fissuração por formação de martensita (4) [3].

Observa-se, na região central do diagrama, uma área a qual não é atingida por nenhum dos quatro problemas citados anteriormente. Desta forma, procura-se utilizar consumíveis que levem a esta região do diagrama após sua diluição com o metal de base.

## **2.3 Soldagem por arco submerso**

### **2.3.1 Histórico**

De acordo com [10], a utilização de um fluxo granulado juntamente com um arame eletrodo de alimentação contínua teve início em 1935 na fabricação de tubos e navios. Entre 1939 e 1945, ocorreu a automatização do processo, intensificando assim seu uso. Isto permitiu a rápida construção de equipamentos pesados durante a II Guerra Mundial, sobretudo navios. Desta forma o processo se consolidou, e os principais desenvolvimentos realizados estão relacionados aos fluxos e equipamentos utilizados.

A utilização de múltiplos arames na soldagem por arco submerso tem uma de suas primeiras referências datada 1954 [4]. No início da década de 1980, Ratzsch desenvolveu o processo no qual se utiliza dois arames para a soldagem por arco submerso de lado único.

No Brasil, o processo é utilizado principalmente na indústria de equipamentos metálicos tais como tubos, navios, perfis, plataformas marítimas, trocadores de calor e equipamentos pesados, assim como na recuperação de peças como cilindros de laminação e peças rodantes de tratores [10].

### **2.3.2 Processo**

Na soldagem por arco submerso o arco elétrico é estabelecido entre o arame-eletrodo e o metal a ser soldado. O arco se estabelece submerso em uma camada de fluxo, desta forma a soldagem ocorre sem a produção de faíscas, luminosidades

e respingos. Conseqüentemente, o processo possui elevado rendimento metalúrgico.

Os fluxos utilizados são projetados para suportar as elevadas correntes de soldagem usadas no processo. Sua função é de proteger a poça de solda contra os gases da atmosfera (oxigênio e nitrogênio) e atuar como desoxidante (limpando o metal de solda e podendo modificar a composição química do metal de solda). Os fluxos podem ser divididos em:

- Aglomerados: constituídos de compostos minerais finamente moídos, a estes é adicionado um agente aglomerante, como o silicato de sódio ou de potássio;
- Fundidos: constituídos dos mesmos compostos minerais dos fluxos aglomerados, mas com os ingredientes fundidos em forno para formar um “vidro metálico”, o qual é depois reduzido a partículas granulares com as dimensões requeridas para assegurar as características necessárias à soldagem.

Os eletrodos utilizados na soldagem por arco submerso são fabricados por trefilação e possuem faixas de composições químicas especificadas. São em geral cobreados a fim de evitar oxidação em sua superfície durante o armazenamento.

Durante o processo de soldagem, o calor produzido pelo arco elétrico funde parte do fluxo e a ponta do eletrodo. Desta forma, a zona de soldagem fica protegida pelo fluxo escorificante (fundido) e também por uma camada de fluxo não fundido. O fluxo, na forma de grânulos, atua como fundente, além de proteger o metal de solda contra contaminações e atuar como isolante térmico, concentrando o calor na parte sólida. Ao se deslocar o eletrodo ao longo da junta, o fluxo fundido na forma de escória sobrenada e se separa do metal de solda. O metal de solda, o qual possui um ponto de fusão superior ao da escória, solidifica-se enquanto a escória permanece líquida. Desta forma, a escória protege o metal de solda recém solidificado do oxigênio e do nitrogênio provenientes da atmosfera. Após a solidificação da escória, remove-se esta e o fluxo não fundido. O esquema do processo se encontra na figura 2.3.1.

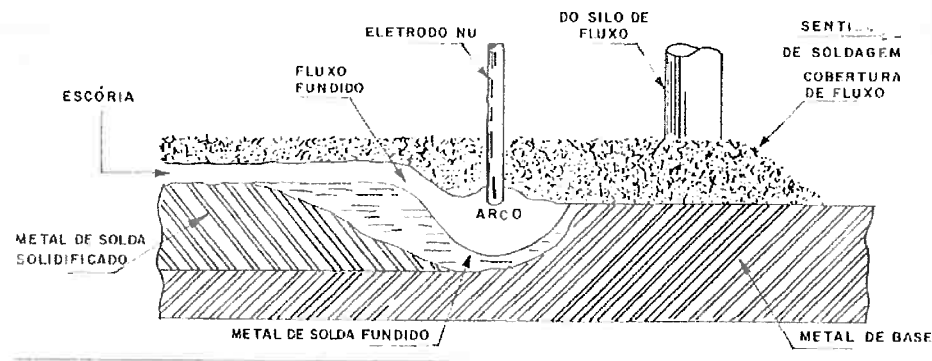


Figura 2.3.1: Soldagem por arco submerso [10].

A soldagem por arco submerso pode ser semi ou totalmente automática. Em ambas o eletrodo é alimentado de um rolo até a pistola ou cabeçote de soldagem. Na figura 2.3.2 pode-se notar que o equipamento utilizado possui capacidade para até dois rolos simultâneos. O fluxo é alimentado por gravidade, caindo à frente do eletrodo ou concentricamente a ele. Desta forma, o fluxo e o eletrodo podem ser alterados a qualquer momento, diferentemente de outros processos com eletrodos revestidos. Além disso, o processo permite o uso de uma ampla faixa de intensidade de corrente, tensão e velocidade de avanço.

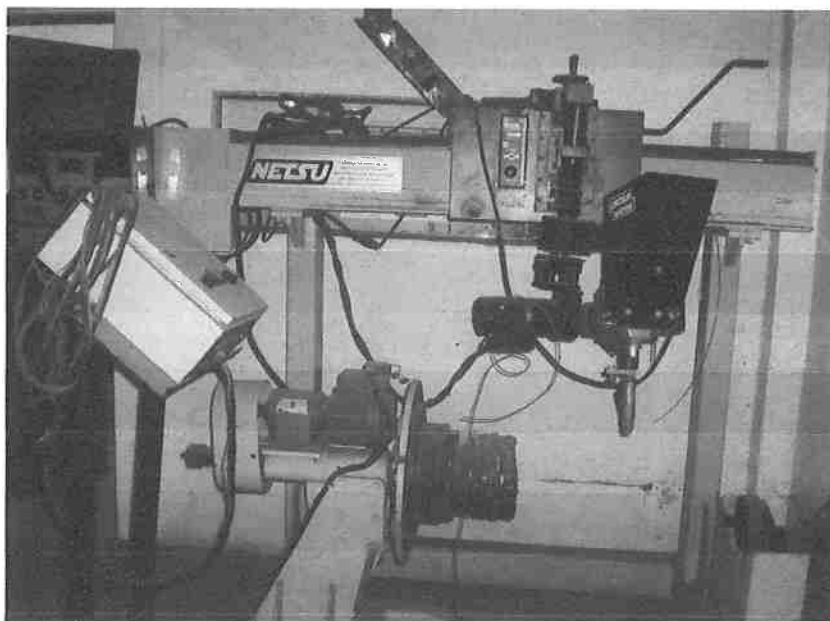


Figura 2.3.2: Equipamento utilizado na soldagem dos corpos de prova.

O processo pode ser realizado com corrente de elevadas intensidades (acima de 2000 A) e altas densidades de corrente (de 60 a 100 A/mm<sup>2</sup>). Desta forma, há elevada taxa de deposição, tornando o processo econômico e rápido. Em geral, o tempo médio gasto pelo processo é de um terço em relação à soldagem por eletrodos revestidos.

Sua maior desvantagem é, no entanto, o processo ser obrigatoriamente realizado na posição plana ou horizontal, pois a camada de fluxo sobre a poça é sustentada pela ação da gravidade.

### 2.3.3 Equipamentos

Os componentes básicos do equipamento de soldagem por arco submerso podem ser observados esquematicamente na figura 2.3.3.

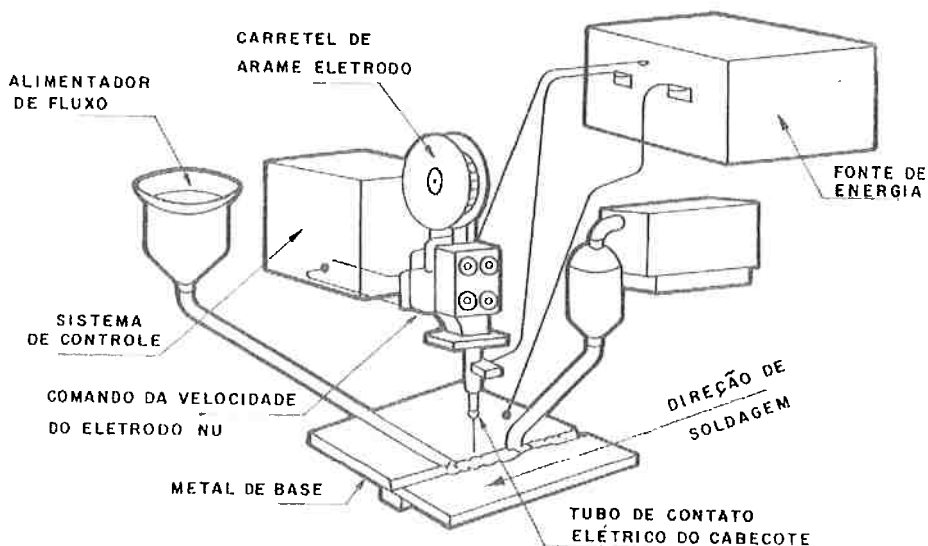


Figura 2.3.3: Esquema dos componentes básicos do equipamento de soldagem por arco submerso [10].

Para a utilização de corrente contínua na soldagem, as fontes de energia podem ser do tipo gerador ou transformador-retificador. Para corrente alternada, utiliza-se

transformador. As fontes de energia devem ter capacidade de 600 a 1500 A, sendo que fontes de menor capacidade podem ser ligadas em paralelo. Nelas, o controle pode ser:

- Tensão constante: as mais utilizadas, a tensão é pré-determinada e o sistema corrige automaticamente a velocidade de alimentação do eletrodo, mantendo desta forma a tensão constante. A intensidade de corrente é ajustada na fonte de energia.
- Corrente constante: a intensidade é pré-determinada, mantendo-se assim a velocidade de alimentação do eletrodo constante. A tensão aplicada é ajustada na fonte de energia.

O cabeçote de solda é composto por motor-redutor, rolos de compressão, guias para alimentar o eletrodo à peça a ser soldada e tubo de contato elétrico, o qual transmite a corrente ao eletrodo.

O fluxo é alimentado através de um reservatório acoplado à tocha ou cabeçote, o qual alimenta continuamente o sistema. O movimento deste se dá por duas maneiras: o cabeçote se movimenta sobre a peça a ser soldada ou a peça se move e o cabeçote permanece fixo.

Os equipamentos podem ser:

- Arco submerso semi-automático: o soldador empunha a tocha a qual conduz o eletrodo e possui um recipiente contendo o fluxo. Os controles dos parâmetros de soldagem são realizados na fonte, exceto a velocidade de avanço, a qual é determinada pelo movimento da mão do soldador;
- Arco submerso automático: o operador guia o cabeçote sobre a junta a ser soldada. Os controles se encontram em um painel, geralmente acoplado ao cabeçote;
- Arco submerso geminado: a soldagem é realizada simultaneamente por dois eletrodos nus acoplados a um mesmo cabeçote e utilizando a mesma fonte de energia. O processo é normalmente utilizado para a

execução de revestimentos devido a sua baixa diluição e pequena penetração;

- Arco submerso tandem com dois ou três eletrodos: diferentemente do arco submerso geminado, os eletrodos são acoplados em cabeçotes separados, formando assim arcos elétricos distintos ligados a fontes de energia separadas. Em geral, o 2º e o 3º eletrodos são acoplados a fontes de corrente alternada;
- Arco submerso para soldagem com fita: ideal para revestimentos, pois permite cordões de solda com até 100 mm de largura. O equipamento utiliza um cabeçote o qual conduz uma fita com 30 a 100 mm de largura como eletrodo, fornecendo devido a esta largura penetração e diluição baixas e elevada taxa de deposição.

A utilização de processos com mais de um arame leva a um aumento de produtividade através de uma maior velocidade de soldagem, bem como a uma menor adição de calor e reduzido potencial de distorção da peça [4].

#### **2.3.4 Parâmetros do processo**

A corrente elétrica determina a taxa de deposição, a profundidade de penetração da poça de solda no metal de base e a quantidade de metal de base fundido. Mantendo-se os demais parâmetros constantes, ao se elevar a corrente aumenta-se a penetração e a taxa de deposição. Deve-se salientar a importância da corrente escolhida, que deve estar dentro da faixa adequada para o diâmetro do eletrodo utilizado: uma corrente muito elevada produz um cordão muito alto e estreito, bem como a formação de mordeduras; uma corrente muito baixa produz um arco instável. Além disso, em soldas de passe simples a corrente deve proporcionar uma penetração desejada sem perfuração da junta; em soldas de passes múltiplos a corrente deve proporcionar a quantidade de enchimento desejada.

A tensão do arco influencia o formato da seção transversal do cordão e a aparência da solda. Mantendo-se os demais parâmetros constantes, o aumento da

tensão leva a: um cordão mais plano e largo; ao aumento do consumo de fluxo; a diminuição da porosidade (proveniente da oxidação ou presença de óleos não removidos); ao aumento do teor de liga oriundo do fluxo. Tensões excessivamente altas levam à formação de cordão em forma de chapéu, o qual é susceptível a trincas, dificulta a remoção da escória e, em soldas de passes múltiplos, aumentam o teor de liga do depósito e a sensibilidade à trinca.

Caso se mantenha os demais parâmetros constantes, o aumento do diâmetro do eletrodo aumenta a largura do cordão e diminui a densidade da corrente, a penetração e a taxa de deposição. Desta forma, ao se utilizar um eletrodo mais grosso, pode-se suportar mais corrente e, assim, utilizar maiores intensidades e taxas de deposição mais elevadas. O diâmetro do eletrodo nos equipamentos automáticos de soldagem por arco submerso varia, em geral, entre 2,4 a 6,4 mm.

Outro parâmetro no processo é o tipo de corrente utilizado. A corrente contínua polaridade reversa – CCPR(+) – é a mais recomendada para a maioria das aplicações na soldagem por arco submerso, pois nela uma rápida seqüência de deposição de passes ou penetração total são fatores importantes. Além disso, a CCPR(+) leva a uma redução na porosidade e melhoria do formato do cordão de solda, conforme se observa na figura 2.3.4.

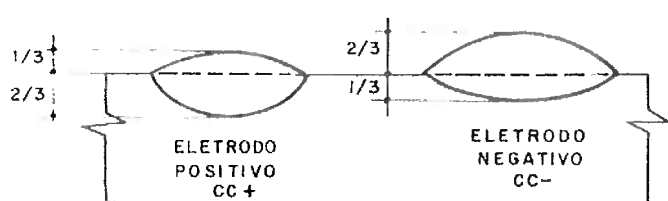


Figura 2.3.4: Cordão de solda para diferentes polaridades do eletrodo [10].

A utilização de corrente contínua polaridade direta – CCPD(-) – permite uma taxa de deposição aproximadamente 30% maior que a obtida com CCPR(+), mas com menor penetração. Devido a isto, ela é utilizada na soldagem de juntas em ângulo, onde a chapa é limpa e livre de contaminações, em soldas de revestimento (onde uma taxa de deposição elevada é vantajosa) e onde a baixa penetração é



necessária para reduzir a diluição em aços de difícil soldabilidade evitando, desta forma, a formação de trincas e poros.

O uso de corrente alternada leva a uma penetração e a uma taxa de deposição intermediária entre CCPR(+) e CCPD(-), e é recomendado para os eletrodos auxiliares na soldagem tandem e quando ocorre sopro magnético ou apagamento do arco ao se utilizar corrente contínua. Sua utilização também é recomendada para soldagens com velocidades de avanço muito baixas.

Há a soldagem com corrente alternada de onda quadrada com balanceamento variável (controle de formato de onda), que produz pulsos tanto em CCPR quanto em CCPD, com diferentes tempos em cada polaridade [11]. Esta variante é diferente da soldagem por arco submerso em corrente alternada tradicional (que possui um sinal de onda senoidal com 50% CCPR e 50% CCPD). Por ter o formato de onda quadrada os transientes que ocorrem durante a soldagem são minimizados quando comparados com o formato de onda senoidal. O período em CCPR do ciclo pré-aquece mais a chapa que o eletrodo, permitindo uma penetração mais profunda. O período em CCPD do ciclo pré-aquece mais o eletrodo que a chapa, fundindo o eletrodo mais rapidamente e aumentando a taxa de deposição [11].

Estudos comparativos entre soldagens por arco submerso tandem em CCPR, CCPD e corrente alternada com controle de formato de onda[12] indicam que na polaridade direta a produtividade aumenta dramaticamente. Isto ocorre devido à vantagem do aquecimento do eletrodo no período de CCPD e à estabilidade do arco oriunda dos controles de onda.

Outro parâmetro de soldagem é a velocidade de deslocamento da fonte de calor. A velocidade de soldagem controla o tamanho do cordão e a penetração, e está relacionada à intensidade da corrente. Para soldas de passe único, tanto a corrente quanto a velocidade devem permitir a penetração desejada; para solda de passes múltiplos, devem levar ao tamanho do cordão desejado.

Ao se manter as demais condições constantes, uma velocidade excessivamente elevada reduz o molhamento, aumentando assim a tendência a mordeduras e apagamento do arco (levando a trincas e porosidades). Uma velocidade baixa de soldagem tende a reduzir a porosidade, pois os gases têm tempo suficiente para

subir à superfície e saírem da solda ainda no estado líquido da mesma. No entanto, a soldagem com velocidade excessivamente baixa leva a cordões em forma de chapéu susceptíveis a trinca, assim como à formação de uma poça de fusão excessivamente grande em torno do arco elétrico, levando a um cordão rugoso, respingos e inclusões de escória.

A região entre o ponto de contato elétrico e a ponta do eletrodo é aquecida devido à resistência elétrica durante a passagem de corrente elétrica. Esta distância é outro parâmetro da soldagem, sendo que seu aumento leva a uma maior taxa de deposição. Usualmente esta distância está compreendida entre 20 e 35 mm.

### **2.3.5 Solidificação da poça de fusão**

Além dos parâmetros que controlam a solidificação em fundição, diversos processos físicos que ocorrem devido à interação da fonte de calor com o metal durante a soldagem controlam a microestrutura da solda [13].

