

**LAÉCIO GOMES GALDINO**

**INFLUÊNCIA DO GÁS DE PURGA NA FORMAÇÃO  
DA RAIZ DO CORDÃO DE SOLDA EM TUBOS DE  
AÇO INOXIDÁVEL AISI 304**



**UNIVERSIDADE FEDERAL DE UBERLÂNDIA  
FACULDADE DE ENGENHARIA MECÂNICA**

**2014**

**LAÉCIO GOMES GALDINO**

**INFLUÊNCIA DO GÁS DE PURGA NA FORMAÇÃO DA RAIZ DO  
CORDÃO DE SOLDA EM TUBOS DE AÇO INOXIDÁVEL AISI 304**

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

Área de Concentração: Materiais e Processos de Fabricação.

Orientador: Prof. Dr. Valtair Antônio Ferraresi

UBERLÂNDIA –MG

2014

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

---

G149i  
2014 Galdino, Laécio Gomes, 1976-  
Influência do gás de purga na formação da raiz do cordão de solda  
em tubos de aço inoxidável AISI 304 / Laécio Gomes Galdino. - 2014.  
173 f. : il.

Orientador: Valtair Antônio Ferraresi.  
Tese (Doutorado) - Universidade Federal de Uberlândia, Programa  
de Pós-Graduação em Engenharia Mecânica.  
Disponível em: <http://dx.doi.org/10.14393/ufu.te.2018.751>  
Inclui bibliografia.

1. Engenharia mecânica - Teses. 2. Soldagem - Teses. 3. Aço  
inoxidável - Teses. 4. Argônio - Teses. I. Ferraresi, Valtair Antônio, . II.  
Universidade Federal de Uberlândia. Programa de Pós-Graduação em  
Engenharia Mecânica. III. Título.

---

CDU: 621



SERVIÇO PÚBLICO FEDERAL  
MINISTÉRIO DA EDUCAÇÃO  
UNIVERSIDADE FEDERAL DE UBERLÂNDIA  
FACULDADE DE ENGENHARIA MECÂNICA  
PROGRAMA DE PÓS-GRADUAÇÃO EM ENGENHARIA  
MECÂNICA



**ALUNO:** Laécio Gomes Galdino

**NÚMERO DE MATRÍCULA:** 101491

**ÁREA DE CONCENTRAÇÃO:** Materiais e Processos de Fabricação

**PÓS-GRADUAÇÃO EM ENGENHARIA MECÂNICA:** NÍVEL

**DOCTORADO**

**TÍTULO DA TESE:**

***“Influência do Gás de Purga na Formação da Raiz do Cordão de Solda em Tubos de Aço Inoxidável AISI 304”***

**ORIENTADOR:** Prof. Dr. Valtair Antônio Ferraresi

A Tese foi **APROVADA** em reunião pública, realizada no Anfiteatro A do Bloco 50, Campus Santa Mônica, em 26 de fevereiro de 2014, às 13:30 horas, com a seguinte Banca Examinadora:

<b>NOME</b>	<b>ASSINATURA</b>
Prof. Dr. Valtair Antônio Ferraresi (orientador)	UFU
Prof. Dr. Louriel Oliveira Vilarinho	UFU
Prof. Dr. Marcus Antonio Viana Duarte	UFU
Prof. Dr. Valdemar Silva Leal	IFMA
Prof. Dr. Hipólito Domingo Carvajal Fals	UNICAMP

Uberlândia, 26 de fevereiro de 2014



## DEDICATÓRIA

A meus pais, filhas, filhos, irmãs, irmão  
e em especial a minha companheira  
Leydianny Castelo Galdino.

## **AGRADECIMENTOS**

Ao programa de Doutorado Interinstitucional – DINTER pela parceria entre a Universidade Federal de Uberlândia junto a Faculdade de Engenharia Mecânica e o Instituto Federal de Educação, Ciências e Tecnologia do Maranhão pela oportunidade de realizar este curso pós-graduação em nível de doutorado.

Ao meu orientador Prof. Dr. Valtair Antônio Ferraresi pela paciência e praticidade na condução de todas as etapas deste trabalho.

Aos amigos que estiveram sempre prestativos, auxiliando muitas das vezes e sempre motivando, tanto os do ambiente de trabalho, quanto os do meu cotidiano particular.

Aos colegas de serviço do Instituto Federal de Educação, Ciências e Tecnologia do Maranhão – Campus Imperatriz, pela compreensão, tolerância e motivação ao longo deste trabalho.

Aos órgãos de fomento a pesquisa: Capes, CNPq e FAPEMIG.

GALDINO L. G. **Influência do gás de purga na formação da raiz do cordão de solda em tubos de aço inoxidável AISI 304**. 2014. 173 f. Tese de Doutorado, Universidade Federal de Uberlândia, Uberlândia.

### Resumo

Ampliar o conhecimento relacionado ao comportamento da raiz de juntas soldadas em tubos de aço inox realizadas com a aplicação de um gás de purga, especialmente o inoxidável austenítico AISI 304 devido a sua ampla utilização comercial, o que pode elevar ainda mais a qualidade deste tipo de produto. O objetivo do trabalho foi avaliar a influência de gases utilizados como purga na formação da raiz do cordão de soldas obtidas em componentes tubulares do aço inoxidável austenítico AISI 304. As soldas foram realizadas pelo processo GMAW - "*Gas Metal Arc Welding*" com transferência metálica por curto-circuito e tecnologia STT® - "*Tension Transfer Surface*". Foram utilizados tubos de teste (TT's), com dimensões nominais respectivamente de 60 mm para o diâmetro e espessura de parede 2,7 mm. Numa junta de topo com nariz de 0,5 mm e chanfro em V de 90°, foram realizadas soldas mantendo o controle na posição plana (1G). Todo um sistema para purga e ajustes nos mecanismos para livre rotação dos TT's foram trabalhados para que se possibilitasse a reprodutibilidade das soldas. O gás de proteção utilizado foi Argônio com 2% de O<sub>2</sub> em uma vazão de 15 L/min. Como gases de purga foram utilizados CO<sub>2</sub>, N<sub>2</sub> e Ar comercialmente puros, além de duas misturas comerciais de Ar+25%CO<sub>2</sub> e Ar+2%O<sub>2</sub>, variando-se a vazão em 6, 12 e 18 L/min. Foi avaliado o aspecto de oxidação e as características geométricas do perfil transversal na raiz. Avaliou-se também a microestrutura, microdureza e o teor de ferrita na Zona Fundida (ZF), este último por meio de ferritoscópio. Os resultados mostraram diferenças no teor de ferrita em relação ao perfil transversal da raiz ao longo da ZF, mesmo com as mudanças do tipo e vazão do gás de purga só é possível notar uma discreta diferença entre face e raiz do cordão de solda, sempre com maior redução nas respectivas faces dos cordões. Não foi possível verificar mudanças significativas na microestrutura por meio de microscopia óptica. Entretanto, a microdureza teve tendência a reduzir nas condições purgadas com Ar+2%O<sub>2</sub> e apresentou elevação nas purgas com Ar+25%CO<sub>2</sub>. Independente da condição de purga todos os setores do lado de formação da raiz apresentaram degradação superficial, consequentes da formação de pites, os piores resultados apontam para as purgas onde se tinha a presença de elementos químicos mais oxidantes, sendo que a ZF da purgada com CO<sub>2</sub> (puro) desenvolveu indícios do pior potencial de pite avaliado por ensaio potenciodinâmico.

---

*Palavras chave: gás de purga; aço inoxidável austenítico; perfil da raiz; teor de ferrita; corrosão.*

GALDINO L. G. **Influence of purge gas in the root welds formation in tube of AISI 304 stainless steel**. 2014. 173 f. Dr. Thesis, Federal University of Uberlandia, Uberlândia, Brazil.

### Abstract

Broaden knowledge related to the behavior of the root of stainless steel pipes welded by applying a purge gas, especially the austenitic stainless AISI 304 due to its wide commercial use, may further elevate the quality of welded product. The objective of this study was to evaluate the influence of purging gas in the formation of the root beads obtained in tubular components of austenitic AISI 304 stainless steel. The GMAW (Gas Metal Arc Welding) process with metal transfer and short-circuit STT<sup>®</sup> technology – (Surface Tension Transfer) was used. The tests were performed in test tubes (TT' s) with nominal dimensions of 60 mm diameter and wall thickness of 2,7 mm. From the best condition, with root face of joint of 0,5 mm and groove angle of 90°, welds were performed in flat (1G) position. The whole system for purging and free rotation was guaranteed by the TT's development and calibration of equipment for this purpose. In the welding torch shielding, the gas used was argon with 2% O<sub>2</sub> at a flow rate of 15 L/min. As purging gases CO<sub>2</sub>, N<sub>2</sub> and Ar commercially pure were used, as well as two commercial mixtures of Ar+25%CO<sub>2</sub> and Ar+2%O<sub>2</sub>, varying the flow rate at 6, 12 and 18 L/min. Both appearance of oxidation and the geometric characteristics of variables assigned to the root section were evaluated. It was also evaluated the microstructure, microhardness and ferrite content in fusion zone, the latter through ferritoscope. The results showed significant differences in relation to the transverse profile of the root in the ferrite content, type and flow rate of the purge gas is possible only notice a slight difference between the face and root of the weld, always with greater reduction in the respective faces of the strands. It was unable to identify significant changes in the microstructure. However, the microhardness tends to reduce the conditions purged with Ar +2%O<sub>2</sub> and shows slight improvement in purging with Ar +25%CO<sub>2</sub>. Regardless of the condition of purging, all sectors of the root side had superficial degradation, resulting from the consequent of pits, the worst results point to the purges where there were presence of more chemical oxidant elements, which the fusion zone purged with CO<sub>2</sub> (pure) developed worse signs of pitting potential rated by potentiodynamic test.

---

*Keywords:* root purge; austenitic stainless steel; profile root; ferrite content; corrosion.

## LISTA DE SÍMBOLOS

- AISI - “*American Iron and Steel Institute*”
- GMAW - “*Gas Metal Arc Welding*”
- STT® - “*Tension Transfer Surface*” marca registrada
- TT's - Tubos de teste
- ZF - Zona fundida
- O<sub>2</sub> - Oxigênio molecular
- N<sub>2</sub> - Nitrogênio molecular
- Ar - Argônio
- CO<sub>2</sub> - Dióxido de Carbono
- L/min - Litros por minuto
- % - porcentagem
- mm - milímetro
- ° - grau
- 1G - Indicação de solda realizada em componente tubular na posição plana com tocha fixa e tubo girando
- AWS - “*American Welding Society*”
- ZAC - Zona afetada pelo calor
- He - Hélio
- EAS - Eletroscopia de eletrons Auger
- Cr - Cromo
- Ni - Níquel
- Al - Alumínio
- Cu - Cobre
- Ti - Titânio
- Mo - Molibdênio
- CFC - Cúbica de face centrada
- mix* - Mistura de vários gases
- eV - Eletro Volts
- g/mol - Gramas por mol
- ρ - Densidade
- kg/m<sup>3</sup> - Quilograma por metro cúbico
- PI - Potencial de ionização
- CT - Contutividade térmica

W/m.K	-Watts por metro kelvin
Cv	- Capacidade específica de calor à volume constante
kJ/kg.°C	- Quilojoule por quilograma graus Celsius
IIW	- <i>“International Institute of Welding”</i>
PO	- Potencial de Oxidação
FCAW	- <i>“Flux-Cored Arc Welding”</i>
In	- <i>“Inch”</i>
ft <sup>3</sup> /h	- Pés cúbicos por hora
L/min	- Litros por minutos
Min	- Minutos
pH	- Pontencial hidrogeniônico
ASTM	- <i>“American Society for Testing and Materials”</i>
CMT	- <i>“Cold Metal Transfer”</i>
RMD	- <i>“Regulated Metal Deposition”</i>
CCC	- Curto-Circuito Controlado
dU/dt	- Variação de tensão na unidade de tempo
U	- Tensão
I	- Corrente
t	- Tempo
ms	- Milissegundo
MB	- Metal de Base
Mn	- Manganês
Si	- Silício
P	- Fósforo
S	- Enxofre
Nb	- Nióbio
SPS	- Sistemas e Processos de Soldagem
I <sub>b</sub>	- Corrente de base
I <sub>p</sub>	- Corrente de pico
Vel <sub>a</sub>	- Velocidade de alimentação
txt	- Arquivo em texto
Hz	- Hertz
s	- Segundos
UFU	- Univesidade Federal de Uberlândia
∅	- Diâmetro
S/F	- Sem furos laterais

- C/F - Com furos laterais
- $\theta$  - Ângulo teta
- USB - *“Universal Serial Bus”*
- mesh* - Malha
- NaCl(PA) - Cloreto de sódio (Padrão Analítico)
- mV/s - Milivolts por segundo
- DBCP - Distância Bico de Contato-Peça
- $I_{\text{méd}}$  - Corrente média
- $I_{\text{RMS}}$  - Corrente eficaz ou *“Root Mean Square”*
- $U_{\text{méd}}$  - Tensão média
- $U_{\text{RMS}}$  - Tensão eficaz ou *“Root Mean Square”*.
- FeCl<sub>3</sub> Cloreto de Ferro III
- S/G - Sem gás
- WRC - *“Welding Resource Council”*
- ASME - *“American Society of Mechanical Engineers”*
- NRC - *“Nuclear Regulatory Commission”*
- HV - *“Hardness Vickers”*
- Cr/Fe - Cromo por Ferro
- A/cm<sup>2</sup> - Amper por centímetro quadrado
- $E_{\text{corr}}$  - Potencial de corrosão
- E - Pontencial
- V - Volts
- MEV - Microscopia Eletrônica de Varredura

## SUMÁRIO

<b>CAPÍTULO I - Introdução</b> .....	<b>13</b>
<b>CAPÍTULO II - Revisão da Literatura</b> .....	<b>16</b>
<b>2.1 Aço inox austenítico</b> .....	<b>16</b>
2.1.1 Soldabilidade do inoxidável austenítico .....	17
2.1.2 Microestrutura da zona fundida .....	18
<b>2.2 Gases de Purga</b> .....	<b>21</b>
2.2.1 Argônio - Ar.....	23
2.2.2 Nitrogênio – N <sub>2</sub> .....	24
2.2.3 Dióxido de carbono – CO <sub>2</sub> .....	25
2.2.4 Misturas binárias a base de Ar.....	26
2.2.5 Procedimentos básicos na execução de uma purga .....	28
<b>2.3 Comportamento corrosivo dos aços inoxidáveis</b> .....	<b>30</b>
2.3.1 Algumas avaliações da susceptibilidade a corrosão .....	33
<b>2.4 Processo GMAW com controle de transferência metálica por curto-circuito</b> .....	<b>38</b>
2.4.1 A variante tecnológica STT <sup>®</sup> do processo GMAW.....	39
2.4.2 Princípios técnicos do sistema STT <sup>®</sup> .....	40
<b>CAPÍTULO III - Metodologia</b> .....	<b>44</b>
<b>3.1 Materiais, equipamentos e metodologia</b> .....	<b>44</b>
3.1.1 Metal de base.....	44
3.1.2 Metal de adição.....	44
3.1.3 Gás de proteção .....	45
3.1.4 Gases de purga .....	45
<b>3.2 Adaptações dos dispositivos de soldagem e elaboração de componentes para difusão do gás de purga</b> .....	<b>46</b>
3.2.1 Sistema de rotação dos tubos de teste .....	46
3.2.2 Dispositivos de injeção e difusão dos gases de purga .....	48
<b>3.3 Parametrização das condições de soldagem (MIG/MAG – SST<sup>®</sup>)</b> .....	<b>49</b>
<b>3.4 Elaboração dos tubos de teste</b> .....	<b>51</b>
3.4.1 Ajustes dimensionais das peças .....	51
3.4.2 Montagem e ajustes dos tubos de teste para soldagem .....	52
<b>3.5 Soldagem dos tubos de teste</b> .....	<b>53</b>



<b>3.6 Inspeções dos tubos de testes soldados .....</b>	<b>55</b>
3.6.1 <i>Análise do aspecto visual e dimensional da raiz.....</i>	55
3.6.2 <i>Ensaio metalográfico .....</i>	58
3.6.3 <i>Ensaio do teor de ferrita .....</i>	60
3.6.4 <i>Ensaio de microdureza .....</i>	62
<b>3.7 Avaliação corrosiva nas raízes purgadas .....</b>	<b>63</b>
3.7.1 <i>Análise de corrosão por imersão em cloreto de ferro III.....</i>	63
3.7.2 <i>Análise potenciodinâmica .....</i>	65
<b>CAPÍTULO IV - Avaliações Preliminares.....</b>	<b>68</b>
<b>4.1 Ensaio de soldagem.....</b>	<b>68</b>
4.1.1 <i>Parametrizações com soldagens em tubos de teste .....</i>	68
4.1.2 <i>Ensaio de soldagens com aplicação de gases de purga aos tubos de teste.....</i>	70
<b>4.2 Análise visual e dimensional da raiz da junta.....</b>	<b>73</b>
4.2.1 <i>Análise da oxidação.....</i>	73
4.2.2 <i>Análise do aspecto superficial na raiz .....</i>	75
4.2.3 <i>Análise dimensional do perfil transversal na região da raiz.....</i>	78
4.2.4 <i>Diluição na ZF.....</i>	85
<b>4.3 Microestrutura da raiz na ZF .....</b>	<b>87</b>
<b>4.4 Determinação do teor de ferrita por ensaio magnético .....</b>	<b>91</b>
<b>4.5 Ensaio de microdureza .....</b>	<b>94</b>
<b>4.6 Considerações finais .....</b>	<b>96</b>
<b>CAPÍTULO V - Ensaio Variando as Condições de Purga.....</b>	<b>99</b>
<b>5.1 Parâmetros das purga e soldagens .....</b>	<b>99</b>
<b>5.2 Análises do aspecto de oxidação das raízes .....</b>	<b>101</b>
5.2.1 <i>Análise da oxidação nas regiões de purga via programa.....</i>	101
5.2.2 <i>Análise da oxidação via inspeção por questionário .....</i>	111
5.2.3 <i>Resumo das avaliações da oxidação efetuadas.....</i>	113
<b>5.3 Análises de variáveis dimensionais no perfil transversal das raízes .....</b>	<b>114</b>
<b>5.4 Análises do perfil microestrutural do cordão de solda .....</b>	<b>120</b>
5.4.1 <i>Análise da diluição.....</i>	121
5.4.2 <i>Avaliação do teor de ferrita por ensaio magnético.....</i>	123
5.4.3 <i>Análise da microscopia óptica .....</i>	133
5.4.4 <i>Ensaio de microdureza .....</i>	138
<b>5.5 Análise da corrosão .....</b>	<b>140</b>

5.5.1 Avaliação pela imersão em cloreto de ferro III..... 140

5.5.2 Avaliação pela análise potenciodinâmica..... 149

**CAPÍTULO VI - Conclusões ..... 153**

**CAPÍTULO VII - Trabalhos Futuros ..... 156**

**REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS ..... 158**

**APÊNDICES ..... 165**

**ANEXOS ..... 170**

# CAPÍTULO I

## Introdução

A utilização do processo de soldagem GMAW – “*Gas Metal Arc Welding*” atualmente tem ganhado cada vez mais importância na realização de junções rígidas, principalmente pela rapidez, possibilidades de ajustes controlados e obtenção de produtos de alta qualidade (MOREIRA, 2008; WILL, 2009; WEISS, 2010). Esta abordagem constitui-se o ponto de partida apoiando o enfoque e desenvolvimento do trabalho aqui proposto toma como base a aplicação deste processo de soldagem em tubos de aço inoxidável AISI 304, que se trata de um material bastante utilizado tanto nas indústrias petroquímicas, como alimentícia, farmacêuticas, de álcool e açúcar, aeronáutica, entre outras, ou seja, devido a uma série de propriedades alternativas apresentadas por este material, que outros não apresentam.