Na soldagem, à medida que a fonte de calor interage com o material, as variações térmicas dão origem a três regiões distintas, conforme mostra a figura 2.3.5 a seguir:

1. Zona fundida (ZF);
2. Zona de ligação (ZDL);
3. Zona afetada pelo calor (ZAC);
4. Metal de base (MB).

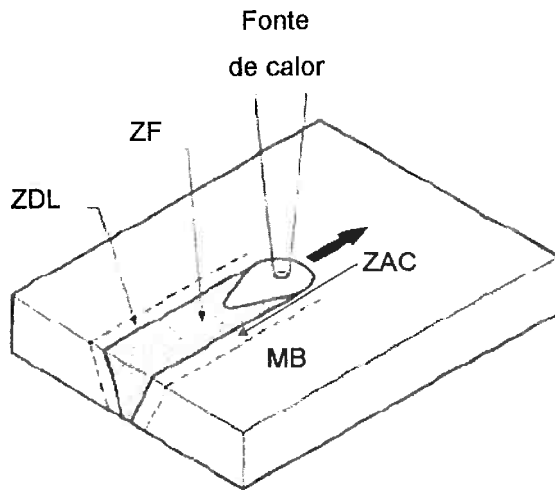


Figura 2.3.5: Regiões criadas pelos ciclos térmicos na soldagem – adaptado de [13].

A microestrutura desenvolvida na zona de fusão depende do balanço entre a energia introduzida na soldagem e a energia dissipada para a vizinhança da poça de fusão. Os princípios de solidificação controlam o tamanho e a forma dos grãos, segregação e a distribuição de inclusões e porosidades.

Nos metais, a solidificação ocorre através da formação de um núcleo o qual se forma e pode crescer ou não, dependendo de seu tamanho. Caso a nucleação ocorra no interior do líquido (sem a interferência de fatores externos), a nucleação é chamada homogênea. Se a ocorrer na presença de impurezas, inoculantes ou superfícies externas será então denominada heterogênea [10].

Ao se reduzir a temperatura do líquido, ocorre a transição do estado líquido para o sólido a uma temperatura de solidificação  $T_s$ . Quanto menor for o raio do sólido formado, menor será  $T_s$ , como se observa na figura 2.3.6. No entanto, para que a solidificação tenha início, é necessário um super-resfriamento em relação à  $T_s$ .

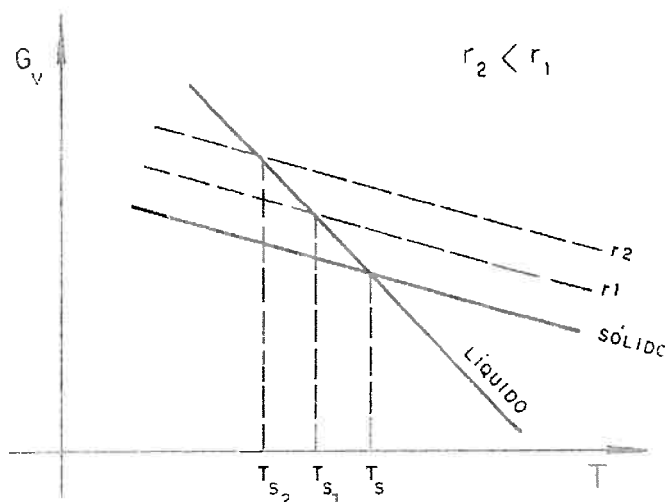


Figura 2.3.6: Energia livre por unidade de volume ( $G_v$ ) em função da temperatura ( $T$ ) para um metal puro – adaptado de [10].

A energia livre de um sistema com um dado raio  $r$  pode ser obtida através de (3):

$$\Delta G = \Delta G_v \frac{4}{3} \pi r^3 + \gamma_{SL} \pi r^2 \quad (3)$$

em que a variação de energia livre por unidade de volume  $\Delta G_v$  pode ser obtida por  $G_S - G_L$  e  $\gamma_{SL}$  é a energia da superfície da interface sólido/líquido.

O raio mínimo para que ocorra o crescimento do núcleo de solidificação é denominado raio crítico ( $r^*$ ), que pode ser obtido por:

$$r^* = - 2 \gamma_{SL} / \Delta G_v \quad (4)$$

Tendo em vista que, de acordo com a figura 3.3.6,  $\Delta G_v$  é proporcional ao super-resfriamento, a equação (4) também é válida como (5). Desta forma, quanto maior o super-resfriamento, menor será o raio necessário para que ocorra o crescimento do núcleo.

$$r^* = - 2 \gamma_{SL} / \Delta T \quad (5)$$

Para que ocorra a nucleação homogênea, é necessário que o núcleo seja resfriado lentamente até chegar a uma temperatura de aproximadamente  $0,8 T_s$ , mas na prática o super-resfriamento oscila entre  $T_s$  e  $0,98 T_s$ . Isto se deve ao fato de o início da solidificação ocorrer através da nucleação heterogênea, pois o fator

limitante para ocorrer a nucleação homogênea é a energia da interface sólido/líquido.

Por sua vez, na nucleação heterogênea o núcleo se forma sobre uma superfície pré-existente. Desta forma, a quantidade de átomos para se formar a curvatura com raio crítico é menor que na nucleação homogênea, além da parcela de energia livre ser menor. Assim, o super-resfriamento necessário tende a zero.

A interface sólido-líquido em metais costuma ser atômica e difusa. Para um mesmo super-resfriamento, ela apresenta um crescimento rápido e contínuo em relação à interface atômica e plana, mais comum na solidificação de não-metais. Nesta, o crescimento pode ser lateral (na forma de degraus), sendo necessário que a nucleação ocorra em duas dimensões. Os dois tipos de interfaces estão esquematizadas na figura 3.3.7. O super-resfriamento necessário para o crescimento é dado por:

$$\Delta T = \Delta T_G + \Delta T_\sigma + \Delta T_K \quad (6)$$

onde  $\Delta T_G$  é o super-resfriamento devido ao enriquecimento do soluto no líquido interdendrítico,  $\Delta T_\sigma$  é o super-resfriamento devido ao raio de curvatura e  $\Delta T_K$  é o super-resfriamento cinético (desprezível para metais).

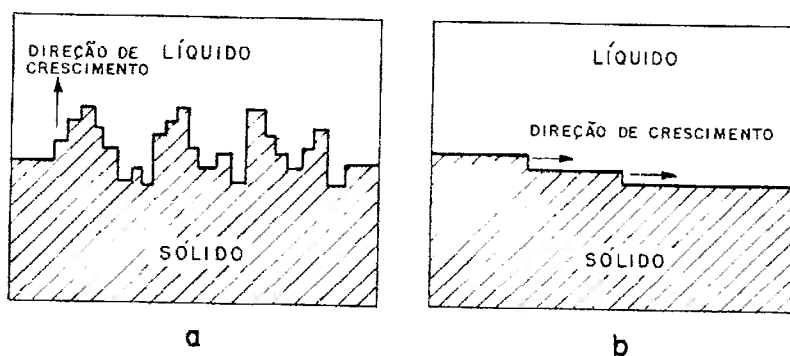


Figura 2.3.7: Interface sólido-líquido atômica e difusa (a) e atômica e plana (b) [10].

Segundo Sievert [14], nos aços inoxidáveis austeníticos, existem basicamente três modos de solidificação na soldagem: ferrita primária (F), ferrítico-austenítico

(FA) e austenita primária (A), mostrados na figura 2.3.8 (também indicada a austenítico-ferrítica (AF), variante da austenita primária).

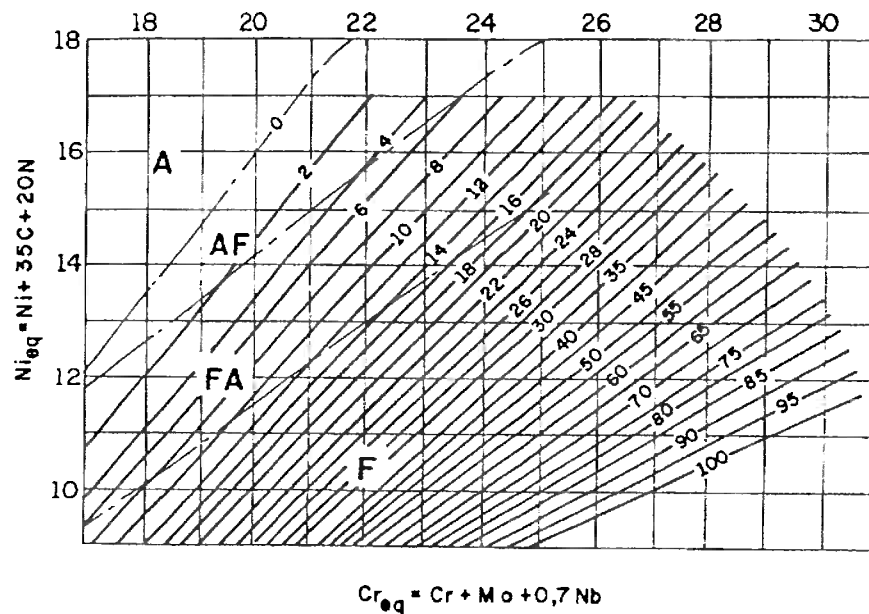


Figura 2.3.8: Tipos de solidificação na soldagem de aços inoxidáveis austeníticos em função dos teores de níquel e cromo equivalentes [14].

O efeito da composição química do aço inoxidável na morfologia da ferrita podem ser observados através da figura 2.3.9, em que ocorre a formação de austenita primária na região 1. Caso ocorra formação de ferrita, esta ocorrerá nos contornos de grão. Se a proporção Cr/Ni for suficientemente elevada para estabilizar a ferrita à temperatura ambiente, sua morfologia será semi-contínua.

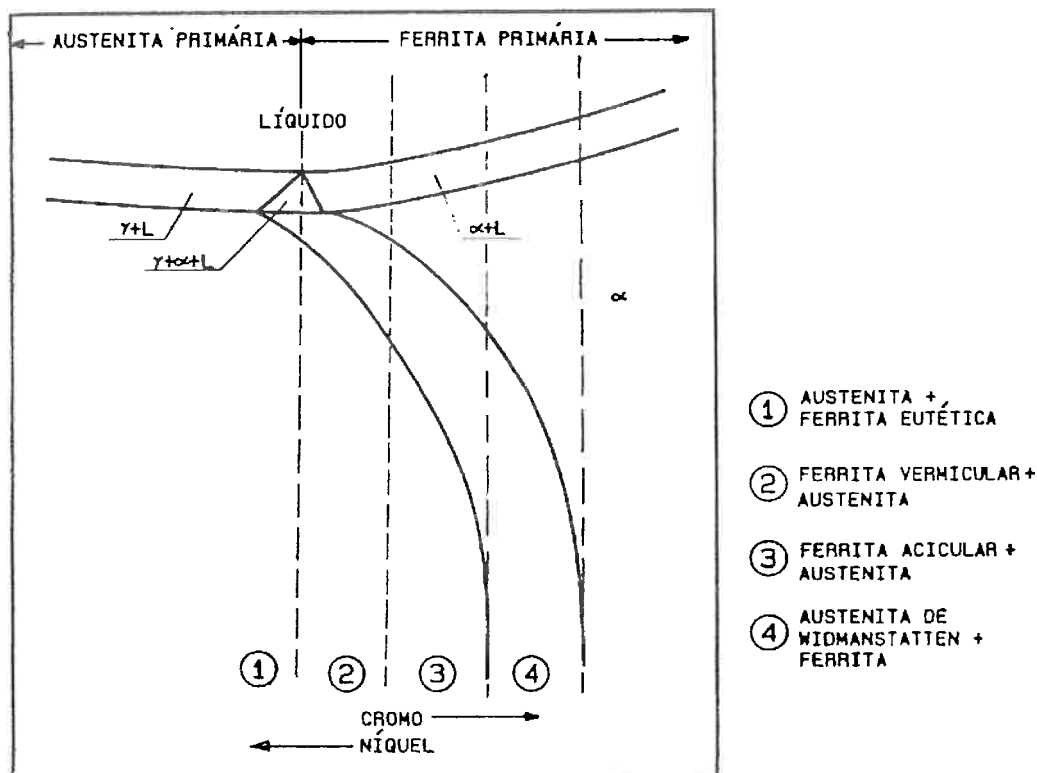


Figura 2.3.9: Efeito da composição química na morfologia da ferrita e da austenita no diagrama pseudo-binário Fe-Cr-Ni [15].

Na região 2, a solidificação tem início como ferrita primária. Durante o resfriamento no campo ferrítico + austenítico, pode ocorrer transformação de ferrita em austenita devido à alta velocidade de resfriamento no centro do cordão de solda.

Na região 3, o início da solidificação é similar ao da região 2, mas a ferrita é estável por um intervalo de tempo maior, reduzindo o gradiente de composição química no estágio transiente inicial devido à difusão ser muito mais rápida na ferrita. Durante o resfriamento, novamente ocorre a transformação de ferrita em austenita, gerando uma microestrutura contendo ferrita acicular.

Na região 4, não ocorre grande transformação de ferrita em austenita, sendo que a transformação é controlada por difusão e decomposição da ferrita em austenita de Widmanstätten. À temperatura ambiente, apresenta equilíbrio entre as quantidades de ferrita e austenita, além de apresentarem tamanho de grão maior por

permanecerem ferríticos por um intervalo de tempo maior durante o resfriamento [15].

A morfologia da ferrita também pode estar relacionada à relação  $(Cr/Ni)_{equiv}$ , da seguinte maneira[16,17]:

- $(Cr/Ni)_{equiv} < 1,48 \rightarrow$  austenita primária (modo A);
- $(Cr/Ni)_{equiv} > 1,48 \rightarrow$  ferrítica-austenítica (modo B);
- $(Cr/Ni)_{equiv} > 1,95 \rightarrow$  ferrita primária (modo C).

Esta classificação está de acordo com a classificação proposta anteriormente, sendo que o modo A corresponde à região 1, o modo B corresponde à região 2. Caso a razão entre o cromo e o níquel equivalente estiverem entre 1,95 e 2,3 o modo de solidificação C corresponde à região 3. Por outro lado, se  $(Cr/Ni)_{equiv} > 2,3$ , o modo C corresponderá à região 4. As microestruturas em função das relações  $(Cr/Ni)_{equiv}$  estão esquematizadas na figura 2.3.10.

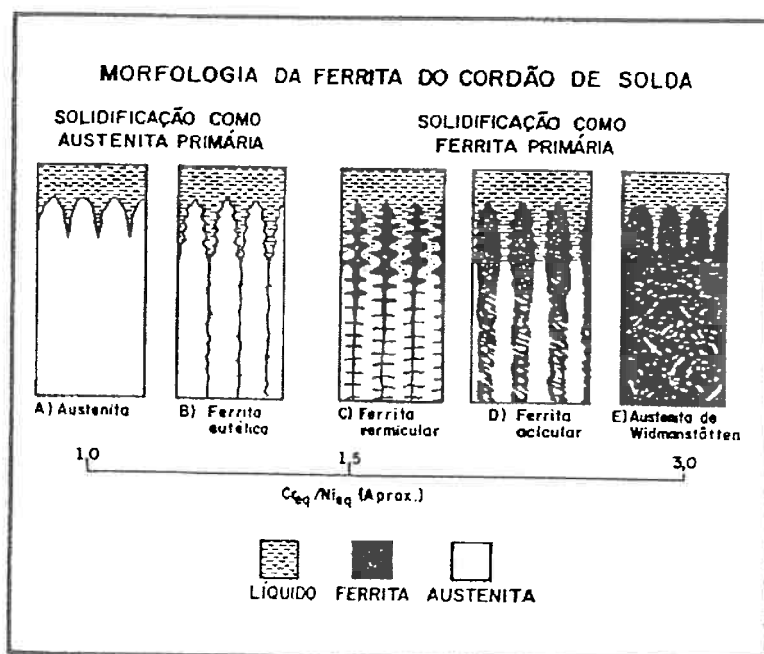


Figura 2.3.10: Microestrutura de solidificação em função da relação  $(Cr/Ni)_{equiv}$  [16,17].



### 3. Materiais e métodos

#### 3.1 Materiais empregados

Neste trabalho foi realizada a soldagem por arco submerso em quatro corpos de prova, numerados de 1 a 4. Foram soldados dois corpos de prova para a otimização dos parâmetros de soldagem. Todos tinham metal de base AISI 304 de 25 mm de espessura. A tabela 3.1.1 apresenta a composição química da chapa utilizada neste estudo.

Tabela 3.1.1: Composição química da chapa de aço AISI 304 utilizado na soldagem.

Elemento	C	Mn	Si	S	P	Ni	Cr	Mo	O <sub>2</sub>
Teor (%)	0,018	1,33	0,48	0,002	0,029	8,38	18,16	0,074	0,0039
Elemento	Cu	Nb <sup>(1)</sup>	Ti	N	Co	Al	B	V	
Teor (%)	0,096	0,013	0,0056	0,053	0,063	0,003	0,0004	0,039	

(1) Nb = Nb + Ta

Utilizou-se na soldagem um arame ER 308L segundo a norma americana AWS A5.9, a qual define os requisitos para classificação de eletrodos de aço inoxidável. O arame possuía diâmetro nominal de 3,2 mm (ou 3,25 mm reais) e composição química conforme a tabela 3.1.2.

Tabela 3.1.2: Composição química do arame ER 308L utilizado na soldagem.

Elemento	C	Mn	Si	S	P	Ni	Cr	Mo
Teor (%)	0,015	1,92	0,32	0,01	0,017	9,68	19,63	0,09
Elemento	Cu	Nb <sup>(1)</sup>	Ti	N	Co	Al	B	V
Teor (%)	0,06	0,01	0,01	0,055	0,04	0,005	0,0009	0,07

(1) Nb = Nb + Ta

Foram utilizados dois fluxos aglomerados distintos: um fluxo ligado (auto-compensante em Cr) de nome comercial DX9 para os corpos de prova 3 e 4, e o

fluxo neutro (ou seja, não adiciona elemento de liga ao metal de solda) de nome comercial ME (classificação AWS A5.23 – a qual especifica fluxos e eletrodos de baixa liga para soldagem por arco submerso – F8P0-EB2-B2 de composição química de acordo com a tabela 3.1.3) para os corpos de prova 1 e 2.

Tabela 3.1.3: Composição química do fluxo neutro ME.

Elemento	C	Mn	Si	S	P	Cu	Cr	Mo
Teor (%)	0,08	0,60	0,30	0,01	0,009	0,10	1,24	0,45

### 3.2 Parâmetros de soldagem

Todos os corpos de prova foram soldados por arco submerso na posição plana. A soldagem do corpo de prova número 1 foi realizada em corrente alternada e frequência de onda de 70 Hz. Foi realizada goivagem com lixadeira e a temperatura de pré-aquecimento foi a ambiente. Foram necessários dois passes na parte inferior do chanfro (duas camadas) e cinco passes na parte superior do chanfro (quatro camadas), conforme ilustra a figura 3.2.1. Os parâmetros de soldagem de cada passe estão descritos na tabela 3.2.1.