Somente no mercado brasileiro segundo a ABITAM (Associação Brasileira da Indústria de Tubos e Acessórios de Metal) a produção de tubos em 2013 esteve por volta de aproximadamente 5,5 milhões de toneladas. Mesmo não apresentando dados específicos sobre a produção única de aço inox AISI 304, a ABINOX (Associação Brasileira do Aço Inoxidável) estipulou que neste período o mercado brasileiro consumiu algo em torno de 330 mil toneladas. Além do que, as perspectivas já a partir de 2014 para a utilização de aço inox são boas, impulsionadas por projetos na área de papel e celulose prevendo a construção no país de uma nova unidade a cada um ano e meio, também adequações de projeto na indústria automotiva e automobilística visando atender as exigências da legislação ambiental que irão demandar da utilização de aços inoxidáveis (ABITAM, 2014; ABINOX, 2014).

A soldagem de aços inoxidáveis requererem uma série de cuidados. Observando as recomendações da norma AWS D10.4 (1986) se constata que já na escolha do gás de proteção no processo GMAW são levados em consideração diversos fatores como: o tipo de transferência metálica, o metal de base, a velocidade de soldagem, espessura do componente a ser soldado, a necessidade de penetração, além do tipo de acabamento e geometria do cordão. Entretanto, a soldagem de aços inoxidáveis em determinadas aplicações vão muito além da necessidade de uma simples aplicação de proteção gasosa na tocha. No caso de soldagens em tubulações inoxidáveis a mesma norma AWS D10.4

(1986) ainda recomenda que seja aplicado gás com a finalidade de purgar o sistema, sendo este de natureza inerte, para que se tenha uma maior proteção da raiz quanto a reações químicas indesejáveis com elementos atmosféricos.

É fácil encontrar em revistas impressas e eletrônicas pesquisas avaliando diversos efeitos dos gases de proteção aplicados aos processos de soldagem na região da face do cordão, o mesmo não se observa quando é preciso entender a extensão das influências gasosas envolvidas na condição de processo de purga na raiz do cordão. Neste sentido, a pesquisa de Shirwaikar e Reddy (1975) já era desenvolvida com propósito de avaliar as potencialidades da aplicação da purga com Nitrogênio visando reduzir os custos de soldagem. Os autores chegaram a principal conclusão que era possível substituir a purga de Argônio por Nitrogênio sem quaisquer efeitos adversos sobre as propriedades dos aços inoxidáveis não estabilizados. Entretanto, para garantir um melhor desempenho da solda, esta deveria ser realizada com a mínima entrada de calor específico possível, visando minimizar a precipitação dos carbonetos detectados.

Trigwell e Selvaduray (2005) buscando avaliar as variações de tonalidades nas superfícies das raízes de cordões de solda e sua influência na formação da película protetora de óxido de cromo em tubos de aço inoxidável purgados com argônio ultrapuro, simularam controladamente contaminações com ar ambiente misturando ao gás de purga porções de ar comprimido. Avaliando os componentes soldados por espectroscopia de elétrons Auger (EAS), os autores concluíram que a coloração era em função da contaminação com o  $O_2$ , a espessura destas camadas de óxido e intensidade das cores aumentaram conforme foi elevada a proporção de  $O_2$ . Entretanto este fenômeno não pode ser associado como uma forma de se indicar a composição de óxidos apassivadores ou mesmo da própria resistência à corrosão das superfícies avaliadas.

No caso de tubos de pequenos diâmetros, além dos problemas que podem acontecer durante a realização da soldagem, ainda se tem a difícil condição de acesso para posteriores inspeções internas das raízes. O desenvolvimento de estudos com aplicação de novas técnicas de soldagem prima, dentre outras coisas, por minimizar os efeitos negativos que o processo de união venha a proporcionar. Um caso é o comportamento desenvolvido ao longo da raiz, após realização do processo de soldagem escolhido. Assim, a investigação aqui proposta levará em conta os efeitos relativos à aplicação de gases de purga no interior dos tubos durante o processo de soldagem. Uma vez que estes gases irão atuar proporcionando uma atmosfera controlada na parte interna do tubo, sua influência estará intimamente ligada à interação com a parte inferior da solda na raiz do cordão. Espera-se que as possíveis modificações, quanto ao perfil da raiz do cordão de solda, possam ser mais bem compreendidas auxiliando inclusive em possíveis melhorias do processo de soldagem

utilizado. Uma vez que pouca informação se encontra disponível na literatura relacionada a este assunto.

A soldagem aplicada neste estudo será realizada o processo GMAW (Soldagem a Arco com Proteção Gasosa e Eletrodo Metálico) com transferência metálica por curto-circuito utilizando-se a tecnologia STT<sup>®</sup> (Transferência por Tensão Superficial). Na execução será utilizada a “posição plana – 1G”, permanecendo a tocha fixa e o tubo girando com velocidade controlada (AWS D1.1/D1.1M:2004, 2003). O processo de purga será realizado com diferentes gases e níveis de vazão. As raízes dos tubos de teste produzidos serão investigadas quanto ao seu aspecto superficial na formação de óxidos, perfil transversal de suas variáveis dimensionais, o desenvolvimento microestrutural, microdureza e alterações corrosivas. O direcionamento nas análises será conduzido com o objetivo geral de avaliar a influência de gases aplicados como purga na formação da raiz do cordão de soldas obtidos por meio de componentes tubulares do aço inoxidável austenítico AISI 304.

Já, como objetivos específicos se esperam que de forma qualitativa e/ou quantitativa seja possível:

- Determinar possíveis influências das variações de vazão e gases de purga quanto ao aspecto visual da raiz ou a formação de óxidos e características metalúrgicas (microestrutura, microdureza e corrosão) da raiz do cordão de solda;
- Avaliar o comportamento do perfil da raiz da solda de tubos de aço inoxidável, soldados por GMAW com a variante tecnológica STT<sup>®</sup>;
- Desenvolver informações técnicas, contribuindo com a ampliação do conhecimento científico relativo à purga em tubos de aço inox austenítico (AISI-304).

# CAPÍTULO II

## Revisão da Literatura

No intuito de auxiliar o leitor a se situar no âmbito do trabalho aqui desenvolvido e possibilitando melhor posicionamento frente aos resultados apresentados, será conduzida uma breve explanação sobre informações técnicas relacionadas ao material inoxidável austenítico utilizado, soldabilidade, gases na aplicação de purga, além do processo de purga e do processo de soldagem “*Gas Metal Arc Welding*” – GMAW com transferência metálica por curto-circuito e controle tecnológico STT<sup>®</sup>.

### 2.1 Aço inox austenítico

O campo de aplicação dos aços inoxidáveis na indústria é bastante vasto. Especificamente no caso de componentes tubulares ou tubulação, as aplicações vão desde estruturais e transporte de fluidos, até equipamentos para a indústria farmacêutica, onde neste último caso normas mais rígidas especificam até conteúdos admissíveis de impurezas no produto final (FORTES, 2003; RIHAR *et al*, 2005; GALVIS E e HORMAZA, 2011).

De acordo com a fase microestrutural predominante, os aços inoxidáveis podem ser classificados em três principais tipos: austeníticos, ferríticos e martensíticos. Já, como variantes destes, há: os superausteníticos (com teor de nitrogênio entre 0,2% até cerca de 0,9%); os superferríticos (processados especialmente elevando-se os teores de cromo e molibdênio acima dos ferríticos convencionais); inoxidáveis duplex (possuindo 50% de ferrita e 50% de austenita) e os aços inoxidáveis endurecíveis por precipitação (17% Cr e 7% Ni, pequenas adições de elementos de liga Al, Cu, Ti, e Mo) (TERADA, 2008).

Neste trabalho será tratado do aço inoxidável austenítico, que constitui o maior grupo de aços inoxidáveis em uso, representando cerca de 65% a 70% do total produzido. Este tipo é caracterizado por apresentar as propriedades de resistência à corrosão (exceto corrosão sob tensão), não são endurecíveis por tratamento térmico, têm excelente conformabilidade plástica; têm baixa energia de falha de empilhamento; apresentam alto coeficiente de encruamento; sua estrutura cúbica de face centrada (CFC) apresenta boa resistência à fluência; a estrutura austenítica não apresenta transição dúctil-frágil; possuem

elevado coeficiente de expansão térmica, sendo superiores aos demais tipos de inoxidáveis; além de possuírem baixa condutividade elétrica e térmica (CALLISTER, 1991; MODENESI, 2001; MEADOWS e FRITZ, 2005).

As aplicações do aço inoxidável austenítico AISI 304, na forma tubular, são bastante diversificadas. Para se ter uma ideia é possível ser observado em equipamentos como evaporadores para usinas de açúcar em tubos de pequeno diâmetro (SANTOS, 2007). Também, na indústria química em tubulações de alta pressão utilizadas para o transporte de catalisadores de processo (CARDOSO, 2002). Além de utilização em plataformas petrolíferas como dutos e tubulações, ou em uma série de produtos de uso doméstico, na indústria alimentícia e médico hospitalar (COSTA *et al.*, 2005). Até mesmo em centrais núcleo-elétricas de instalações industriais nucleares, onde estudos desenvolvidos por Lopes (2004) avaliaram o comportamento deste material (aço inox 304 AISI) quanto ao grau de sensibilização e suas influências no comportamento da liga metálica em serviço.

Características gerais relativas à soldabilidade dos aços inox austeníticos serão apresentadas a seguir.

### *2.1.1 Soldabilidade do aço inoxidável austenítico*

Este aço inoxidável quando submetido ao processo de soldagem apresenta ausência de transformação martensítica. Esta característica aliada a sua boa tenacidade contribui para que não ocorram problemas relacionados à fissuração pelo hidrogênio. Neste caso, a seleção adequada de eletrodos segundo o processo de soldagem deve propiciar que a zona fundida tenha propriedades similares a do metal de base, eliminando o inconveniente de tratamentos térmicos após a soldagem (MODENESI, 2001).

As fases microestruturais de uma junta soldada de aço inox austenítico dependerão de diversos fatores como a velocidade de resfriamento, relação cromo/níquel e dos outros elementos de liga presentes ou adicionados durante o processo de fusão. Uma forma simples e bastante prática utilizada para se obter uma previsão microestrutural da zona fundida é a combinação dos elementos formadores de ferrita e austenita, por meio dos diagramas constitucionais empíricos. Segundo Modenesi (2001) um dos mais conhecidos é o diagrama levantado por Schaeffler na década de 40 e utilizado até os dias atuais, que pode ser observado na Fig. 2.1.

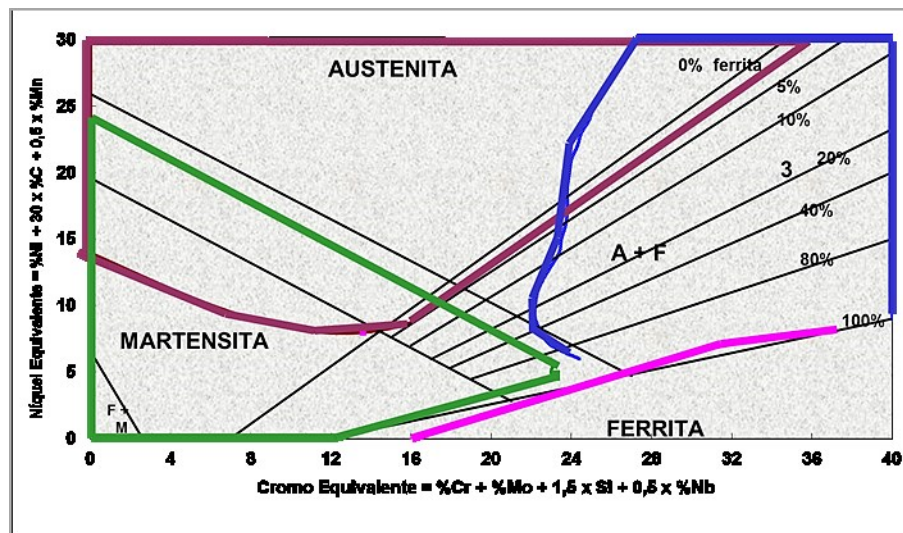


Figura 2.1. Diagrama Schaeffler adaptação (Modenesi, 2001, p. 78)

No diagrama de Schaeffler por meio do  $Ni_{eq}$  (Níquel equivalente) e  $Cr_{eq}$  (Cromo equivalente) do metal de base e do metal de adição, uma vez que tenham composições diferentes, pode-se determinar um segmento de reta no qual estará ali presente o ponto que representará a previsão para microestrutura da Zona Fundida (ZF). A localização precisa para determinação da microestrutura da ZF dependerá do comportamento relativo à diluição obtida no processo de soldagem. Conhecida assim, a diluição, pode-se estipular diretamente no gráfico a quantidade de ferrita na solda (MODENESI, 2001).

### 2.1.2 Microestrutura da zona fundida

Em geral os aços inoxidáveis austeníticos apresentam soldabilidade considerada relativamente boa. No entanto, sua utilização centra-se em torno de suas propriedades como boa tenacidade e ductilidade, elevada resistência à corrosão a temperaturas elevadas, boa capacidade de endurecimento por deformação plástica, além de sofrerem transformação austenítica.

A microestrutura que a zona fundida de um aço inox austenítico apresentará após o processo de solidificação dependerá além da composição dos elementos presentes, da forma de solidificação do aço e das transformações, já no estado sólido, que este material tenha possibilidade de desenvolver. Em função das características citadas anteriormente, intrínsecas ao material, podem ser retidas quantidades variáveis de ferrita  $\delta$  (delta) a temperatura ambiente (INOUE, 2000; MODENESI, 2001).

A correlação Cr/Ni também é utilizada para classificar a morfologia final da microestrutura ferrítica na ZF, assim como interpretações do diagrama pseudobinário. No



entanto, as condições de soldagem que controlam a velocidade de resfriamento podem alterar a quantidade final e a extensão das transformações da ferrita. Assim como elementos de liga, que adicionados ao aço também afetam a estabilidade relativa entre as fases. Segundo Modenesi (2001) tomando por base valores crescentes da relação Cr/Ni as principais microestruturas encontradas se apresentam conforme as ilustrações da Fig. 2.2.

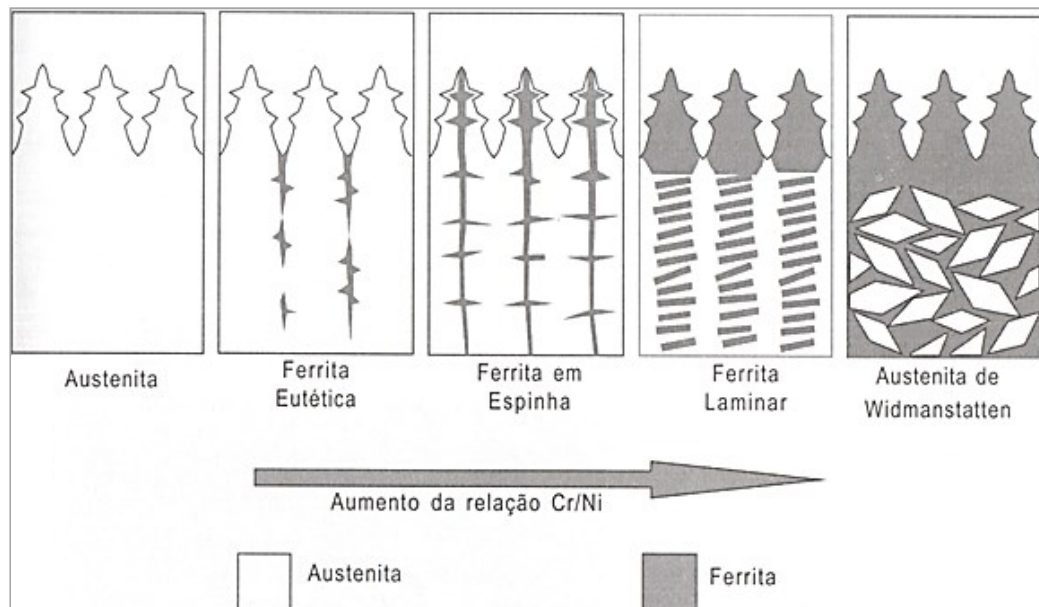


Figura 2.2 – Morfologias da ferrita  $\delta$  (delta) exemplificadas por Modenesi (2001, p. 43)

Na Figura 2.2, da esquerda para a direita se tem a presença de uma microestrutura final constituída somente por austenita, normalmente resultante da solidificação direta para austenita, sem formação de ferrita.

A formação de austenita + ferrita eutética, resultado de solidificação em austenita primária com formação de ferrita em reação eutética ao final da solidificação e localizada em contornos de grão ou de dendritas ou células;

A formação de austenita + ferrita em espinha ou vermicular normalmente, resultado da solidificação em ferrita primária com formação de austenita tanto nas etapas finais desta como já no estado sólido (ao final da solidificação) e a ferrita remanescente se localiza ao longo do centro das dendritas, caracterizando a morfologia mais comumente observada em soldas de aços inoxidáveis austeníticos;

Estruturas de austenita + ferrita laminar ou rendilhada, resultado da solidificação em ferrita primária com a transformação desta em austenita ao seu final, principalmente no estado sólido. Este tipo de microestrutura é característico de soldas com elevada quantidade de ferrita ou resfriadas rapidamente. A austenita presente aparece na forma de lâminas aproximadamente paralelas com a ferrita remanescente localizada entre estas lâminas;

Em aços inoxidáveis duplex é comum a presença de ferrita + austenita de Widmanstätten. A solidificação ocorre somente com a formação de ferrita. Já, a austenita é formada na matriz de ferrita depois desta completamente solidificada, nucleando nos contornos de grão da ferrita e crescendo como placas para o interior dos grãos.