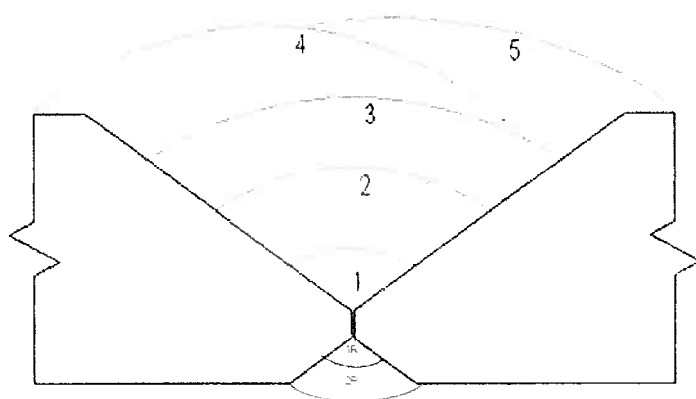


Figura 3.2.1: Passes de solda no corpo de prova 1.

Tabela 3.2.1: Parâmetros de soldagem do corpo de prova 1.

Passe	Corrente de soldagem (A)	Tensão do arco (V)	Velocidade (mm/s)	Temperatura interpasse (°C)	Energia de soldagem (kJ/mm)
1	400	29	8,08	120 < T < 140	1,4
2	480	30	8,10	120 < T < 140	1,8
3	515	31	8,08	120 < T < 140	2,0
4	535	31	7,92	120 < T < 140	2,1
5	535	31	8,33	120 < T < 140	2,0
1R	545	31	8,33	120 < T < 140	2,0
2R	550	32	7,83	120 < T < 140	2,2

Para o corpo de prova 2, realizou-se a soldagem com corrente contínua, goivagem com lixadeira e pré-aquecimento à temperatura ambiente. Foi necessário um passe de solda no chanfro inferior e cinco passes no chanfro superior (quatro camadas), conforme indica a figura 3.2.2. Os parâmetros de soldagem estão na tabela 3.2.2.

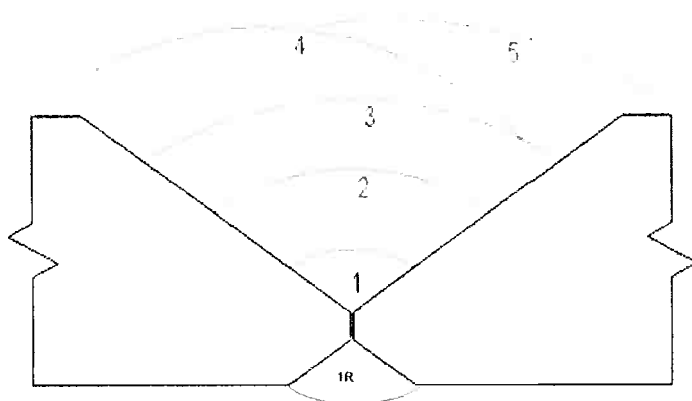


Figura 3.2.2: Passes de solda no corpo de prova 2.

Tabela 3.2.2: Parâmetros de soldagem do corpo de prova 2.

Passe	Corrente de soldagem (A)	Tensão do arco (V)	Velocidade (mm/s)	Temperatura interpasse (°C)	Energia de soldagem (kJ/mm)
1	440	29	7,83	120 < T < 140	1,6
2	540	30	7,83	120 < T < 140	2,1
3	540	31	8,00	120 < T < 140	2,1
4	540	31	8,00	120 < T < 140	2,1
5	540	31	7,83	120 < T < 140	2,1
1R	540	31	8,00	120 < T < 140	2,1

O corpo de prova 3 foi submetido à goivagem com lixadeira e pré-aquecimento à temperatura ambiente soldado em corrente contínua, sendo soldado com um passe no chanfro inferior e cinco passes no chanfro superior (quatro camadas), conforme indica a figura 3.2.3. Os parâmetros de cada passe de soldagem estão indicados na tabela 3.2.3.

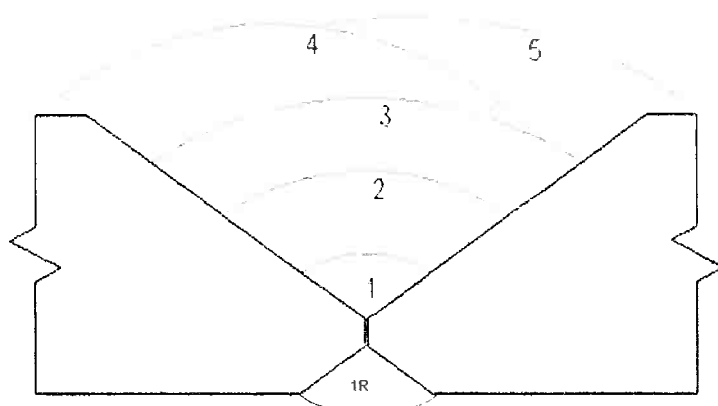


Figura 3.2.3: Passes de solda no corpo de prova 3.

Tabela 3.2.3: Parâmetros de soldagem do corpo de prova 3.

Passe	Corrente de soldagem (A)	Tensão do arco (V)	Velocidade (mm/s)	Temperatura interpasse (°C)	Energia de soldagem (kJ/mm)
1	440	29	7,83	120 < T < 140	1,6
2	540	30	7,83	120 < T < 140	2,1
3	540	31	8,00	120 < T < 140	2,1
4	540	31	8,00	120 < T < 140	2,1
5	540	31	7,83	120 < T < 140	2,1
1R	550	31	8,00	120 < T < 140	2,1

Na soldagem do corpo de prova 4 se realizou goivagem com lixadeira e pré-aquecimento à temperatura ambiente. Utilizou-se corrente alternada com frequência de onda de 70 Hz. Foram necessários dois passes (duas camadas) no chanfro inferior e cinco passes no chanfro superior (quatro camadas), conforme ilustra a figura 3.2.4. Os parâmetros de cada passe estão descritos na tabela 3.2.4.

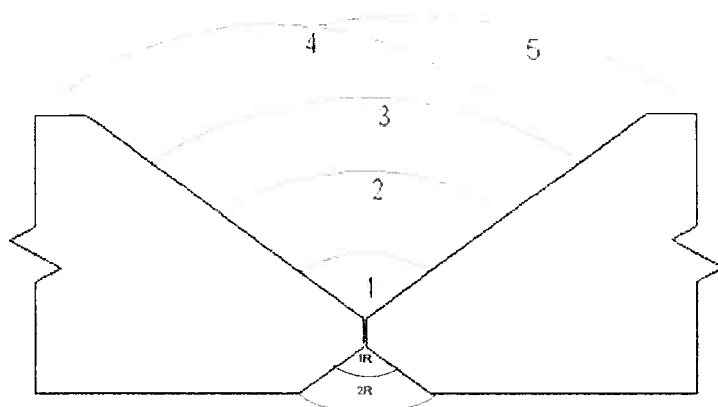


Figura 3.2.4: Passes de solda no corpo de prova 4.

Tabela 3.2.4: Parâmetros de soldagem do corpo de prova 4,

Passe	Corrente de soldagem (A)	Tensão do arco (V)	Velocidade (mm/s)	Temperatura interpasse (°C)	Energia de soldagem (kJ/mm)
1	400	29	8,17	120 < T < 140	1,4
2	480	30	8,33	120 < T < 140	1,7
3	515	31	8,33	120 < T < 140	1,9
4	535	31	8,33	120 < T < 140	2,0
5	535	31	8,08	120 < T < 140	2,1
1R	545	31	8,00	120 < T < 140	2,1
2R	550	32	8,00	120 < T < 140	2,2

### **3.3 Ensaios realizados na junta soldada**

#### **3.3.1 Composição química.**

Todos os materiais empregados tiveram suas análises químicas determinadas. Dependendo do elemento químico foram empregadas técnicas de espectroscopia ou empregando o equipamento Leco.

#### **3.3.2 Caracterização metalográfica.**

Foram realizadas macrografias das juntas soldadas, que foram fotografadas com câmera digital. Nestas amostras foram feitas medidas das frações volumétricas de ferrita, empregando-se um ferritoscópio marca Fischer, no centro da junta com espaçamentos de 4 mm entre medidas.

Todos os quatro corpos de prova foram cortados e embutidos em baquelite, seguido de polimento metalográfico. As amostras foram atacadas com ácido oxálico 10% com tensão de 6 V e tempo de 10s. Em seguida, as amostras foram fotografadas em microscópio óptico e microscópio eletrônico de varredura. Quando necessário foram realizadas micro-análises químicas por dispersão de energia.

#### **3.3.3 Propriedades mecânicas.**

Os corpos de prova foram submetidos a diversos ensaios, como:

- Tração transversal;
- Dobramento transversal;
- Impacto (Charpy V).

Os ensaios de tração transversal foram realizados de acordo com o parágrafo QW 152 da norma ASME IX, o qual determina que o limite de resistência deve ser

calculado com base na tensão última de carregamento e na área da secção transversal inicial do corpo de prova.

Os ensaios de dobramento transversal foi realizado de acordo com o parágrafo QW 162, figura QW 462.2 da norma ASME IX, no qual o corpo de prova é submetido a um carregamento que o força para dentro de uma matriz até que o mesmo seja ejetado pela parte inferior do equipamento.

Os ensaios de impacto Charpy foram realizados de acordo com a norma ASTM E23 a -100°C, utilizando-se cinco corpos-de-prova tipo A (com entalhe em V), conforme a figura 2.2.2, para a região da face do cordão de solda e para a sua raiz. Nestes corpos de prova foram medidas as expansões laterais.

Os corpos de prova fraturados no ensaio de tração e no ensaio Charpy tiveram suas superfícies de fratura observadas no microscópio eletrônico de varredura. As fraturas dos corpos-de-prova do ensaio Charpy forma embutidas e observadas no microscópio óptico, empregando-se o mesmo ataque químico citado anteriormente.

### 3.4 Análise estatística

A fim de verificar se os resultados experimentais obtidos podem ser considerados iguais ou diferentes, utilizou-se o método estatístico de comparação de duas médias através da comparação entre Z calculado ( $Z_{calc}$ ) e Z crítico ( $Z_{crit}$ ). As médias podem ser consideradas iguais caso  $Z_{calc} < Z_{crit}$  para o nível de significância em questão.  $Z_{calc}$  pode ser obtido através da equação (7):

$$Z_{calc} = \frac{\mu_1 - \mu_2}{\sqrt{\frac{\sigma_1^2}{n_1} + \frac{\sigma_2^2}{n_2}}} \quad (7)$$

Onde:  $\mu_i$  é a média da amostra,  $\sigma_i$  é o desvio padrão da amostra e  $n_i$  é a quantidade de dados da amostra.



## 4. Resultados e discussão.

### 4.1 Composição química.

Pelos resultados das análises químicas dos corpos de prova de 1 a 4 (respectivamente nas tabelas 4.1.1 a 4.1.2), foi possível obter as composições químicas dos metais de solda, de face e de raiz, bem como do metal de base, conforme ilustram as figuras 3.2.1 a 3.2.4.

Tabela 4.1.1: Concentração de diversos elementos no corpo de prova 1.

Região	% C	% Si	% S	% P	% Mn	% Ni	% Cr	% Mo
Metal de base	0,016	0,422	0,004	0,027	1,348	8,769	18,031	0,081
Face	0,023	0,480	0,006	0,021	1,841	9,344	18,912	0,092
Raiz	0,020	0,444	0,007	0,022	1,719	9,219	18,754	0,090
Região	% V	% Cu	% W	% Ti	% Sn	% Al	% Nb	% Fe
Metal de base	0,024	0,108	0,018	0,003	0,004	0,003	0,002	71,14
Face	0,056	0,064	0,016	0,003	0,003	0,008	0,003	69,13
Raiz	0,050	0,073	0,017	0,003	0,003	0,007	0,003	69,57

Analisando-se a tabela 4.1.1, nota-se que existe uma diferença de composição química entre o metal de base e o cordão de solda. Comparando-se os cordões de face e de raiz, nota-se que o cordão de face apresenta composição química ligeiramente superior à do cordão de raiz. Este fato pode estar relacionado à maior diluição do passe de raiz, uma vez que os valores da tensão do arco durante a soldagem foram mantidos iguais para todos os cordões de solda realizados nos quatro corpos de prova soldados. Este resultado também é observado nos corpos de prova 2 a 4, cujos resultados estão apresentados nas tabelas 4.1.2 a 4.1.4.

Tabela 4.1.2: Concentração de diversos elementos no corpo de prova 2.

Região	% C	% Si	% S	% P	% Mn	% Ni	% Cr	% Mo
Metal de base	0,015	0,423	0,005	0,029	1,349	8,799	17,948	0,082
Face	0,026	0,554	0,006	0,023	2,030	9,278	18,538	0,094
Raiz	0,019	0,491	0,006	0,027	1,660	9,012	18,183	0,087
Região	% V	% Cu	% W	% Ti	% Sn	% Al	% Nb	% Fe
Metal de base	0,024	0,109	0,018	0,003	0,004	0,003	0,002	71,19
Face	0,055	0,068	0,015	0,004	0,003	0,012	0,003	69,29
Raiz	0,039	0,089	0,017	0,004	0,003	0,011	0,002	70,35

Tabela 4.1.3: Concentração de diversos elementos no corpo de prova 3.

Região	% C	% Si	% S	% P	% Mn	% Ni	% Cr	% Mo
Metal de base	0,027	0,497	0,000	0,014	1,469	8,458	17,600	0,086
Face	0,026	0,548	0,007	0,027	1,447	9,403	18,681	0,090
Raiz	0,029	0,493	0,006	0,027	1,422	9,185	18,526	0,088
Região	% V	% Cu	% W	% Ti	% Sn	% Al	% Nb	% Fe
Metal de base	0,029	0,103	0,018	0,004	0,004	0,006	0,003	71,68
Face	0,048	0,078	0,017	0,003	0,004	0,014	0,003	69,61
Raiz	0,038	0,094	0,017	0,003	0,003	0,014	0,002	70,05

Tabela 4.1.4: Concentração de diversos elementos no corpo de prova 4.

Região	% C	% Si	% S	% P	% Mn	% Ni	% Cr	% Mo
Metal de base	0,012	0,463	0,001	0,018	1,421	8,399	17,637	0,083
Face	0,018	0,551	0,007	0,025	1,438	9,331	18,786	0,092
Raiz	0,019	0,462	0,006	0,022	1,522	9,251	18,842	0,090
Região	% V	% Cu	% W	% Ti	% Sn	% Al	% Nb	% Fe
Metal de base	0,027	0,101	0,016	0,003	0,003	0,005	0,001	71,81
Face	0,052	0,071	0,017	0,003	0,003	0,013	0,003	69,59
Raiz	0,049	0,074	0,016	0,003	0,003	0,011	0,003	69,63

A partir dos resultados das análises químicas das tabelas de 4.1.1 a 4.1.4, obteve-se os teores de  $Ni_{eq}$  e  $Cr_{eq}$ , em conjunto com os valores para o metal de base e para o metal de adição (arame), conforme apresenta a tabela 4.1.5:

Tabela 4.1.5: Teores de  $Ni_{eq}$  e  $Cr_{eq}$  para os corpos de prova 1, 2, 3 e 4.

Corpo de prova	Região	$Ni_{eq}$	$Cr_{eq}$
1	Metal de adição	11,090	20,200
	Metal de base	9,585	18,960
	Face	10,534	19,726
	Raiz	10,319	19,512
2	Metal de adição	11,090	20,200
	Metal de base	9,585	18,960
	Face	10,558	19,465
	Raiz	10,082	19,008
3	Metal de adição	11,090	20,200
	Metal de base	9,585	18,960
	Face	10,683	19,595
	Raiz	10,555	19,355
4	Metal de adição	11,090	20,200
	Metal de base	9,585	18,960
	Face	10,371	19,706
	Raiz	10,321	19,627

Com os dados da tabela 4.1.5 calculou-se a diluição para cada uma das condições experimentais estudadas, conforme está apresentado na tabela 4.1.6. O cálculo foi realizado através da expressão:

$$\text{Diluição (\%)} = (\text{Metal de solda-Arame})/(\text{Metal de base-Arame}) \cdot 100 \quad (8)$$

Tabela 4.1.6: Diluição dos corpos de prova de 1 a 4 com base no Ni<sub>eq</sub> e no Cr<sub>eq</sub>.

Corpo de prova	Cordão de solda	Diluição (%)	
		Ni <sub>eq</sub>	Cr <sub>eq</sub>
1	Face	36,94	38,24
	Raiz	51,23	55,51
2	Face	35,35	59,30
	Raiz	66,98	96,17
3	Face	27,04	48,81
	Raiz	35,55	68,17
4	Face	47,77	39,85
	Raiz	51,10	46,23

Com base na tabela 4.1.6 pode-se afirmar que, realmente, a diluição do passe de raiz é maior que no passe da face. Da mesma maneira, a diluição de cromo e níquel para a soldagem com equipamento de corrente alternada e onda quadrada é mais uniforme, para os dois tipos de fluxo utilizados, que o equipamento de corrente contínua polaridade reversa (+) convencional. De uma maneira geral, a diluição dos corpos de prova soldados com CCPR (+) são maiores que o de corrente alternada.

Os resultados da análise química do material depositado nos quatro corpos de prova (fluxo ligado + arame ER 308L para os corpos de prova 3 e 4, fluxo neutro + arame ER 308L para os corpos de prova 1 e 2) estão mostrados na tabela 4.1.7:

4. Tabela 4.1.7: Teores de diversos elementos nos metais depositados dos corpos de prova 1, 2, 3 e 4.

Corpo de prova	% C	% Si	% S	% P	% Mn	% Ni	% Cr	% Mo
1	0,018	0,473	0,007	0,022	1,766	9,170	18,732	0,092
2	0,019	0,586	0,002	0,014	2,072	8,612	18,191	0,094
3	0,014	0,542	0,008	0,025	1,460	9,127	18,638	0,090
4	0,014	0,563	0,002	0,015	1,624	8,548	18,100	0,092
Corpo de prova	% V	% Cu	% W	% Ti	% Sn	% Al	% Nb	% Fe
1	0,054	0,070	0,018	0,003	0,003	0,009	0,004	69,56
2	0,061	0,064	0,015	0,004	0,003	0,017	0,005	70,24
3	0,050	0,073	0,018	0,003	0,003	0,014	0,004	69,93
4	0,051	0,073	0,016	0,004	0,003	0,020	0,004	70,87

A partir dos teores dos elementos químicos da tabela 4.1.7, calculou-se os valores de níquel e cromo equivalente, bem como a relação  $Cr_{eq}/Ni_{eq}$  para os metais de adição, conforme apresenta a tabela 4.1.8.