Um ponto importante quanto à ferrita  $\delta$  (delta) nos aços inoxidáveis austeníticos é sua presença em teores não muito elevados, podendo ser considerada um constituinte benéfico para a zona fundida, pelo fato de reduzir a tendência à fissuração na solidificação. No entanto, a quantidade de ferrita  $\delta$  deve ser controlada em aplicações nas quais a junta soldada necessita de uma ótima resistência à corrosão, uma alta tenacidade da solda a baixas temperaturas e quando a peça não puder apresentar qualquer magnetismo residual. Uma análise prévia no modo de solidificação das fases do aço inox austenítico poderá então ajudar a prevenir falhas como suscetibilidade a trincas e melhorar a resistência a eventuais trincas (INOUE, 2000; MODENESI, 2001; SHANKAR, 2003).

A determinação do teor de ferrita pode ser realizada por diversas técnicas. Uma forma pode ser a determinação direta em imagens metalográficas. Neste ensaio destrutivo amostras deverão ser cortadas, lixadas e polidas adequadamente para posterior ataque químico revelando a microestrutura a ser observada em microscópio. A quantificação da ferrita poderá então ser conduzida por meio da contagem de pontos, gradeando-se a superfície a ser analisada e quantificando o número de pontos que ficam sobre regiões ferríticas em relação ao total da grade, repetindo por um número adequado de vezes. Outra forma seria analisando a área, com auxílio de processamento computadorizado adequado é possível separar e quantificar a região ferrítica, a partir da relação desta com a área total se estipula a fração volumétrica do constituinte analisado (MODENESI, 2001).

Outra forma de se avaliar o teor de ferrita é por meio da resposta magnética que a fase ferrítica proporciona por ser um material ferromagnético, diferente da austenita que se trata de um material paramagnético. Esta é uma técnica não destrutiva que para materiais onde a mistura de fases obtidas são constituídas por ferrita e austenita, a resposta ao campo magnético é proporcional ao constituinte ferromagnético. Trata-se de um método bastante sensível e os testes em laboratório tem indicado para esta forma de avaliação, uma variação média chegando a valores inferiores a  $\pm 1\%$ . Demonstrando inclusive boa sensibilizada para a formação de pequenos teores de ferrita na fase  $\sigma$  (sigma) ( MODENESI, 2001; TAVARES *et al*, 2006).

## 2.2 Gases de Purga

Tipicamente em solda por fusão a preocupação com a ondulação da face do cordão e as alterações proporcionadas na pelo gás de proteção – termo usualmente aplicado ao se referir ao gás injetado pelo bocal da tocha – é sempre apresentada com maior destaque. Entretanto, no caso grandes penetrações alterações no aspecto da junta e deterioração das propriedades desejadas ao cordão de solda podem chegar ao lado oposto da junta. Dependendo do material que esta sendo soldado se fazem necessários cuidados específicos. No caso de componentes tubulares uma das formas de se controlar a atmosfera que estará presente do lado oposto à face do cordão e que em caso de penetração total se formará a raiz é a realização de uma purga. Segundo a AWS - D10.11M/D10.11 (2007) “*purge*” ou purga nada mais é do que o termo padrão utilizado para caracterizar a introdução de um gás que é usado para remover contaminantes de um determinado sistema dando apoio ao processo de soldagem.

Nas situações em que a soldagem é efetuada com penetração total ou profunda na junta visando proteger a raiz do cordão de solda e o metal de base adjacente contra oxidação, como no caso das ligas de alumínio e aços inoxidáveis pela sua alta reatividade, a AWS D10.4 (1986) recomenda a aplicação de um gás de purga. Ainda segundo esta norma o gás de purga trata-se um dos meios eficientes que podem proporcionar proteção contra oxidação, além de influenciar na tensão superficial, nas características da poça de fusão, propiciando melhor aparência de superfície, fusão de contorno da raiz mais uniforme, até mesmo, diminuindo as potenciais ocorrências de trincas.

Os gases de purga normalmente são aplicados no intuito de manter uma atmosfera protetora contra reações químicas deletérias proporcionadas pelo ar ambiente, vapores indesejados e outros contaminantes durante o processo de soldagem. O aquecimento proporcionado pelo processo de soldagem possibilita que as reações deletérias aconteçam com maior intensidade em pontos críticos como a raiz do cordão, alterando as características mecânicas e metalúrgicas do material de base e/ou de adição. A oxidação produzida pode ocasionar problemas como oxidação de raiz, fusão incompleta, porosidade, além de alterações químicas no metal soldado, alterando negativamente a resistência mecânica e à resistência a corrosão. Por isso, a escolha adequada de um gás de purga e sua correta aplicação no sistema minimizarão os possíveis efeitos deletérios, oriundos da atmosfera envolvente da raiz sem a aplicação do processo de purga, propiciados pela variação térmica imposta pela soldagem (YOUNG, 1995).

A Figura 2.3 apresenta esquemas de instalações em sistemas de purga. Os diferentes dispositivos visualizados na Fig. 2.3, no caso de (a) se tem um sistema com bexigas infláveis e em (b) discos com anéis emborrachados nas extremidades para vedação, possibilitam

injeção do gás escolhido e uma simultânea vedação da região a ser purgada para proteção da raiz da solda. Conhecidas as características dos materiais envolvidos no processo de soldagem e selecionando o gás de purga mais adequado é só atentar para alguns detalhes de procedimento descritos no Item 2.1.5.

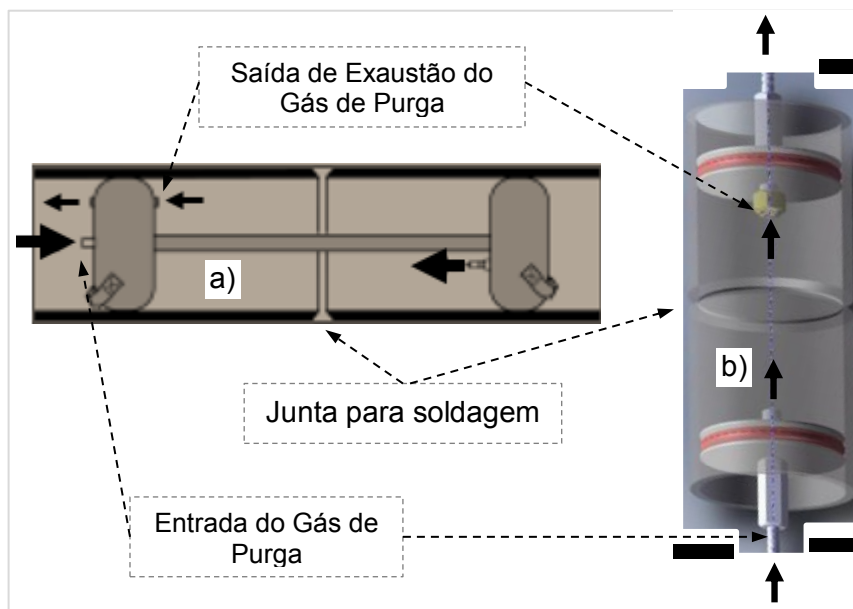


Figura 2.3 – Adaptação de esquemas de instalações de purga com setas indicando o fluxo do gás: a) bexigas e b) discos (FLEATHER; 2006)

Outras formas de proteção da raiz do cordão de solda também podem ser executadas, entretanto a qualidade da raiz, principalmente em tubulações inoxidáveis onde a operação de junção por soldagem influencia diretamente nas propriedades pretendidas destes materiais, deve ser uma preocupação constante. Analisando e comparando a aplicação de um gás de purga frente a outras técnicas destinadas a proteção da raiz, tendo por princípio que aplicação de um gás de purga pode ser um tanto caro e demorado, Sperko (1995) comparou esta técnica a duas outras: uma de aplicação de um fluxo de proteção e outra com o elemento de fluxo revestindo o metal de adição. Segundo os resultados de seus experimentos concluiu que, o melhor resultado foi obtido com teste de aplicação do gás de purga. A técnica com o fluxo revestindo o metal de base teve o inconveniente de resíduos deixados para trás, o que dependendo da aplicação dos componentes soldados, pode ser um sério problema. A outra técnica com a aplicação do fluxo revestindo o metal de adição, apesar de melhorar a penetração, apresentou pontos de inclusão, que também poderiam comprometer certas propriedades pretendidas, como a resistência a corrosão.

Apesar da aplicação de gás de purga na soldagem de tubulações de aços inoxidáveis se mostrar uma prática eficiente e bastante comum, muitas vezes quando não é realizada

adequadamente leva à oxidação da raiz, onde intensidade e velocidade das variações térmicas podem alterar as microestruturas ali presentes. No trabalho conduzido por Trigwell e Selvaduray (2005) avaliando tubos de aço inox 316L unidos por diferentes energias de soldagem, concluíram que a causa da descoloração foi devida a difusão do ferro através da camada de óxido de cromo. Devido as variações de temperatura na raiz, possibilitou-se o fenômeno da sensibilização e a formação de uma camada de óxido de ferro. Entretanto, a intensidade e espessura da camada de óxido de ferro, que estiveram relacionadas com a concentração do oxigênio disponível no gás de purga, não demonstraram ter correlações com os efeitos corrosivos desenvolvidos na raiz dos tubos soldados.