Tabela 4.1.8: Valores de  $Cr_{eq}$ ,  $Ni_{eq}$  e  $Cr_{eq}/Ni_{eq}$  para os metais de adição dos corpos de prova de 1 a 4.

Corpo de prova	$Cr_{eq}$	$Ni_{eq}$	$Cr_{eq}/Ni_{eq}$
Metal de adição	20,200	11,090	1,821
Metal de base	18,960	9,585	1,978
1	19,536	10,593	1,844
2	19,167	10,218	1,876
3	19,543	10,277	1,902
4	19,039	9,780	1,947

Pelos valores de encontrados acima, nota-se que os fluxos ligados apresentam relação  $Cr_{eq}/Ni_{eq}$  mais elevada que os fluxos neutros, por serem auto-compensantes em cromo.

## 4.2 Caracterização metalográfica

### 4.2.1 Macrografias dos cordões de solda

As macrografias, atacadas com água régia, estão apresentadas na figura 4.2.1, em que é possível se observar os diversos passes de soldagem realizados em cada corpo de prova.

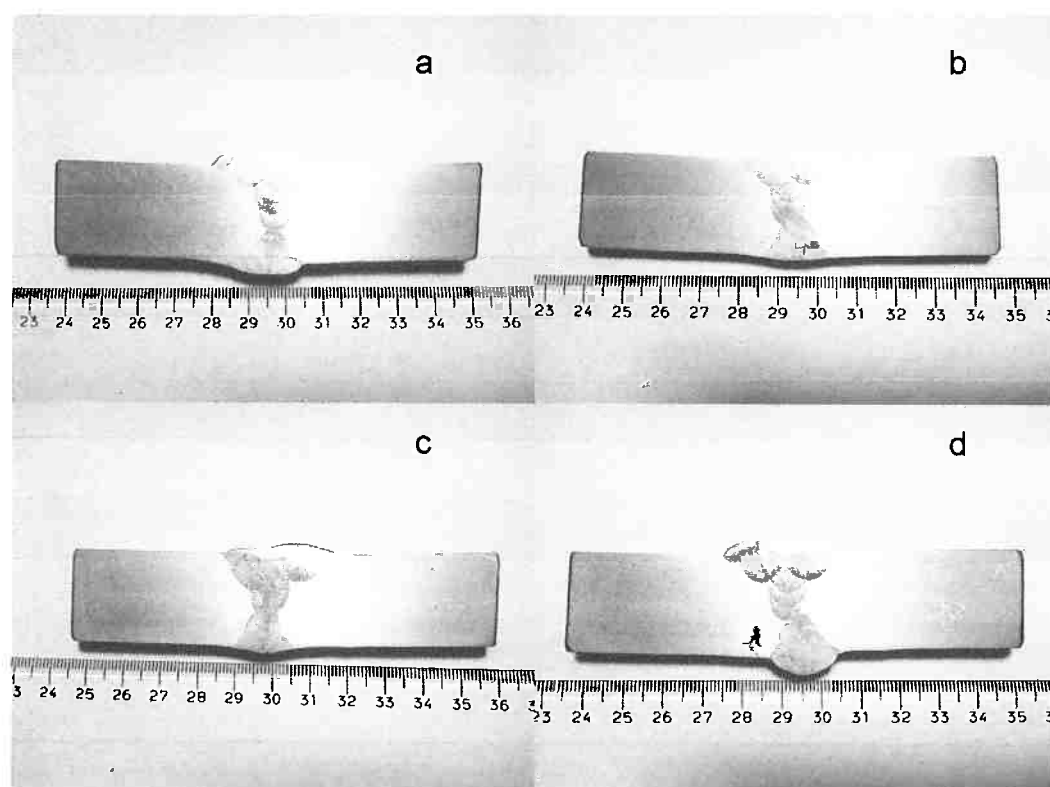


Figura 4.2.1: Macrografias dos corpos de prova 1 (a), 2 (b), 3 (c) e 4 (d).

#### 4.2.2 Medida do fração volumétrica de ferrita

As frações volumétricas de ferrita nas juntas dos corpos de prova de 1 a 4 foram medidos em um arranjo de pontos de 4mm x 4mm, conforme mostra a figura 4.2.2. Os resultados obtidos estão apresentados na tabela 4.2.1.

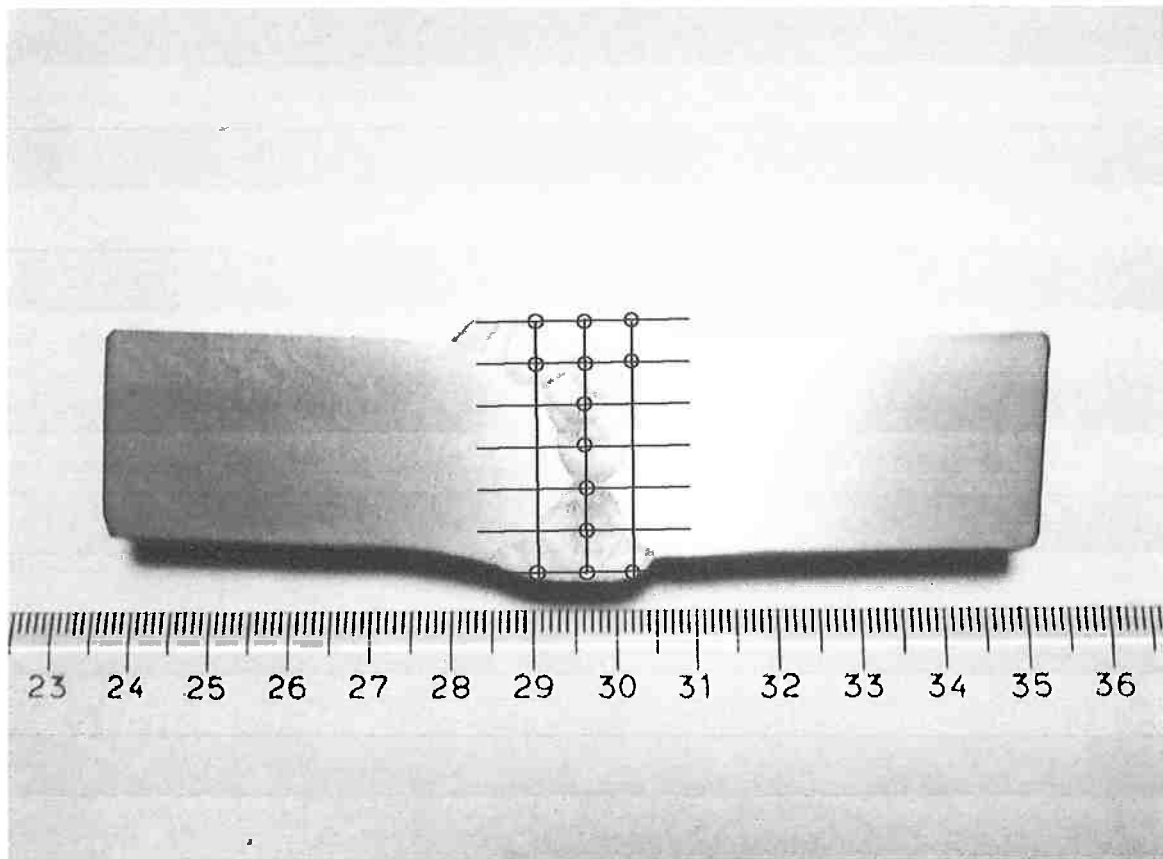


Figura 4.2.2: Pontos de medição dos frações volumétricas de ferrita.

Tabela 4.2.1: Fração volumétrica de ferrita nas juntas dos corpos de prova 1, 2, 3 e 4.

CP	1	2	3	4
Posição	Fração volumétrica de ferrita (%)			
1	9,5	9,9	11,0	11,1
2	8,4	8,6	10,8	10,4
3	7,8	8,6	8,7	8,8
4	7,1	8,1	7,7	8,7
5 (Raiz)	6,1	8,4	9,0	7,1
6 (Raiz)	8,1	10,7	10,7	8,4
7 (Raiz)	10,5	10,7	11,3	11,6

Com base nos resultados apresentados na tabela 4.2.1 foi construída a figura 4.2.3, que compara a quantidade de ferrita em diferentes regiões dos cordões de solda.



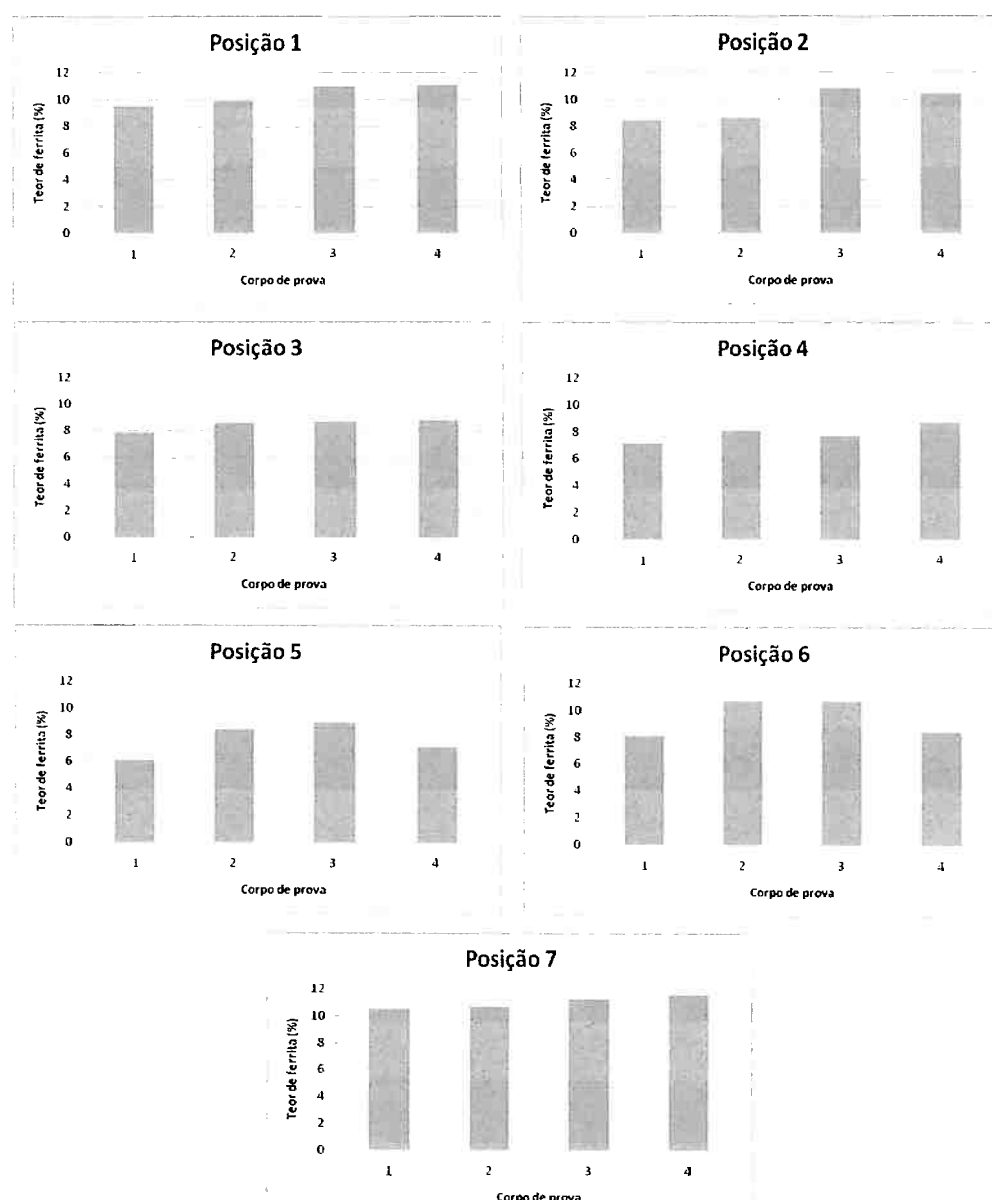
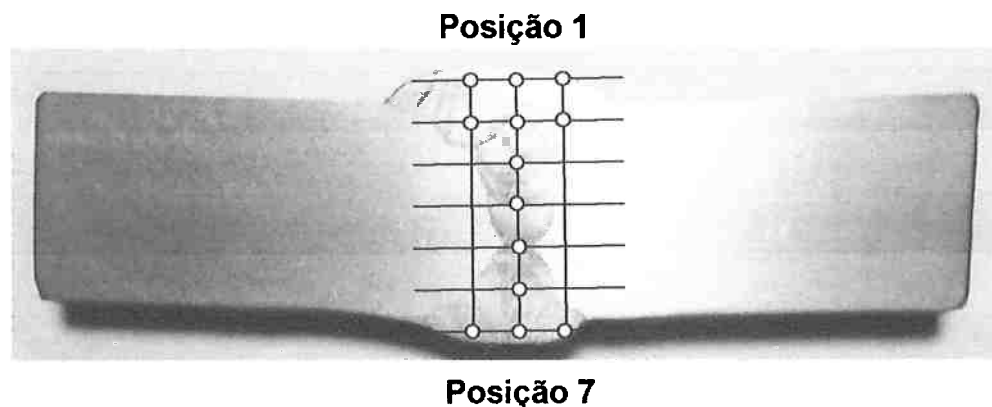


Figura 4.2.3: Comparação da fração volumétrica de ferrita em diversas regiões das juntas soldadas dos corpos de prova de 1 a 4.

Segundo a literatura [18], a fratura em aplicações criogênicas tende a ocorrer no cordão de solda devido à maior fração volumétrica de ferrita nesta região, associada a quantidade e tamanho das micro inclusões de escória. O mecanismo de falha predominante a baixas temperaturas é por clivagem em aços inoxidáveis ferríticos e, em aços inoxidáveis austeníticos, a transição dúctil-frágil ocorre de forma mais acentuada somente a temperaturas extremamente baixas, próximas de  $-269^{\circ}\text{C}$ . Assim, quando a fração volumétrica de ferrita estiver elevada, a tenacidade pode ser comprometida. A figura 4.2.4 apresenta uma fractografia mostrando a clivagem da ferrita e a presença de alvéolos, típico de fratura dúctil da austenita. Para confirmar que a região correspondia as duas fases foi feita a análise química por dispersão de energia, que confirmou a presença das duas fases.

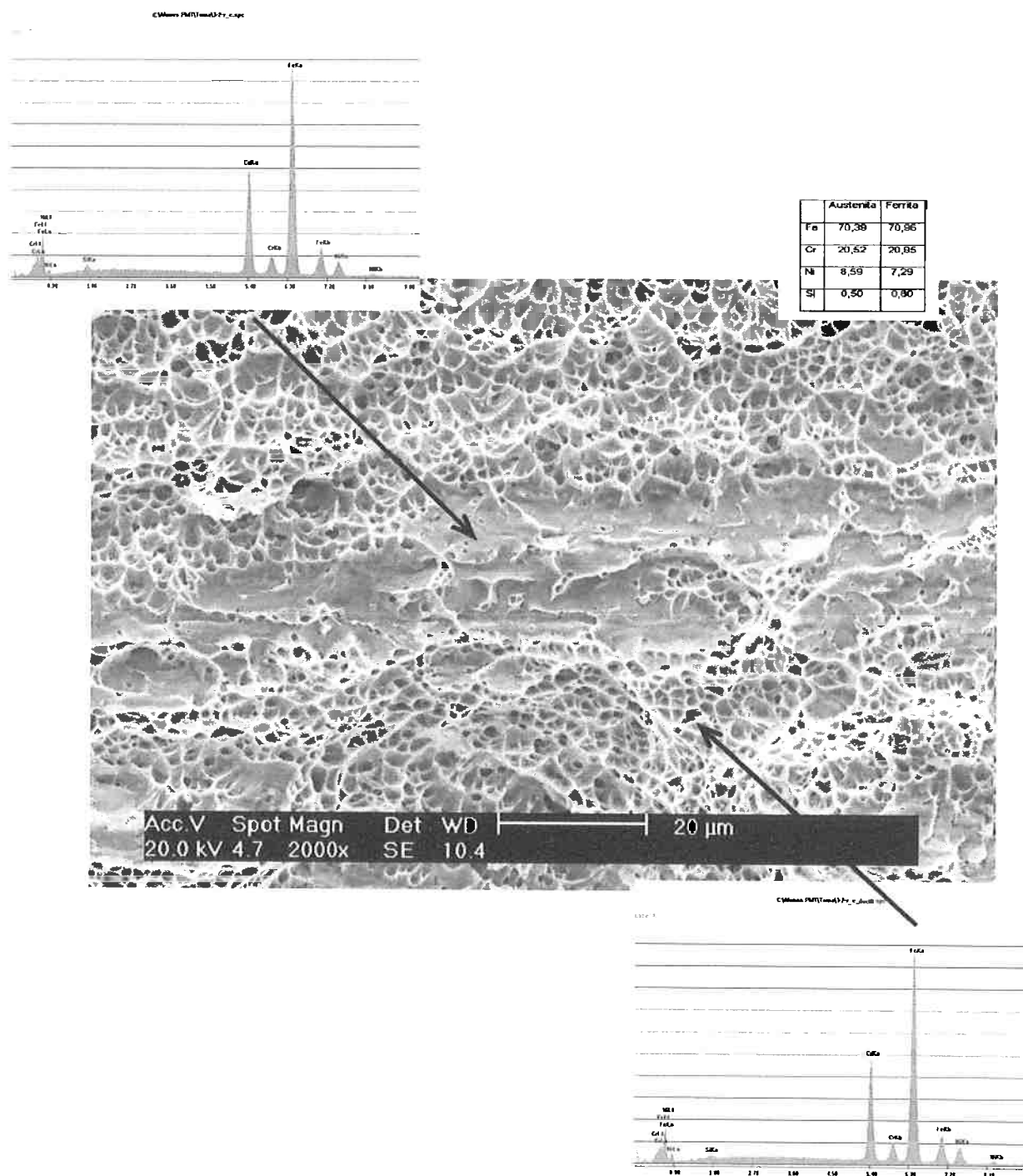


Figura 4.2.4: Fractografia de um corpo de prova Charpy V a -100°C mostrando a clivagem da ferrita e a fratura dúctil da austenita. São apresentadas também as composições químicas das duas regiões. MEV.

### 4.2.3 Micrografias dos cordões de solda.

#### a) Micro inclusões de escória

A figura 4.2.5 mostra uma região da fratura do corpo de prova do ensaio Charpy V sem ataque, para evidenciar a presença de inclusões no cordão de solda.