A escolha do gás de purga adequado depende das características dos componentes projetados e eventualmente de fatores econômicos relacionados. No trabalho de Fletcher (2006), o autor relata que na Europa, o gás de purga mais utilizado é o argônio, já nos EUA, o hélio pode apresentar uso generalizado, em função do menor valor comercial de determinados locais, entretanto, para aplicações especiais já vêm sendo desenvolvidas técnicas e misturas especiais como argônio-hidrogênio e hélio-argônio-“*mix*”. Nas avaliações conduzidas ao longo da parte experimental deste trabalho se optou por dois tipos de gases de purga, um de natureza inerte e outro considerado semi-inerte, com finalidade inicial de investigar possíveis modificações nos perfis das raízes, para soldas realizadas em tubos de teste, adotando-se variações na vazão de purga.

### 2.2.1 Argônio - Ar

Trata-se de um gás nobre monoatômico, inerte, inodoro e incolor em torno de 1,5 vezes mais pesado que o ar atmosférico e aproximadamente 10 vezes mais pesado que o hélio.

Segundo a norma AWS - D10.11M/D10.11 (2007) seção 4.2.2 trata-se de um gás de frequente utilização em aplicações de purga, onde se visa purificar o ambiente interno, e não possui restrições quanto a algum tipo de material.

Durante a aplicação de um gás com a finalidade de purgas um quesito de suma importância é a atenção quanto ao posicionamento adequado das vias condutoras do gás no sistema. Na injeção de argônio, não é diferente. Uma vez que este tem maior densidade que o ar ambiente, dependendo das posições escolhidas para entrada de gás e saída de expurgo, assim como, das características do sistema purgado, o ar ambiente e a umidade ali presente poderão não ser eliminados convenientemente. Este simples detalhe relativo à aplicação do gás de purga e a sua densidade, pode culminar em efeitos indesejáveis e deletérios à raiz do cordão de solda (FLETCHER, 2006).

O argônio também é bastante utilizado em processos de soldagem GMAW – “*Gas Metal Arc Welding*” e GTAW – “*Gas Tungsten Arc Welding*” como gás de proteção de solda de alumínio ou misturado com gases ativos (oxigênio ou dióxido de carbono) para a soldagem de aços. Isto se deve ao fato de que o argônio proporciona estabilidade e facilita a abertura do arco elétrico, por possuir um baixo potencial de ionização, de 15,8 eV (Tab. 2.1), quando comparado com o gás hélio (MOREIRA, 2008; SCOTTI e PONOMAREV, 2008). De acordo com Lyttle (1993) devido à sua baixa condutividade térmica, quando aplicado como gás de proteção, o argônio produz um arco que tem duas zonas características: uma estreita em relação ao núcleo e quente e outra consideravelmente mais fria na zona exterior.

Valores relativos à densidade entre outras propriedades do argônio e outros gases se encontram listados na Tab. 2.1, a seguir:

Tabela 2.1 - Propriedades de alguns gases encontrados na literatura\*

Simbolo Químico	Massa molecular (g/mol)	$\rho$ (kg/m <sup>3</sup> )	PI (eV)	CT (W/m.K)	Cv (kJ/kg.°C)
Ar	39,9	1,78	15,8	16,4	0,314
He	4,0	0,18	24,6	142,6	3,11
N <sub>2</sub>	28,0	1,16	14,5	24,0	0,742
CO <sub>2</sub>	44,0	1,98	14,4	14,7	0,657

\* Readaptado do trabalho publicado pelos autores Scotti e Ponomarev (2008, p. 98)

O argônio com baixíssimo teor de impurezas, designado “comercialmente puro” (99,99% de pureza), ainda segundo Scotti e Ponomarev (2008) é utilizado somente para soldagem de materiais não ferrosos e reativos, fato este, que está intimamente ligado ao seu potencial de oxidação por ser quase nulo. Deste modo, sua natureza inerte possibilita a formação de uma camada protetora e minimiza efeitos oxidantes.

Outros fatores relacionados à aplicação de argônio em processos de soldagem é a sua disponibilidade e custos que relacionados a outros gases pode ser relativamente bem mais vantajoso. Além disso, estudos relacionados à aplicação em processos de soldagem vêm sendo desenvolvidos no intuito de misturar este a outros gases como O<sub>2</sub> e CO<sub>2</sub>, buscando melhorar a estabilidade do arco elétrico e a transferência metálica (MOREIRA, 2008).

### 2.2.2 Nitrogênio – N<sub>2</sub>

Trata-se de um gás com potencial de ionização de 14,5 eV. Quando no estado de molécula diatômica N<sub>2</sub>, depois dos gases nobres Ar e He, é o mais inativo e de grande

estabilidade. No entanto, sob certas condições pode apresentar reatividade dependendo da composição química do metal a ser soldado e das condições do processo, mesmo em baixas temperaturas pode formar nitretos com Al, Mg e Ti.

Apesar da AWS D10.4 (1986) recomendar para realização da purga gases que sejam de natureza inertes ou misturas destes, o Nitrogênio, que não é quimicamente inerte devido a possibilidade de formação de nitretos, além do seu perfil gamagênio, também tem sido utilizado como gás de purga. O gás Nitrogênio tem sido aplicado com sucesso na purga tanto de aços inoxidáveis austeníticos, como aço carbono, cobre e aços baixa liga (SHIRWAIKAR e REDDY, 1975; YOUNG, 1995; MOREIRA, 2008). No entanto, Young (1995) cita ainda que o nitrogênio não deve ser usado para purgar materiais altamente reativos ou ligas de elevado teor de níquel.

Em soldagem o gás nitrogênio também tem sido muito utilizado como gás de proteção (na tocha), só que participando em misturas como porcentagens menores que 3% na soldagem de aços inoxidáveis, uma vez que pode ser absorvido na forma intersticial, formando e estabilizando a austenita (efeito gamagênico), que pode ser benéfico, mas de difícil controle. Devido a sua alta entalpia, transfere também mais calor para solda, o que pode culminar na formação de poros (SCOTTI e PONOMAREV, 2008).

O Nitrogênio, ainda como gás de proteção, pode ser tanto usado associado a outros gases como Argônio, Hélio e Hidrogênio, ou participando da composição na mistura entre alguns deles. Nesta condição Nage e Raja (2006) constataram que seu efeito foi benéfico no sentido de proporcionar aumento da resistência mecânica da zona fundida mesmo em pequenas adições do elemento na faixa de 0,5% de volume, segundo experimentos realizados por estes autores.

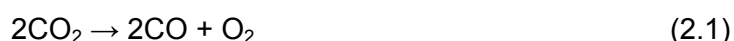
Como pôde ser destacado anteriormente, o gás  $N_2$  pode ser aplicado em diversas situações de soldagem. Entretanto, precisa ser fornecido mais dado referente à sua aplicação com a finalidade de purga. Variando as condições propostas na metodologia de estudos do Cap. III os resultados obtidos para este gás serão discutidos frente a outras interações gasosas de purga.

### 2.2.3 Dióxido de carbono – $CO_2$

Devido a seu efeito reativo oxidante não é comum sua aplicação como gás de purga. Dependendo do material a ser purgado existe à possibilidade de interação do gás com o substrato, devido às altas temperaturas proporcionadas pelo processo de soldagem. Algumas das propriedades do  $CO_2$  puro podem ser observadas na Tab. 2.1, como densidade, condutividade térmica, entre outras.

Mesmo não conhecendo seu comportamento aplicado na condição de gás para purga, outros estudos têm sido desenvolvidos aplicando e variando as proporções de CO<sub>2</sub> em diversos tipos de misturas. Quando em misturas gasosas o dióxido de carbono auxilia no balanceamento das características de desempenho.

Trata-se de um gás largamente utilizado em processos de soldagem GMAW, para soldagem de aços. Uma vez submetido ao calor gerado pelo arco elétrico, o dióxido de carbono se dissocia em monóxido de carbono e oxigênio livre, segundo a seguinte reação:



Apesar do menor custo de aquisição, vários quesitos devem ser levados em conta quanto à aplicação de CO<sub>2</sub>. A utilização de CO<sub>2</sub> puro como gás de proteção pode gerar altos níveis de respingos, conciliada com a sua razoável dificuldade em termos de estabilidade do arco restringindo a transferência metálica ao modo curto circuito e globular. Já na condição de purga outros comportamentos podem ainda estar associados a este gás, pela sua característica oxidante, o que precisa ser melhor investigado. Pois se na condição de proteção na tocha, mesmo com os problemas citados anteriormente, ainda é possível obter altas velocidades de soldagens e boa penetração na solda resultante. Segundo Dutra (2008) por meio da utilização correta de arames desoxidantes e se a fonte de energia atender também as características do arco, efeitos consequentes da utilização do CO<sub>2</sub> como a alta oxidação pode ser ajustada, por consequência ajustar formação e destacamento mais adequados para gota.

Com o que se expôs anteriormente pretende-se colocar a seguinte hipótese: se com o desenvolvimento de pesquisas adequadas o gás CO<sub>2</sub> vem contribuído para que este seja mais bem entendido quanto a sua aplicação no processo de soldagem como gás de proteção, é preciso também que se tenha a curiosidade de investigar a aplicação deste na condição de gás de purga, pois dentre outras coisas tem-se aliado a este: custos e a relativa facilidade de aquisição.