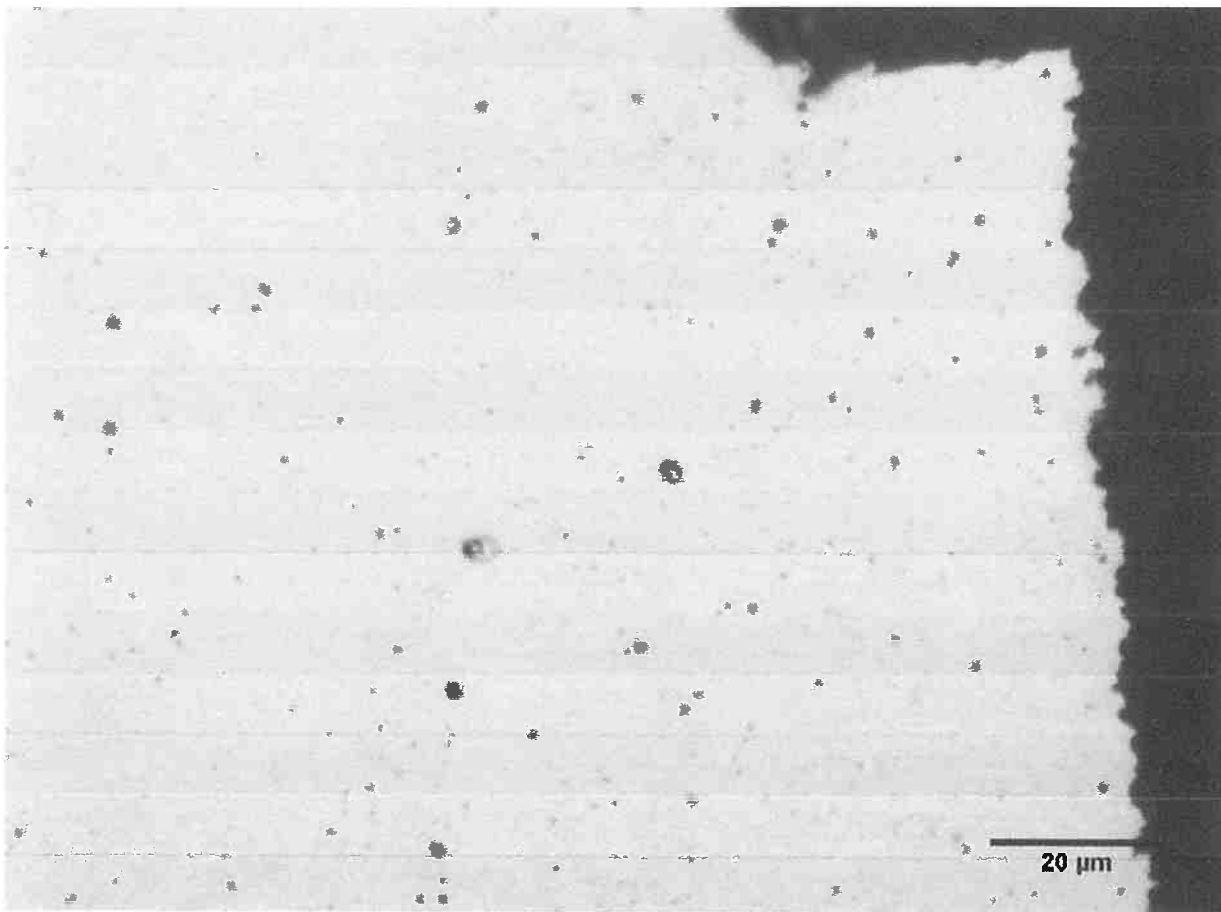


Figura 4.2.5: Fotografia sem ataque de uma região do corpo de prova 3 Charpy V, mostrando a presença de inclusões. Microscópio óptico.

#### b) Morfologia da ferrita

A figura 4.2.6 apresenta uma vista geral da morfologia da ferrita observada em todos os corpos de prova soldados.

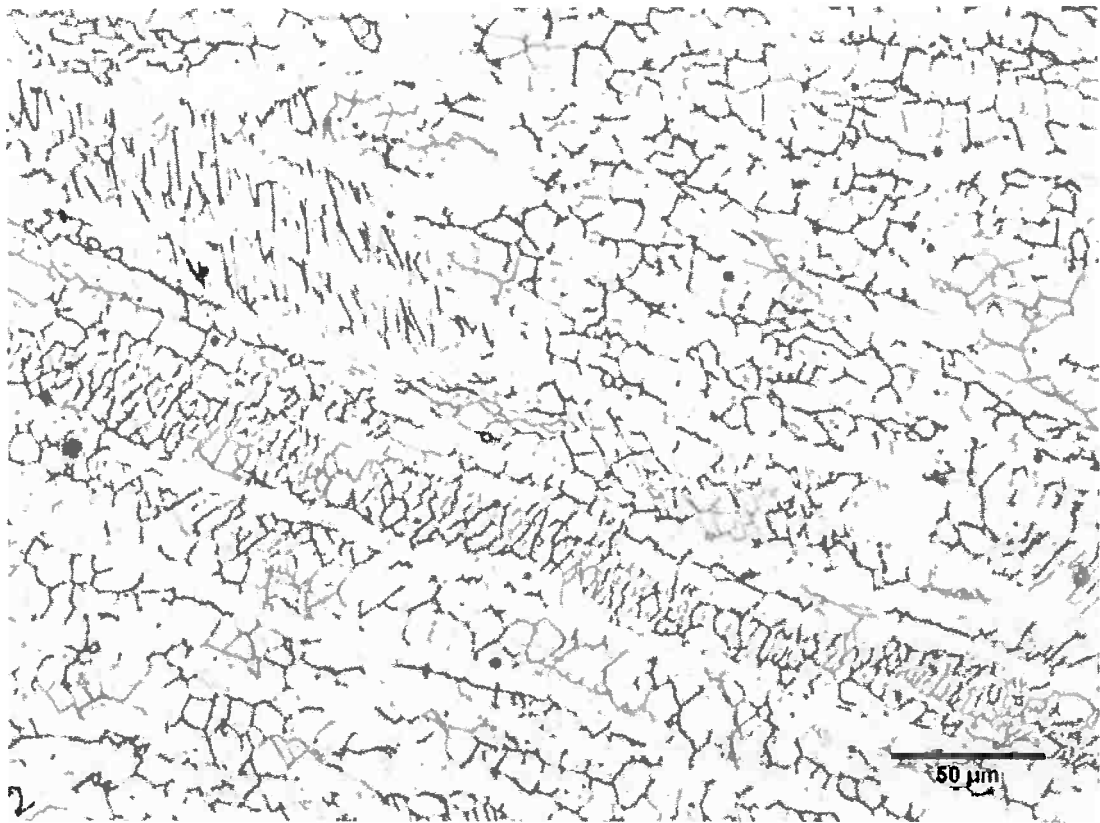


Figura 4.2.6: Micrografia do cordão de solda mostrando as morfologias da ferrita. Ataque eletrolítico, ácido oxálico 10%. Microscópio óptico.

A figura 4.2.7 mostra em detalhe as morfologias típicas dos cordões de solda.

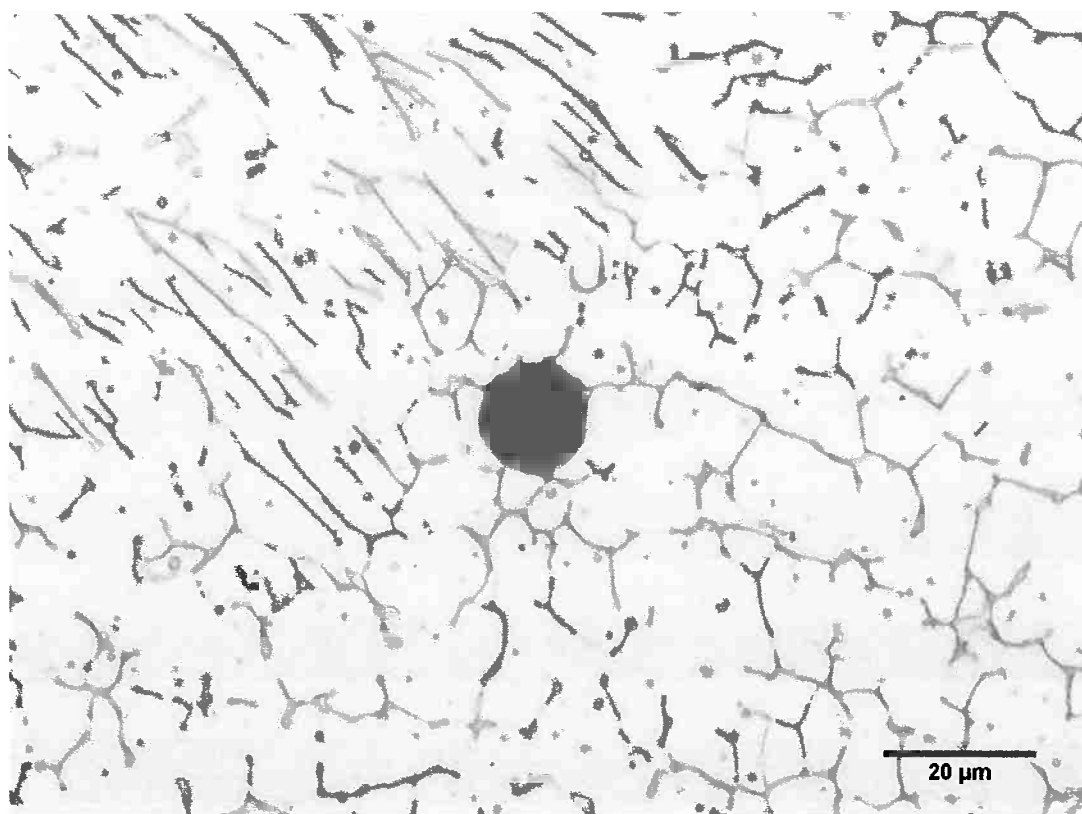


Figura 4.2.7: Micrografia do cordão de solda mostrando as morfologias da ferrita e a presença de uma micro inclusão de escória. Ataque eletrolítico, ácido oxálico 10%. Microscópio óptico.

Através dos valores de composição química apresentada na tabela 4.1.5 foi possível calcular a relação  $Cr_{eq}/Ni_{eq}$  e prever a morfologia da ferrita. Os valores estão apresentados na tabela 4.2.2 presente no cordão de solda.

Tabela 4.2.2: Relações  $Cr_{eq}/Ni_{eq}$  e morfologias de ferrita previstas para os corpos de prova de 1 a 4.

Corpo de prova	Cordão	$Cr_{eq}/Ni_{eq}$	Morfologia ferrita
1	Face	1,873	Vermicular ou acicular
	Raiz	1,891	Vermicular ou acicular
2	Face	1,844	Vermicular ou acicular
	Raiz	1,885	Vermicular ou acicular
3	Face	1,834	Vermicular ou acicular
	Raiz	1,834	Vermicular ou acicular
4	Face	1,900	Vermicular ou acicular
	Raiz	1,902	Vermicular ou acicular

A partir da tabela 4.2.2, nota-se que as soldagens realizadas com onda quadrada apresentam uma relação  $Cr_{eq}/Ni_{eq}$  superior às soldagens realizadas em corrente contínua.

#### b) Microscopia eletrônica de varredura

A figura 4.2.8 ilustra uma transição de microestrutura na zona fundida do corpo de prova 4. A região à esquerda se encontra próxima à fratura, e a região à direita, mais afastada. Foi realizada análise química por energia de dispersão em ambas as regiões, cujos resultados se encontram na tabela 4.2.3.

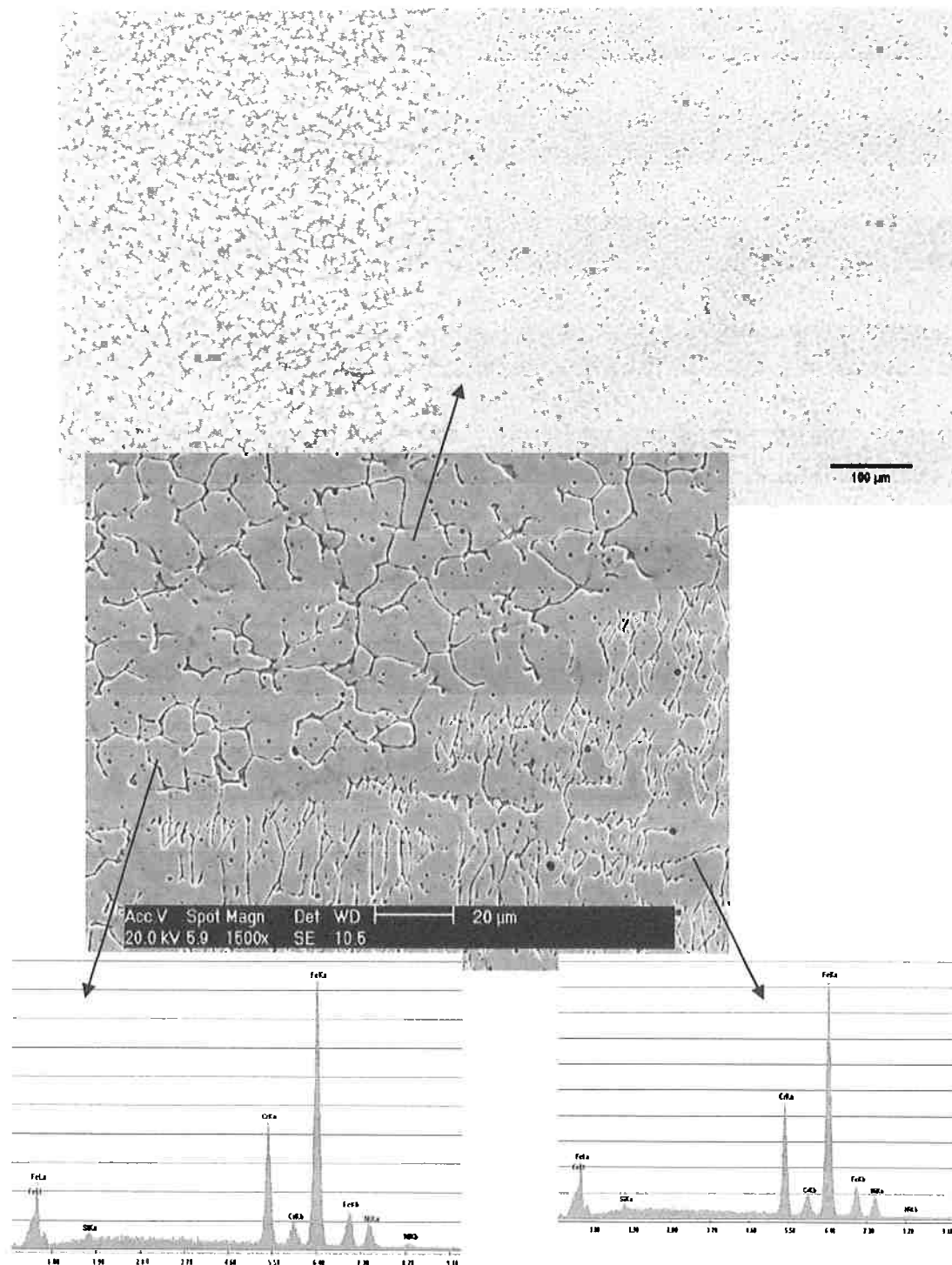


Figura 4.2.8: Transição de microestruturas na zona fundida do corpo de prova 4.



Tabela 4.2.3: Elementos nas microestruturas das diferentes regiões da zona fundida do corpo de prova 4.

Elemento	% At	
	Próximo à fratura	Afastado da fratura
Si	1,37	1,60
Cr	20,95	20,24
Fe	68,43	69,18
Ni	9,25	8,98

A partir dos resultados da tabela 4.2.3, calculou-se os valores de níquel e cromo equivalente para as duas regiões, cujos valores se encontram na tabela 4.2.4.

Tabela 4.2.4: Níquel e cromo equivalentes para as duas regiões de morfologias distintas na zona fundida do corpo de prova 4.

Região	Ni <sub>eq</sub>	Cr <sub>eq</sub>	Cr <sub>eq</sub> /Ni <sub>eq</sub>
Próxima à trinca	9,25	23,00	2,49
Afastada da trinca	8,98	22,64	2,52

A região mais afastada da trinca apresenta uma relação Cr<sub>eq</sub>/Ni<sub>eq</sub> ligeiramente inferior à região mais próxima à trinca. Para estas relações, ambas as regiões tendem a apresentar ferrita acicular.

### 4.3 Propriedades mecânicas

#### 4.3.1 Ensaio de dobramento lateral da junta soldada

Nos ensaios de dobramento transversal realizados para os corpos de prova 1 a 4, nenhum dos 12 ensaios realizados apresentou trincas. Assim sendo, não foram

observadas rupturas e os procedimentos de soldagem foram aprovados neste teste. Os dados dos ensaios estão na tabela 4.3.1.

Tabela 4.3.1: Dados dos ensaios de dobramento transversal para os corpos de prova 1 a 4.

Corpo de prova	Ensaio	Dimensões (mm)	Diâmetro do cutelo (mm)	Distância entre roletes (mm)	Ângulo de dobramento (graus)	Resultado
1	1	24,00 x 10,00	38,10	60,40	180	Sem fissuras
	2					
2	1					
	2					
3	1					
	2					
4	1					
	2					

#### 4.3.2 Ensaio de tração da junta soldada

Para os ensaios de tração, realizados para os corpos de prova de 1 a 4, foram obtidos os resultados da tabela 4.3.2. Em todos os ensaios a ruptura ocorreu na solda, mas o limite de resistência obtido foi superior ao limite mínimo especificado para o material.

Tabela 4.3.2: Dados dos ensaios de tração para os corpos de prova 1 a 4.

Corpo de prova	Ensaio	Dimensões (mm)	Secção (mm²)	Limite de resistência (MPa)		Limite mínimo especificado (MPa)	Local de ruptura
				Medido	Média		
1	1	19,30 x 20,70	399,51	601	606,0±7,1	515	Na solda
	2	19,20 x 20,70	397,44	611			
2	1	19,00 x 20,70	393,30	606	607,0±1,4		
	2	19,20 x 20,70	397,44	608			
3	1	19,15 x 21,20	405,98	601	598,5±3,5		
	2	19,30 x 21,20	409,16	596			
4	1	19,25 x 20,40	392,70	604	606,0±2,8		
	2	19,35 x 20,35	393,77	608			

Dos resultados médios obtidos acima, pode-se afirmar que o limite de resistência médio do corpo de prova 3 é menor que dos corpos de prova 2 (1,4%) e 4 (1,2%) a um nível de significância de 1%. Pode-se prever que o corpo de prova em questão irá absorver menor energia antes de se fraturar no ensaio de impacto.

### 4.3.3 Ensaio de impacto (Charpy V) de regiões da junta soldada

Os resultados dos ensaios Charpy estão na tabela 4.3.3. Todos os ensaios foram realizados à temperatura de -100°C, sendo o entalhe do tipo V2 x 10 x 10.

Tabela 4.3.3: Resultados dos ensaios Charpy V a -100°C.

Corpo de prova	Local do cordão de solda	Dimensão (mm)	Energia absorvida		Expansão lateral	
			Medida (J)	Média (J)	Obtida (mm)	Média (mm)
1	Raiz	10,007	54	59±4	0,803	0,775±0,060
		10,005	63		0,695	
		10,012	62		0,808	
		10,011	59		0,839	
		10,014	58		0,730	
	Face	9,984	73	71±5	0,686	0,792±0,131
		9,917	74		0,846	
		10,004	65		0,747	
		9,985	77		0,995	
		9,915	67		0,685	
2	Raiz	9,973	52	54±3	0,659	0,750±0,086
		9,960	58		0,690	
		10,006	51		0,809	
		9,975	56		0,725	
		10,003	52		0,866	
	Face	10,010	52	57±6	0,740	0,730±0,053
		10,027	60		0,756	

		10,030	51		0,670	
		9,990	64		0,685	
		10,017	60		0,798	
3	Raiz	7,518	40	37±3	0,743	0,740±0,007
		7,485	34		0,733	
		7,482	34		0,736	
		7,527	38		0,737	
		7,490	41		0,750	
	Face	7,522	34	35±6	0,590	0,583±0,039
		7,513	43		0,600	
		7,518	31		0,587	
		7,491	28		0,517	
		7,499	38		0,621	
4	Raiz	9,990	55	57±5	0,710	0,744±0,183
		9,997	62		0,994	
		10,005	50		0,819	
		10,020	59		0,705	
		10,006	57		0,494	
	Face	10,004	43	50±6	0,621	0,643±0,023
		9,990	56		0,670	
		10,013	44		0,624	
		9,992	53		0,636	
		10,016	53		0,664	

Excetuando-se o corpo de prova 1, todos os corpos de prova absorveram em média a mesma quantidade de energia a um nível de significância 1% (este nível será adotado nas próximas comparações estatísticas entre médias). Portanto em geral, ambos os cordões de face e raiz absorvem a mesma quantidade de energia para os mesmos parâmetros de soldagem.

Os corpos de prova 1, 2 e 4 apresentam a mesma expansão lateral média, o corpo de prova 3 teve maior expansão lateral média para a raiz.

Na tabela 4.3.4 estão as comparações estatísticas entre as energias absorvidas médias para os corpos de prova soldados com tipos de correntes iguais, de forma a verificar a influência do tipo fluxo na resistência dos corpos de prova.

Tabela 4.3.4: Comparação estatística entre as energias absorvidas e expansões laterais médias entre as soldas realizadas com correntes iguais.

Corpos de prova		Iguais para nível de significância de 1%	
		Energia absorvida	Expansão lateral
Corrente contínua	2 x 3 (face)	não	não
	2 x 3 (raiz)	não	sim
Corrente alternada	1 x 4 (face)	não	sim
	1 x 4 (raiz)	sim	sim

Com exceção das médias entre as soldas de raiz dos corpos de prova 1 e 4, em que os valores podem ser considerados estatisticamente iguais (1% de significância), o tipo de fluxo apresentou grande influência nas energias absorvidas médias, pois para as outras soldas as médias verificadas podem ser consideradas diferentes a todos os níveis de significância verificados. Conclui-se que em geral o fluxo neutro é mais indicado que o fluxo ligado para as condições em que os ensaios foram realizados.

As expansões laterais não sofreram influência devido ao fluxo utilizado para um mesmo tipo de corrente, com exceção do cordão de face em corrente contínua, em que o fluxo neutro levou a uma maior ductilidade do material.

Na tabela 4.3.5 estão as comparações estatísticas entre as energias absorvidas médias para os corpos de prova soldados com fluxos iguais, de forma a verificar a influência do tipo de corrente na resistência dos corpos de prova.

Tabela 4.3.5: Comparação estatística entre as energias absorvidas e expansões laterais médias entre as soldas realizadas com correntes iguais.

Corpos de prova		Iguais para nível de significância de 1%	
		Energia absorvida	Expansão lateral
Fluxo neutro	1 x 2 (face)	não	sim
	1 x 2 (raiz)	não	sim
Fluxo ligado	3 x 4 (face)	não	não
	3 x 4 (raiz)	não	sim

O tipo de corrente apresentou grande influência nas energias absorvidas médias, que foram diferentes para ambos os fluxos testados. Conclui-se que nas condições dos ensaios, a soldagem em corrente alternada é capaz de absorver maior energia antes de se fraturar.

Em relação às expansões laterais, o tipo de corrente utilizada acarretou diferenças apenas na soldagem de face com fluxo ligado, em que o a corrente alternada e onda quadrada levou a maior ductilidade do material.

Ao se verificar se os resultados obtidos no ensaio de impacto Charpy-V indicavam alguma relação entre as energias absorvidas e as expansões laterais sofridas pelos corpos de prova, não se chegou a nenhuma conclusão, conforme o anexo B.

#### **4.3.3.1 Ensaio de impacto (Charpy V) - Micrografias**

Foram fotografadas no microscópio óptico a propagação das trincas nos corpos de prova de 1 a 4, ilustradas nas figuras 4.3.1 e 4.3.2.

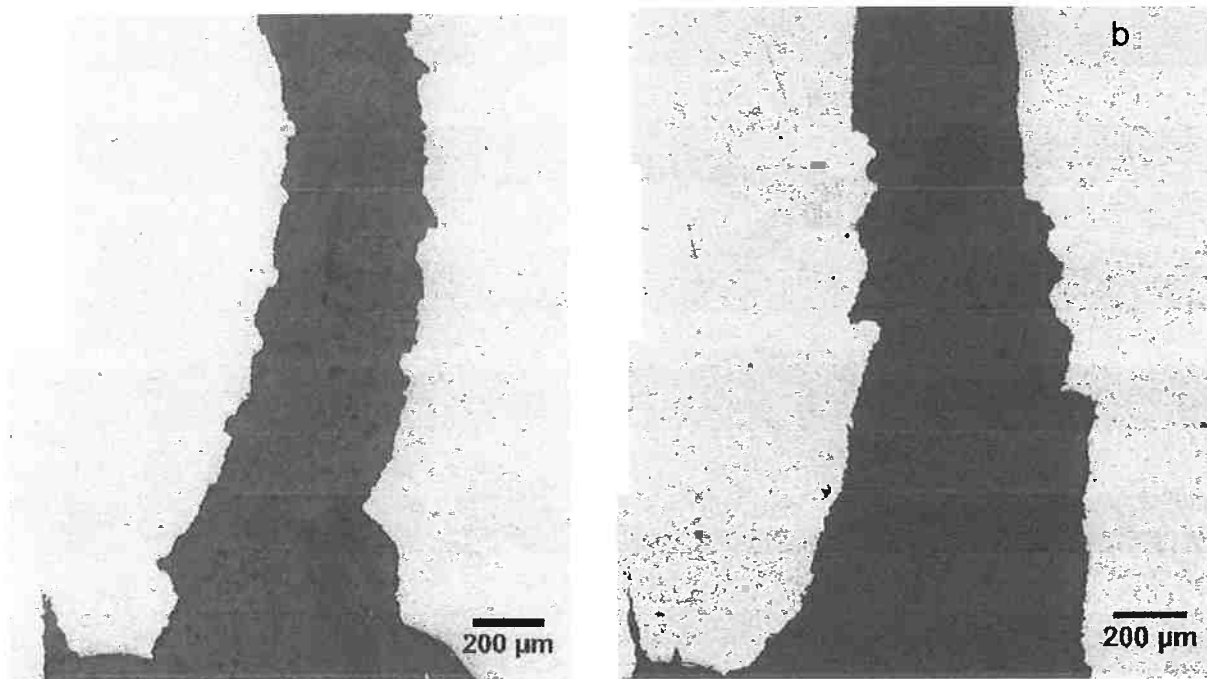


Figura4.3.1: Propagação da trinca nos corpos de prova 1 (a) e 2 (b). Microscópio óptico.



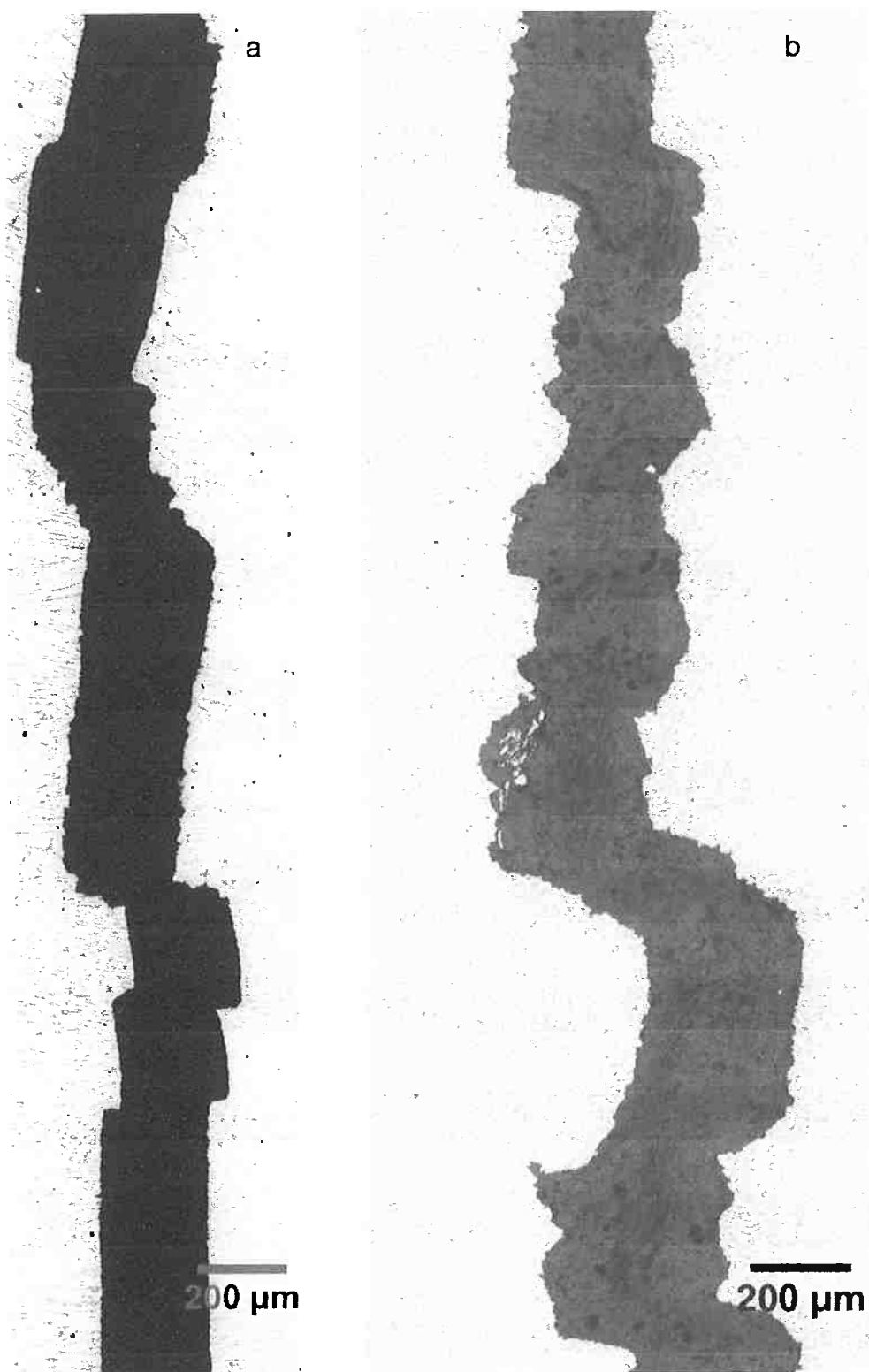


Figura 4.3.2: Propagação da trinca nos corpos de prova 3 (a) e 4 (b). Microscópio óptico.

Conforme se observa nas figuras 4.3.1. e 4.3.2, para o fluxo neutro surgiu uma trinca secundária para os corpos de prova 1 e 2, permitindo desta forma que o

material absorva maior energia antes de se romper. Também é possível notar que para os corpos de prova soldados com corrente alternada e onda quadrada (1 e 4), a trinca se propaga de forma menos retilínea, o que requer mais energia para a propagação da mesma.

As fraturas acompanham a morfologia da ferrita, conforme se nota na figura 4.3.3.

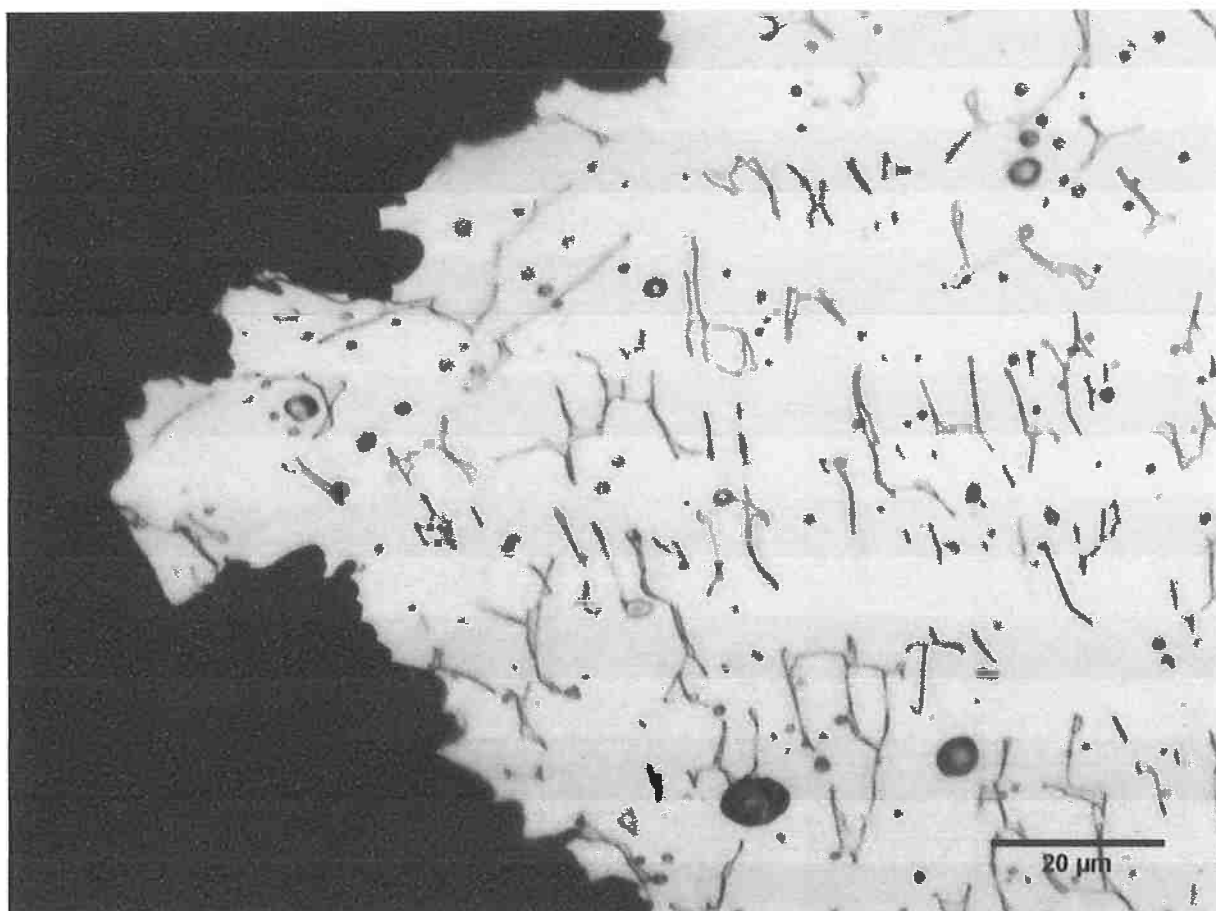


Figura 4.3.3: Fratura acompanha a morfologia da ferrita. Microscópio óptico.

#### **4.3.3.2 Ensaio de impacto (Charpy V) – microfractografias**

A figura 4.3.4 representa o corpo de prova 1, em que ocorreram diversas mudanças na direção de propagação da trinca em 90°, passando de paralela à superfície de rompimento a perpendicular à mesma. Estas mudanças de direção

requerem maior energia para propagação da trinca, aumentando assim energia absorvida antes do rompimento.

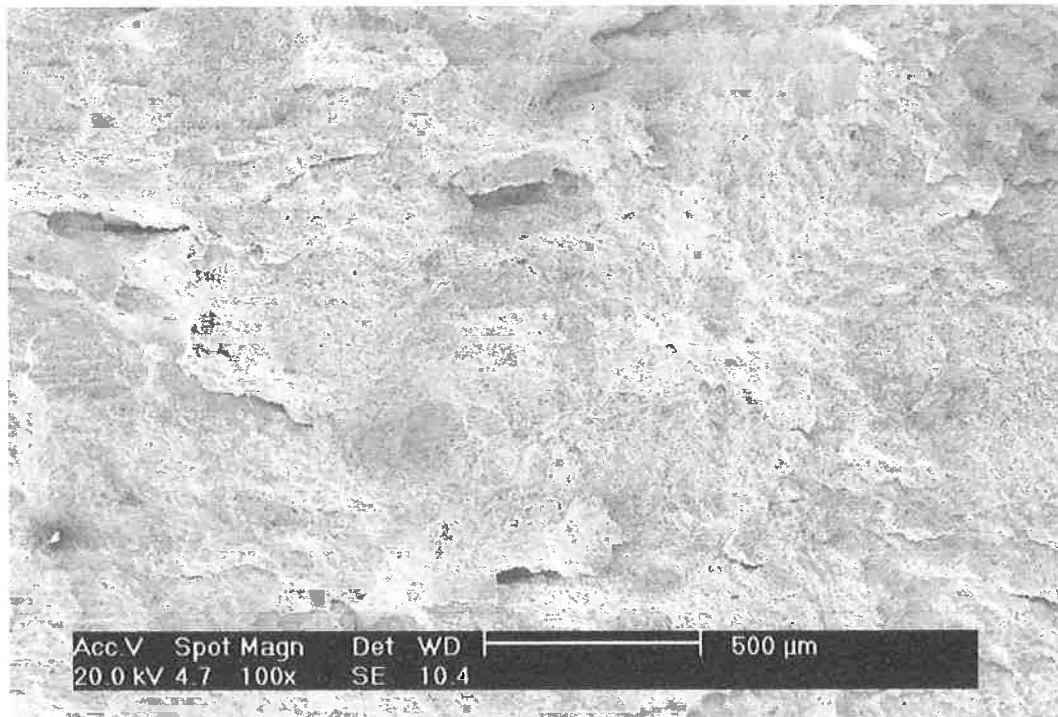


Figura 4.3.4: Diversas mudanças de direção na propagação das trincas do corpo de prova 1. Microscópio eletrônico de varredura.