#### *2.2.4 Misturas binárias a base de Ar*

Não é comum a aplicação de misturas com a finalidade de purga em um componente a ser soldado. Segundo Fletcher (2006), a utilização de misturas de Argônio com outros gases como Hélio e Nitrogênio depende de aplicações específicas e se faz necessário o desenvolvimento de uma técnica de purga adequada, pois até diferenças de densidade podem proporcionar a formação de bolsões de gás dificultando o processo de expurgo. A vazão do gás de purga e a pressão precisão também serem estabelecidos e incluídos no



processo formal de soldagem. De acordo com o foco da pesquisa aqui proposta, as misturas em estudo serão somente no âmbito de composições binárias, uma vez que será aplicada uma composição binária como gás de proteção e pretende-se estabelecer o comparativo com seus efeitos na raiz.

Mesmo não sendo comum a aplicação de misturas no processo de purga, como gás de proteção na tocha existe uma série de variações em estudo e já aplicadas na prática. Mesmo com interações físico-químicas diferenciadas, quando aplicado na tocha, a rápida avaliação que se segue de diversos gases aplicados em misturas com Argônio visa se ter uma ideia do âmbito de alterações que aplicação de misturas com a finalidade purga poderiam também desenvolver. Nos processos de soldagem é possível aplicações de misturas binárias, ternárias ou quaternárias também conhecidas por “*quad-mix*” para gás de proteção. Nos relatos de Lytle (1993) a escolha e utilização de uma mistura influencia diretamente no mecanismo de transferência desejado, além de requisitos relacionados ao controle do arco elétrico, dado o processo de soldagem aplicado. De acordo com o foco da pesquisa aqui proposta, as misturas em estudo serão somente no âmbito de composições binárias, uma vez que será aplicada uma composição binária como gás de proteção nos cordões executados.

Determinadas misturas binárias que possuem como base o argônio apresentam implicações diretas sobre os efeitos importantes na deposição de material como a molhabilidade. Adição de oxigênio na mistura, seja na forma de  $O_2$  puro ou combinado formando o dióxido de carbono  $CO_2$ , pode reduzir a tensão superficial do metal fundido, conferindo maior molhabilidade ao banho metálico para o aço carbono (BAIXO e DUTRA, 2009).

Apesar de desigual, a presença de  $O_2$  e  $CO_2$  em misturas de gases (principalmente com o argônio) aplicados na proteção de processos de soldagem, aumentam o conteúdo de oxigênio no metal de solda. Segundo Moyer (2002), as reações destes gases geram fontes de deficiências na solda, como: defeitos de fusão, devido aos óxidos formados; e perda de resistência, em função da porosidade. Fato este, que tem conduzido a indústria de gases de proteção a progredir no desenvolvimento de seus gases nos últimos 50 anos, trazendo grandes contribuições para a soldagem tanto na produção quanto na purificação de diferentes gases e misturas, além de novos gases e suas implicações no cordão de solda.

Modificações nas misturas gasosas provocam alterações diretas do potencial de oxidação. Deste modo, a variação do efeito de  $O_2$  e/ou  $CO_2$  será de acordo com o percentual destes elementos na mistura, pois altera o potencial de oxidação, o que de uma maneira geral está diretamente relacionado com modificações: na poça de fusão; no volume dos fumos; na resistência mecânica da solda; nas perdas de elementos de liga por

oxidação; entre outros fatores (SILVA, 2005). Com base em valores máximos de 25% para CO<sub>2</sub> e de 12,5% para O<sub>2</sub>, disponível na literatura, Vaidya (2002) aplica em seu estudo o cálculo do potencial de oxidação tomado o percentual de oxigênio mais a metade do percentual de dióxido de carbono utilizado no processo de soldagem, conforme a equação (2.2) abaixo:

$$PO = \%O_2 + (\%CO_2 / 2) \quad (2.2)$$

Na fórmula acima, o potencial de oxidação (PO) estudado por Vaidya (2002) do CO<sub>2</sub> equivale à metade do potencial de oxidação do O<sub>2</sub>, fato que repercute diretamente quanto à utilização destes em misturas gasosas distribuídas comercialmente.

O efeito do CO<sub>2</sub> e O<sub>2</sub> pode atuar em implicações diretas nas propriedades dos materiais, principalmente se estes forem utilizados propositalmente em misturas durante o processo de soldagem. Liao e Chen (1998) avaliando misturas de CO<sub>2</sub> e O<sub>2</sub> em argônio analisaram suas implicações nas propriedades mecânicas do aço inoxidável 304 soldado na posição plana. Com os resultados dos experimentos realizados concluíram que o número de ferrita decresceu consideravelmente na misturas de 2 a 20% de CO<sub>2</sub>, sendo estas ferritas apresentadas basicamente na forma vermicular e laminar, e sua redução correlacionada ao maior teor de CO<sub>2</sub> que pode ter favorecido a elevação de carbono depositado na solda. Houve também queda na tenacidade, o que foi atribuído ao potencial de oxigênio e a presença de ferrita delta em temperatura ambiente.

#### 2.2.5 Procedimentos básicos na execução de uma purga

Diversos cuidados são importantes quanto à aplicação de um gás de purga. Moreira (2008) relata que para se evitar a formação de óxidos é importante à manutenção de uma vazão do gás de purga, mesmo depois de terminada a soldagem até que a temperatura na região da solda fique abaixo de 320 °C. Dependendo do material, como no caso de aço inox austenítico, é comum a aplicação de nitrogênio na proteção da raiz “*backing*” – (lado oposto da poça de fusão), normalmente em processos GMAW e FCAW – “*Flux-Cored Arc Welding*”. Entretanto é recomendado preferivelmente a aplicação de Argônio como gás de purga devido a sua natureza inerte.

A aplicação de gases de purga é especialmente destacada, quando o lugar onde se queira impedir ou remover a oxidação resultante do processo de soldagem, seja remoto ou praticamente impossível de ser acessado. Neste caso, utiliza-se a aplicação de gases inertes ou que impossibilitem as interações degenerativas de oxidação degradando a

película protetora do metal soldado. A velocidade de injeção deve gerar um fluxo suficiente para proporcionar o expurgo dentro da câmara, reduzindo ao máximo a quantidade de oxigênio. O efeito de turbulência do gás injetado quando em excesso deve ser controlado, pois é uma das chaves para elevar a qualidade de purga. Do mesmo modo, a câmara de purga não deve permitir a penetração de oxigênio adicional (FLETCHER, 2006; MCMASTER, 2008).

Segundo Fletcher (2006), a taxa de fluxo do gás de purga, assim como, a pressão adequada ao sistema precisa ser previamente estabelecida e inclusa nos procedimentos de parametrização de soldagem. Cuidados simples, como os expostos anteriormente, auxiliam na expulsão mais adequada do ar ambiente presente dentro de um sistema a ser purgado. O posicionamento de injeção e exaustão do gás de purga podem ser determinantes e determinarão a eficiência da purga, ou seja, gases mais densos devem ser injetados na parte mais baixa do local a ser purgado e a saída de exaustão posicionada na parte mais elevada do sistema, enquanto que os gases de purga menos densos seguem basicamente o procedimento contrário.

Na Tabela 2.2 estão algumas recomendações baseadas em dados experimentais para o tempo de pré-purga em tubulações metálicas.

Tabela 2.2 – Tempo de purga para vários diâmetros e vazões

Diâmetro do tubo		Vazão		Tempo de purga Min	Diâmetro de ventilação*	
in.	mm	ft <sup>3</sup> /h	L/min		in.	mm
3	75	20	10	3	1/16	1,5
4	100	20	10	3	1/16	1,5
5	125	20	10	5	1/18	3
6	150	20	10	6	1/18	3
8	200	25	12	8	1/18	3
10	250	25	12	13	1/18	3
12	300	30	15	13	1/18	3
14	350	30	17	16	-	-
20	500	35	17	25	-	-

\* Orifícios do dispositivo de vedação da região a ser purgada, utilizados para injeção e exaustão do gás de purga (FLETCHER, 2006, p.39).

Os dados da Tab. 2.2 indicam o tempo de pré-purga e as taxas de vazão foram às necessárias para reduzir o oxigênio a 1% ou menos. Segundo Fletcher (2006), no caso dos recintos que possuíam o diâmetro superior a 12 polegadas (300 mm) o tempo de fluxo foi

mantido com elevação proporcional. Já, durante a execução da soldagem propriamente dita o fluxo foi ajustado para que a pressão permanecesse levemente positiva.

Apesar de cuidados com as estimativas de tempo, valores de vazão e volumes relativos à pré-purgas, mesmo assim, McMaster (2008) destaca que a eliminação de umidade e impurezas pode não acontecer adequadamente. Desta forma, é preciso checar outros fatores como o ponto de orvalho, a limpeza adequada das vias de acesso ao gás de purga, superfícies a serem purgas com formatos complexos, a maneira e as direções adequadas para o fluxo segundo o gás de purga ou misturas de gases aplicados para tal finalidade.

Em soldagem de componentes em que a junta possui uma abertura de raiz, pode-se utilizar o auxílio de fitas vedantes que evitam a entrada do ar ambiente novamente no componente já pré-purgado. Esta simples prática proporciona inclusive redução de custos, por minimizar as perdas com o gás de purga. Ao iniciar a soldagem a fita vedante deve ser previamente removida. Já, o fluxo de purga deve ser ajustado de modo que permaneça ligeiramente positivo, visando evitar distorções de concavidade na raiz (YOUNG, 1995).

Caso não seja possível controlar a variação na qualidade do gás de purga utilizado, especialmente quanto aos níveis de umidade e oxigênio, se faz necessária à implantação de sistemas de monitoramento contínuo (TRIGWELL e SELVADURAY, 2005).