Na figura 4.3.5 é possível observar que a superfície de fratura do corpo de prova 2 apresenta regiões planas, as quais requerem menor energia para se propagar.

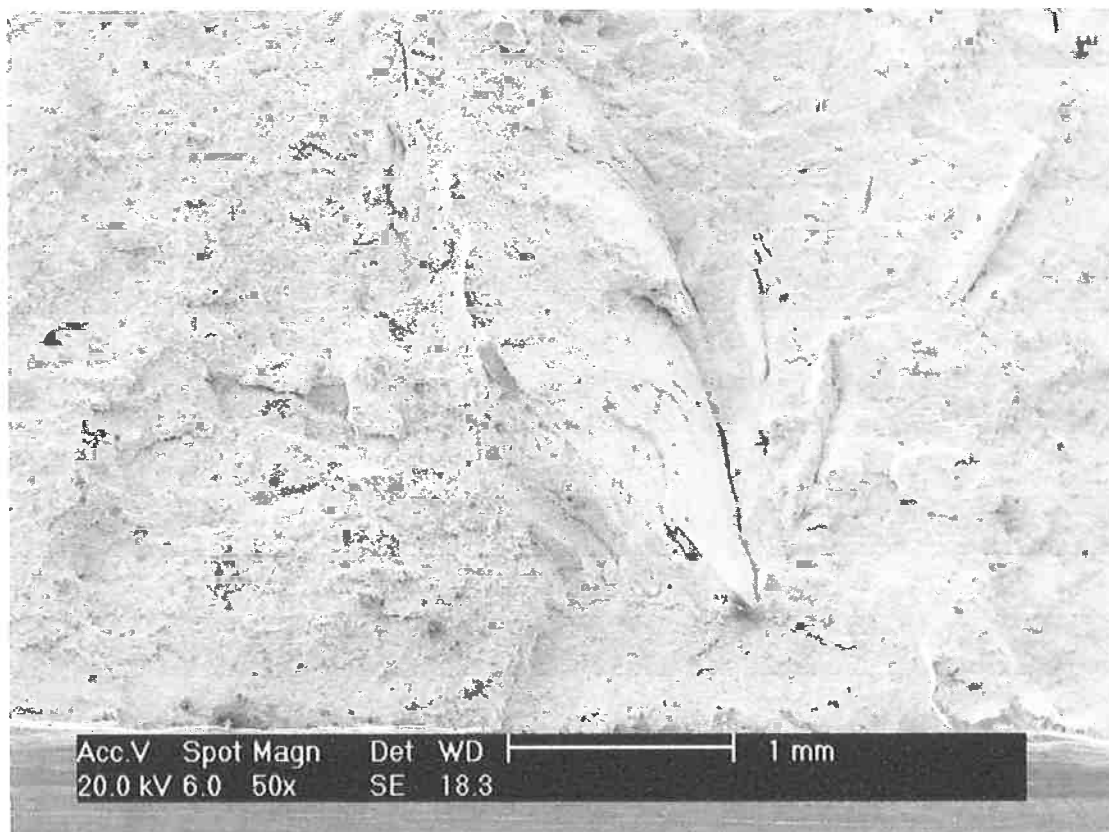


Figura 4.3.5: Superfície de fratura do corpo de prova 2. Microscópio eletrônico de varredura.

O corpo de prova 3, o qual apresentou os valores mais baixos de energias absorvidas, apresenta uma superfície plana tanto para o corpo de prova de cordão da raiz quanto para o corpo de prova do cordão da face, conforme se observa, respectivamente, nas figuras 4.3.6 e 4.3.7.

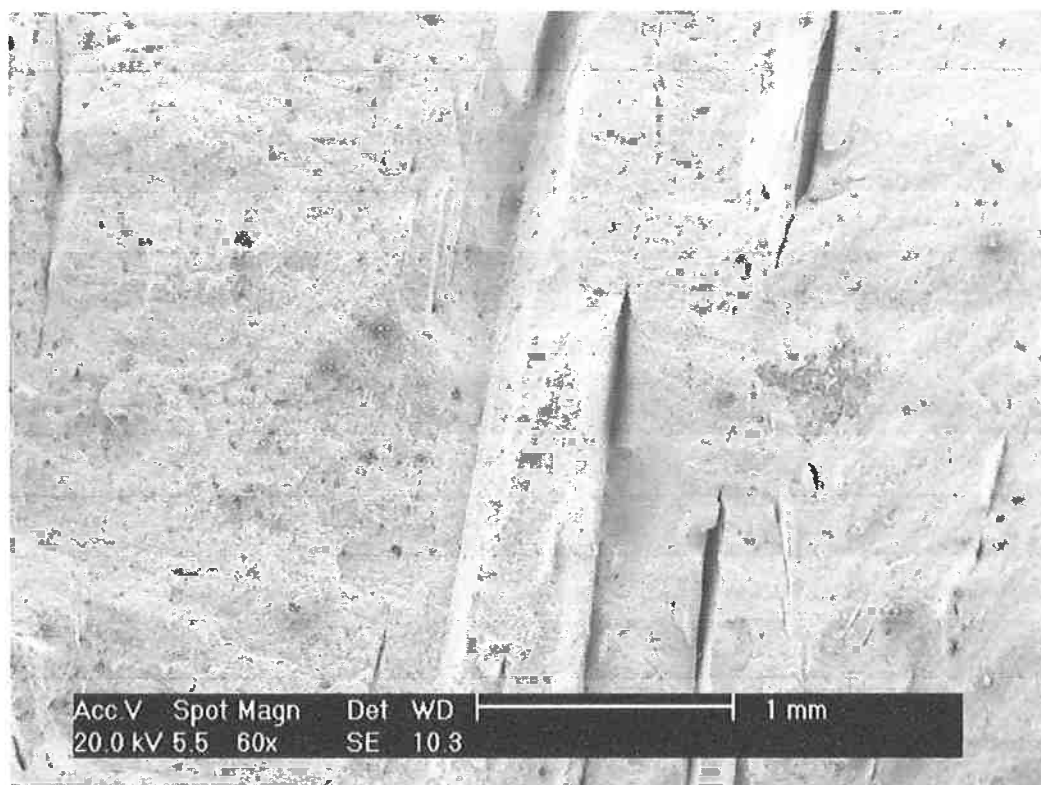


Figura 4.3.6: Superfície de fratura do corpo de prova 3 (raiz). Microscópio eletrônico de varredura.

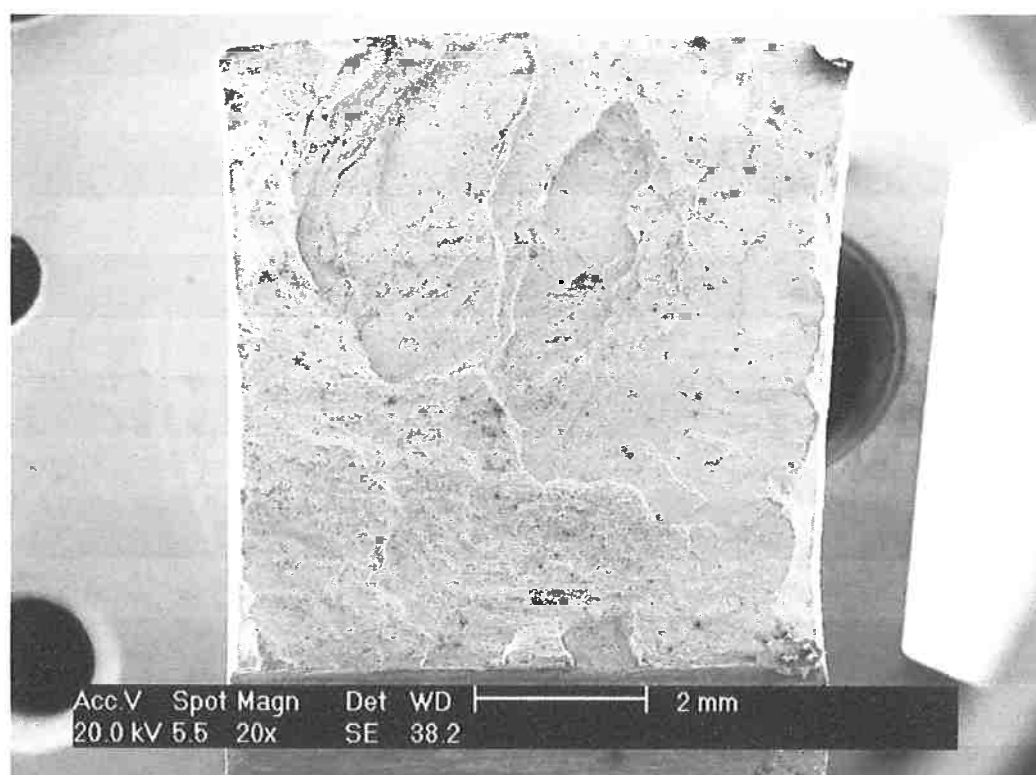


Figura 4.3.7: Superfície de fratura do corpo de prova 3 (face). Microscópio eletrônico de varredura.

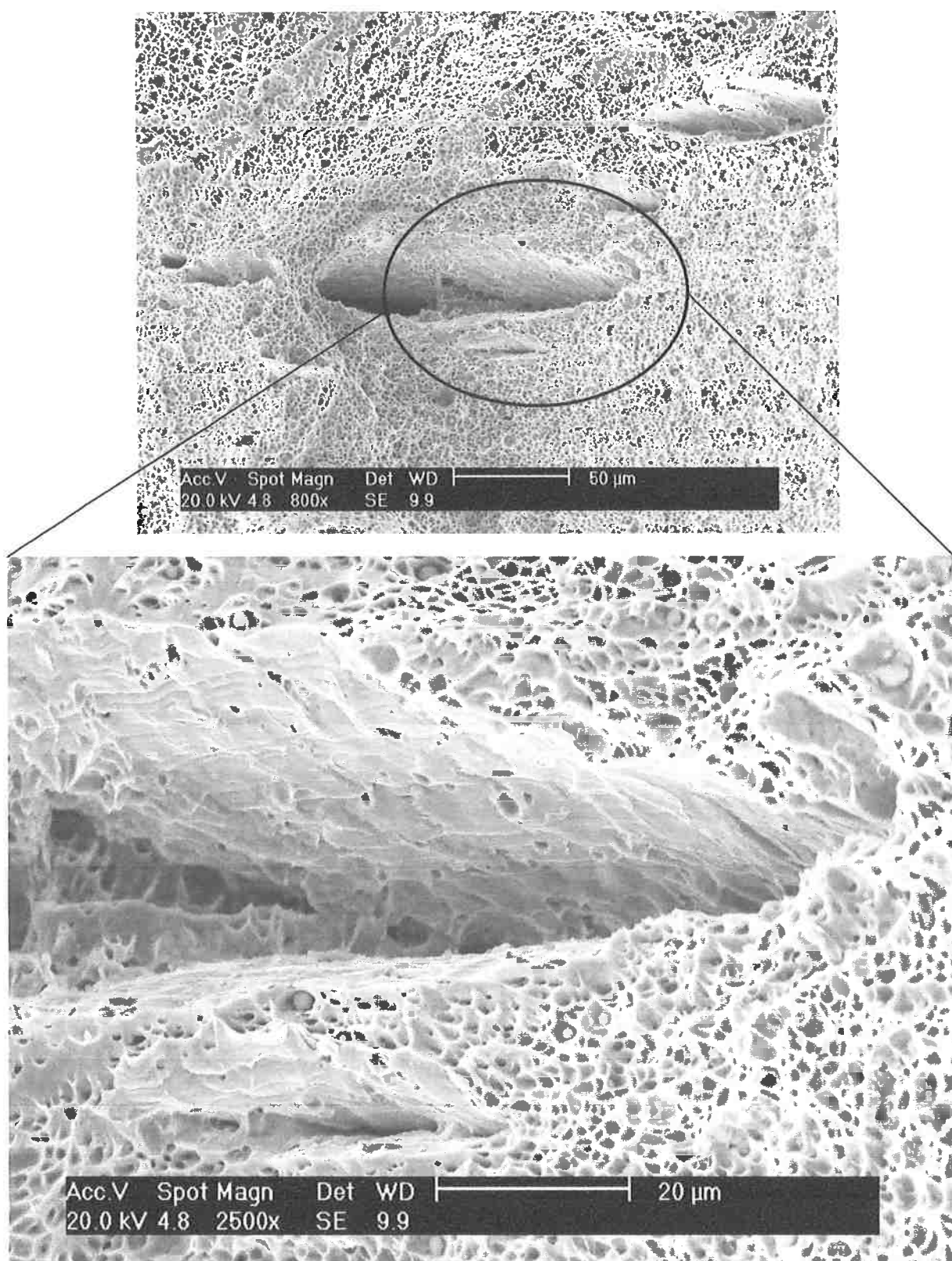


Figura 4.3.8: as regiões austeníticas possuem dimples em sua microestrutura, e regiões que apresentam ferrita clivam. Microscópio eletrônico de varredura.



Na figura 4.3.8 são visíveis fraturas na ferrita (clivagem) e na austenita (dimples) no corpo de prova 2.

Na figura 4.3.9 é visível que o corpo de prova 3 apresenta grande quantidade de inclusões, o que favorece a nucleação das trincas.

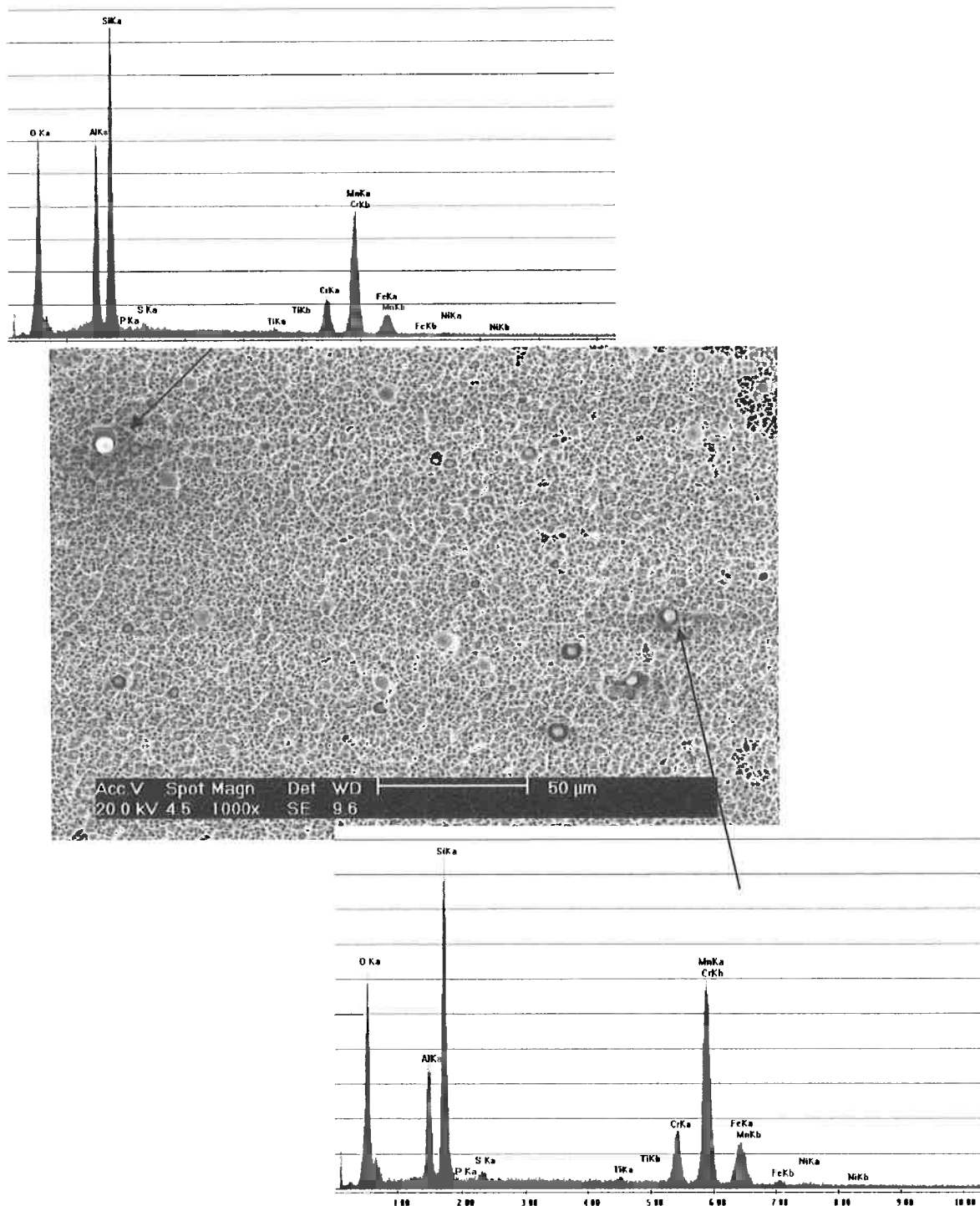


Figura 4.3.9: inclusões no corpo de prova 5 Microscópio eletrônico de varredura.

Os resultados quantitativos da análise por energia de dispersão da inclusão branca e da inclusão cinza estão na tabela 4.3.6.

Tabela 4.3.6: Resultados da análise por EDS de inclusões no corpo de prova 3.

Elemento	Teor (%)	
	Inclusão branca	Inclusão cinza
O	44,54	41,28
Al	14,45	9,15
Si	24,26	24,12
P	0,07	-
S	0,47	0,67
Ti	0,33	0,40
Mn	15,88	24,38

Em ambas as inclusões analisadas foram encontrados elevados teores de oxigênio, silício e alumínio.

A fim de verificar se o corpo de prova 3 possuía maior quantidade de inclusões que os demais, mediu-se que os dimples para os corpos de prova de 1 a 4 possuem os raios médios discriminados na tabela 4.3.7 através de 10 medições de quantos dimples havia em uma distância de 25 micrometros.



Tabela 4.3.7: Raios médios dos dimples para os corpos de prova de 1 a 4.

Corpo de prova	Raio Médio
1	1,74±0,25
2	1,86±0,40
3	1,62±0,23
4	1,74±0,20

Estatisticamente, os raios médios dos dimples são iguais. No entanto, se desconsiderarmos os desvios padrão, temos que o raio médio dos dimples no corpo de prova 3 é menor que os demais, ou seja, ele possui maior quantidade de inclusões que os corpos de prova 1, 2 e 4.

## 5. Conclusões

Com base nos processos, materiais e metodologias empregadas, pode-se concluir que:

- a) ocorre maior diluição no cordão de solda da raiz que no cordão de solda da face;
- b) A relação  $Cr_{eq}/Ni_{eq}$  é maior para corrente alternada e onda quadrada que para corrente contínua de polaridade reversa;
- c) Os corpos de prova soldados com fluxo neutro absorveram mais energia no ensaio de impacto;
- d) Os corpos de prova soldados em corrente alternada e onda quadrada absorveram mais energia nos ensaios de impacto que os corpos de prova soldados em CCPR;
- e) O corpo de prova soldado com CCPR e fluxo ligado apresentou maior quantidade de inclusões que os demais, sendo uma possível causa de seu desempenho inferior aos demais.

## 6. Referências

[1] Lebrun, P. – An Introduction to Cryogenics; European Organization for Nuclear Research, CERN/AT 2007-1.

[2] Lebrun, P. – Cryogenics, Key to Advanced Science and Technology; Bulletin of the IIR, nº 2003-6.

[3] Modenese, P. J. – Soldabilidade de algumas ligas metálicas. IN: [http://www.demet.ufmg.br/grad/disciplinas/emt019/metais\\_soldab.pdf](http://www.demet.ufmg.br/grad/disciplinas/emt019/metais_soldab.pdf); consultado em 01/10/2008.

[4] Chi, K.; McLean, M. S.; McPherson, M. A.; Baker, T. N. – Single sided single pass submerged arc welding of austenitic stainless steel; *Materials Science and Technology*, 23 (9), p. 1039-1048, 2007.

[5] Michler, T. – Toughness and hydrogen compatibility of austenitic stainless steel welds at cryogenic temperatures. *International Journal of Hydrogen Energy*, vol. 32, p. 4081-4088, 2007.

[6] Hertzberg, R. W. – Deformation and fracture mechanics of engineering materials; John Wiley & Sons Inc, fourth ed, p. 375-378, 1996.

[7] Tobler, R. L., Siewert T. A., McHenry H. I. – Strength-toughness relationship for austenitic stainless steel welds at 4 K; Fracture and Deformation Division, National Bureau of Standards – USA, 1986.

[8] [http://www.cimm.com.br/cimm/construtordepaginas/htm/3\\_24\\_8317.htm](http://www.cimm.com.br/cimm/construtordepaginas/htm/3_24_8317.htm) ; consultado em 29/09/2008.

[9] – Metals Handbook, vol. 10, Failure Analysis and Prevention; American Society for Metals, eighth ed, p.347-348, 1975.

[10] Wainer, E.; Brandi, S. D.; Mello, F. D. H. – SOLDAGEM processos e metalurgia; Edgard Blücher LTDA, 1ª ed., p. 133-150; p. 371-378, 1995.

[11] <http://www.millerwelds.com/education/articles/articles57.html>; consultado em 04/11/2008.

[12] Zheng, B.; Green, B.; Harwig, D. D.; Brown, L. – Waveform-Controlled Tandem AC/AC SAW for High Productivity Welding of HSLA 100. IN: <http://files.aws.org/conferences/abstracts/2005/papers/01E.pdf>; consultado em 04/11/2008.

[13] David, S. A.; Babu, S. S.; Vitek, J. M. – Welding: Solidification and Microstructure. IN: <http://www.tms.org/pubs/journals/JOM/0306/David-0306.html>; consultado em 06/11/2008.

[14] Sievert, T. A.; Mc Cowan, C. N.; Olson, D. – Ferrite number prediction to 100 FN in stainless steel weld metal; Weld. J.; 67 (12): p. 289s-298s, 1988.

[15] Lippold, J. C.; Savage, W. F. – Solidification of austenitic stainless steel weldments: part II – The effect of alloy composition on ferrite morphology; Weld. J.; 59 (2): p. 48s-58s, 1980.

[16] Suutala, N.; Takalo, T.; Moisio T. – The relationship between solidification and microstructure in austenitic and austenitic-ferritic stainless steel welds; Met. Trans.; 10A (4); p. 512-514, 1979.

[17] Dixon, B. F. – Control of magnetic permeability and solidification cracking in welded nonmagnetic steel; Weld. J.; 68 (5); p. 171s-180s, 1989.

[18] Hägg, Frederik – How to achieve good impact properties at cryogenic temperatures?; Welding News, AvestaPolarit Welding AB; p. 9-10, nº 1-2004.

## ANEXO A – Resultados estatísticos dos ensaios Charpy

Os valores obtidos para  $Z_{calc}$  nas comparações de duas médias estão discriminados nas tabelas abaixo:

Tabela A.1: Valores de  $Z_{calc}$  e  $Z_{crit}$  na comparação entre as médias de energias absorvidas na superfície e na raiz.

Corpo de prova	$Z_{calc}$	$Z_{crit}$			
		0,1%	0,5%	1%	5%
3	4,36	3,27	2,81	2,57	1,96
4	1,26				
5	0,86				
6	2,05				

Tabela A.2: Valores de  $Z_{calc}$  e  $Z_{crit}$  na comparação entre as médias de energias absorvidas para mesmos tipos de corrente.

Corpos de prova		$Z_{calc}$	$Z_{crit}$			
			0,1%	0,5%	1%	5%
Corrente contínua	4 x 5 (superfície)	6,20	3,27	2,81	2,57	1,96
	4 x 5 (raiz)	8,20				
Corrente alternada	3 x 6 (superfície)	6,18				
	3 x 6 (raiz)	1,01				

Tabela A.3: Valores de  $Z_{calc}$  e  $Z_{crit}$  na comparação entre as médias de energias absorvidas para mesmos tipos de fluxo.

Corpos de prova		$Z_{calc}$	$Z_{crit}$			
			0,1%	0,5%	1%	5%
Corrente contínua	4 x 5 (superfície)	4,09	3,27	2,81	2,57	1,96
	4 x 5 (raiz)	2,58				
Corrente alternada	3 x 6 (superfície)	4,03				
	3 x 6 (raiz)	7,70				

## ANEXO B – Relação entre expansão lateral e energia absorvida nos ensaios Charpy

A partir dos dados da tabela 4.3.3, obteve-se os gráficos das figuras B.1 a B.4, que apresentam, respectivamente, a expansão lateral em função da energia absorvida nas regiões dos passes de solda da face e da raiz para os corpos de prova 1, 2, 3 e 4. Também foram plotados os gráficos das figuras B.5 e B.6 os quais representam, respectivamente, a expansão lateral em função da energia absorvida para os quatro corpos de prova nas regiões dos passes de solda da raiz e da face.

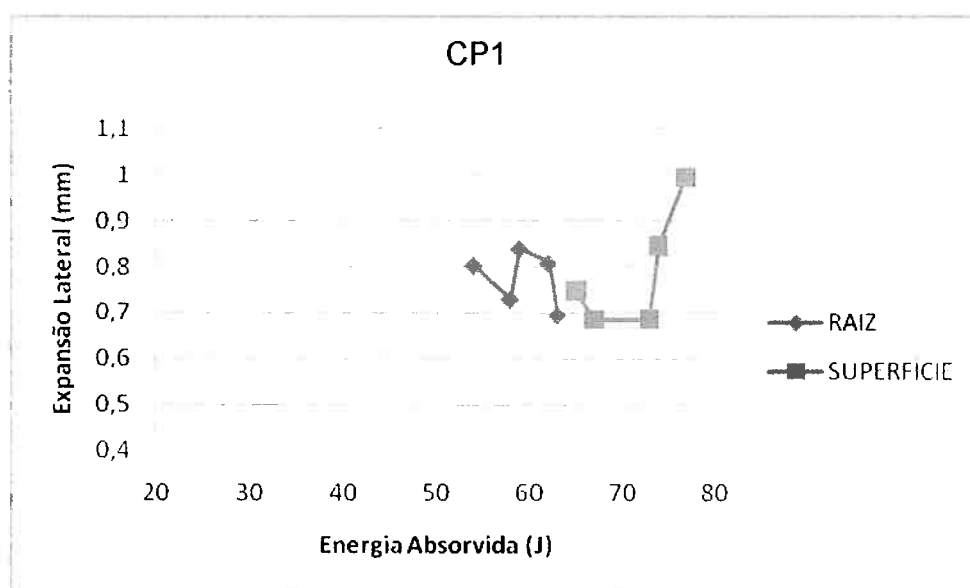


Figura B.1: Expansão lateral em função da energia absorvida nas regiões dos passes de solda da face e da raiz para o corpo de prova 1.

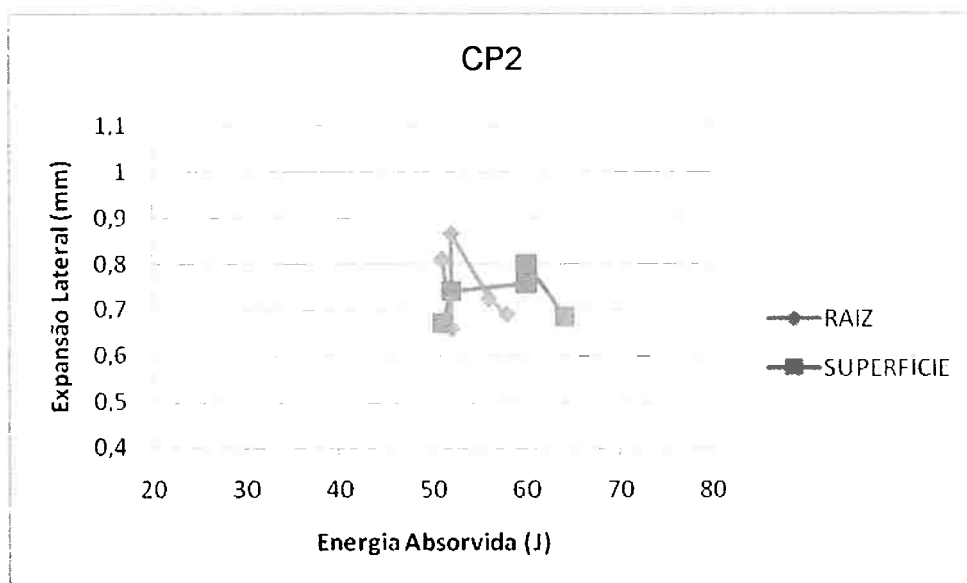


Figura B.2: Expansão lateral em função da energia absorvida nas regiões dos passes de solda da face e da raiz para o corpo de prova 2.

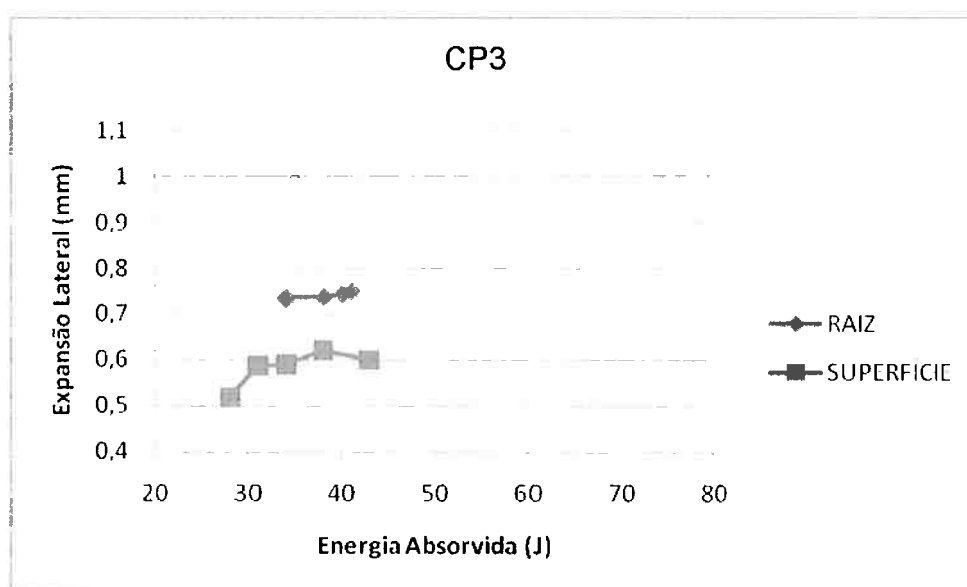


Figura B.3: Expansão lateral em função da energia absorvida nas regiões dos passes de solda da face e da raiz para o corpo de prova 3.

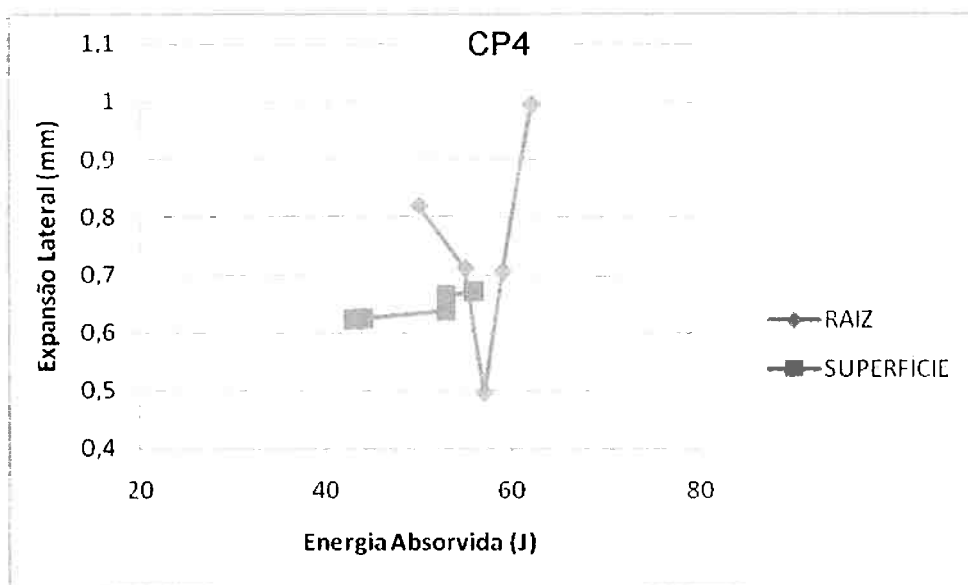


Figura B.4: Expansão lateral em função da energia absorvida nas regiões dos passes de solda da face e da raiz para o corpo de prova 4.

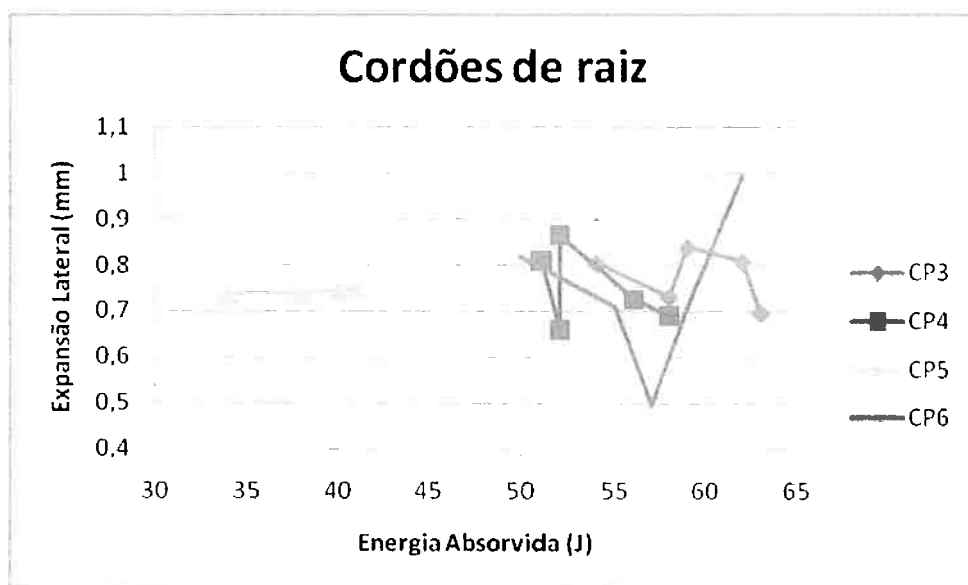


Figura B.5: Expansão lateral em função da energia absorvida para os quatro corpos de prova nas regiões dos passes de solda da raiz.



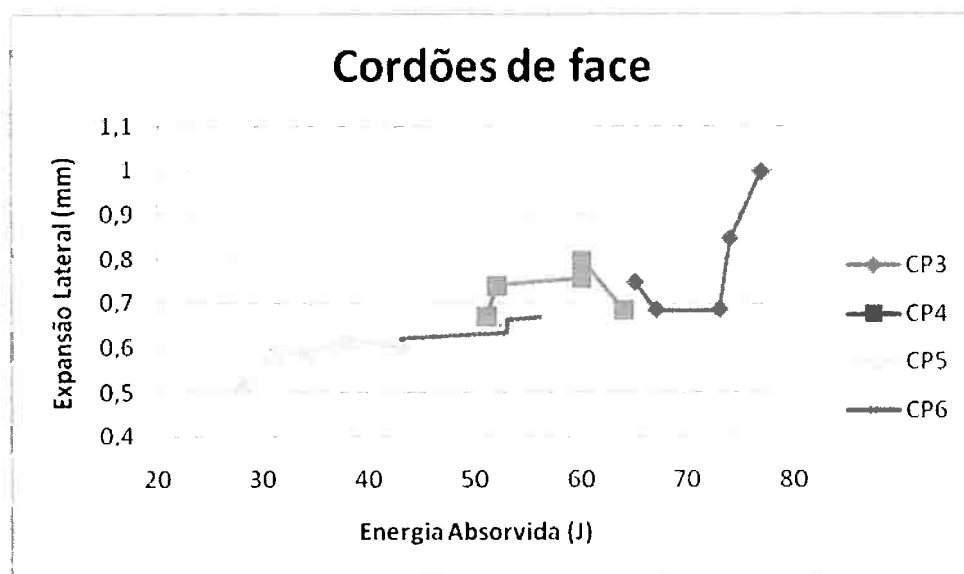


Figura B.6: Expansão lateral em função da energia absorvida para os quatro corpos de prova nas regiões dos passes de solda da face.

Conforme se pode observar nos gráficos anteriores, nos ensaios Charpy não se verificou nenhuma relação direta entre a energia absorvida no impacto com a expansão lateral.