### **2.3 Comportamento corrosivo dos aços inoxidáveis**

A definição de aço inoxidável está associada a aços que contém elementos químicos como cromo e níquel em sua composição química. O cromo quando adicionado como elemento de liga nos aços confere uma excelente resistência à corrosão, principalmente se comparado com os aços ao carbono. Esta característica se deve a formação de uma película muito fina e estável de óxido de cromo, quando este material entra em contato com o oxigênio do meio ao qual está inserido. Entretanto, é necessário que o aço possua um teor mínimo de 11% de cromo. A redução do teor de cromo prejudica a resistência à corrosão dos aços inoxidáveis de uma maneira geral (SOUSA, 2006).

O comportamento corrosivo do filme passivo formado na superfície dos aços inoxidáveis, resultante da combinação de óxidos, dependente de muitas variáveis como pH (potencial hidrogeniônico), temperatura, meio, composição, dentre outras. Existem muitos estudos avaliando o comportamento e a formação do filme passivo de materiais inoxidáveis, sendo que, sua caracterização pode ser avaliada através da condutividade elétrica e do comportamento eletroquímico (TERADA, 2008).

Apesar de geralmente apresentar boa resistência a corrosão, quando os aços austeníticos são expostos a altas temperaturas, como em processos de soldagem, principalmente em juntas soldadas na zona afetada pelo calor, ou em condições de trabalho que atinjam a faixa crítica de 450 a 850 °C, tal material se torna susceptível a corrosão intergranular, um dos tipos de corrosão mais danosos, devido ao fenômeno da sensitização. Este fenômeno nada mais é do que um processo relacionado à precipitação de carbonetos ricos em cromo na região de contorno de grão, deixando a região adjacente empobrecida de cromo e tornando-a susceptível a corrosão intergranular. De modo que, este fenômeno não é somente um problema do cordão de solda, mas envolve a zona afetada pelo calor (GARCÍA *et al.*, 2001; BATISTA *et al.*, 2002; COSTA *et al.*, 2005; DIAS, 2009).

O processo de soldagem proporciona heterogeneidades metalúrgicas que se estendem da zona fundida até a zona termicamente afetada. Em função da energia imposta por cada processo de soldagem é possível se ter ciclos térmicos diferentes do cordão de solda para o material de base. As temperaturas máximas alcançadas, em função do tempo de permanência e da composição química do material, podem permitir uma série de transformações metalúrgicas. No caso de um aço inox austenítico, a monitoração apropriada do grau de sensitização, quando este material for utilizado em um ambiente corrosivo, é de fundamental importância para se prever o seu comportamento corrosivo. Com este parâmetro é possível inclusive determinar a vida útil do componente fabricado.

Lopes (2004), avaliando técnicas eletroquímicas para quantificação de graus de sensitização de um aço AISI 304, usado em centrais núcleo-elétricas, afirma que a aplicação da técnica de reativação eletroquímica potenciodinâmica mostrou bom poder de avaliação para graus leves de sensitização. Entretanto, para maiores graus de sensitização seguindo a técnica descrita na ASTM G 108-94 mostrou-se mais efetiva, frente à outra, utilizada pelo autor para investigar comparativamente o mesmo fenômeno. A segunda técnica comparativa utilizada para avaliar os maiores graus de sensitização foi descrita pelo autor como duplo "loop".

O processo corrosivo pode ocorrer de diversas formas. Costa *et al.* (2005) afirma que a caracterização da forma de corrosão auxilia bastante no esclarecimento do mecanismo e da aplicação de medidas protetoras adequadas. Sendo assim, no seu trabalho este autor propôs uma metodologia de análise e avaliação automática do grau de sensitização no aço inoxidável AISI 304L em dutos e tubulações através de imagens micrográficas, tomando como base as diferentes estruturas estabelecidas pela norma ASTM A262-02a para níveis de sensitização. Segundo suas análises o autor concluiu que é possível classificar amostras automaticamente segundo os diferentes graus de sensitização obtendo taxas de acerto de

até 100%, mostrando-se como ferramenta auxiliar ao se tomar medidas preventivas evitando danos mais graves às tubulações.

Diferentes estudos vêm sendo desenvolvidos sobre os efeitos corrosivos em várias condições, destacando-se aqui principalmente os aços da série 300, devido as suas diversas aplicações em função de boas propriedades mecânicas e facilidade de produção comercial. Neste sentido, Trigwell e Selvaduray (2005) dentro de suas investigações buscaram avaliar ainda a suscetibilidade à corrosão do aço 316L, comumente utilizado em tubulações. Em amostras selecionadas de peças soldadas, buscando encontrar correlações com os vários níveis de aparência dos óxidos apresentados, foi utilizada a técnica EAS visando definir a natureza exata desta variação de óxidos na ZAC. Concluíram que os dados de corrosão indicaram um aumento na susceptibilidade a corrosão para a ZAC, em relação à borda do cordão de solda. Entretanto, o nível de óxidos nas superfícies internas não se mostrou como um fator crucial. Tal afirmação baseou-se no fato de que os casos com coloração mais intensos, não apresentaram evidências de precipitação de carbonetos de cromo, elemento apontado como principal mecanismo para que se governe o efeito de susceptibilidade à corrosão. Os carbonetos de cromo são também apontados como fator de destaque por Shalaby e Riad (2007) durante suas investigações conduzidas para avaliar a sensibilização do aço inox 304H, que propiciaria a corrosão intergranular. No entanto, os carbonetos de cromo deveriam primeiro formar uma rede contínua, fator apontado pelos autores, para que se sucedessem as falhas no componente do aço inox em estudo.

De um modo geral, vista a resistência a corrosão, os aços inoxidáveis austeníticos são apontados como tendo melhor comportamento que os demais. Este comportamento está relacionado à mudança estrutural promovida pela presença do elemento químico Níquel. Entretanto, em determinados meios, especialmente naqueles que contem íons de cloreto, o inox 304 desenvolve a corrosão por pite. Neste tipo de corrosão, mesmo que a perda de massa seja insignificante, muitas vezes a formação de um único pite é suficiente para deixar um equipamento fora de serviço (DI CUNTO, 2005).

Diferentes medidas são adotadas para se evitar a corrosão intergranular nos aços inoxidáveis austeníticos, como: a aplicação de tratamento térmico; a utilização de aços com baixo teor de carbono ("L") como o 304L, 316L e 317L (%C < 0,03%), pois a redução do teor de carbono retarda a cinética de precipitação dos carbonetos; ou mesmo utilizando aços estabilizados ao Ti (AISI-321) ou Nb (AISI-347) (DA SILVA, 2001; LIMA et al., 2002).

Durante a fabricação ou processo de produção, que implique em oscilações térmicas como a soldagem, a aplicação de tratamento térmico pode melhorar os níveis de tensões residuais e restaurar a capacidade máxima de resistência à corrosão. Neste caso, o tratamento térmico de solubilização pode ser uma saída, que é uma espécie de têmpera e

visa garantir a manutenção da estrutura austenítica à temperatura ambiente. Consiste em se aquecer o aço a uma temperatura suficientemente elevada, como as indicadas na Tab. 2.3. Na temperatura de tratamento serão removidas as modificações estruturais resultantes dos processos de fabricação, dissolvidos os carbonetos presentes (sobretudo os de cromo). Após o tempo necessário nesta temperatura, que depende das dimensões das peças, resfriar rapidamente para evitar a precipitação de carbonetos (DA SILVA, 2001).

A Tabela 2.3 apresenta a temperatura de solubilização para diversos aços inoxidáveis austeníticos.

Tabela 2.3 – Aços inox austeníticos e suas faixas de temperaturas de solubilização (DA SILVA, 2001, p. 27)

Denominação	Faixa de Temperatura (°C)
201, 202	1010/1120
301,302,302B, 303, 303Se, 304, 304L, 305, 308	1010/1120
309, 309S	1040/1120
310, 310S	1040/1065
314, 316	1040/1120
317	1065/1120
316L, 317 L	1040/1105
321	955/1065
347, 348	980/1065

### 2.3.1 Algumas avaliações da susceptibilidade a corrosão

Existem diferentes técnicas que são utilizadas para avaliar o comportamento de um determinado material em um meio corrosivo. Alguns tipos de corrosão podem ser estudados por técnicas eletroquímicas, dentre elas, a corrosão por pite, corrosão sob tensão, galvânica e fragilização por hidrogênio (ROBERGE, 2007; ASM HANDBOOK, 2003).

O conhecimento do comportamento eletroquímico de um metal em um potencial de eletrodo diferente do potencial de equilíbrio (potencial de corrosão) apresenta interesse tanto prático quanto teórico. Para a realização desses ensaios é necessário o uso de uma célula eletroquímica e um potenciostato (WOLYNEC, 2002).

As curvas de polarização são determinadas utilizando-se equipamentos eletrônicos (potenciostatos/galvanostatos), que consistem basicamente de uma fonte de tensão ou de corrente estabilizada, onde são acoplados um amperímetro e um voltímetro de alta impedância. Os equipamentos básicos podem ser visualizados na Fig. 2.4, uma montagem típica seria a chamada de célula de três eletrodos, consiste de um eletrodo de trabalho

(material a ser testado), um eletrodo de referência e um eletrodo auxiliar. Este tipo de ligação é largamente usado tanto em medições de potencial em laboratório como em campo. O eletrodo auxiliar deve ser feito de material inerte ao eletrólito, mesmo sob forte polarização anódica. Em geral usa-se platina, entretanto, devido seu alto custo, uma opção é o uso de grafite (UHLIG, 2008).

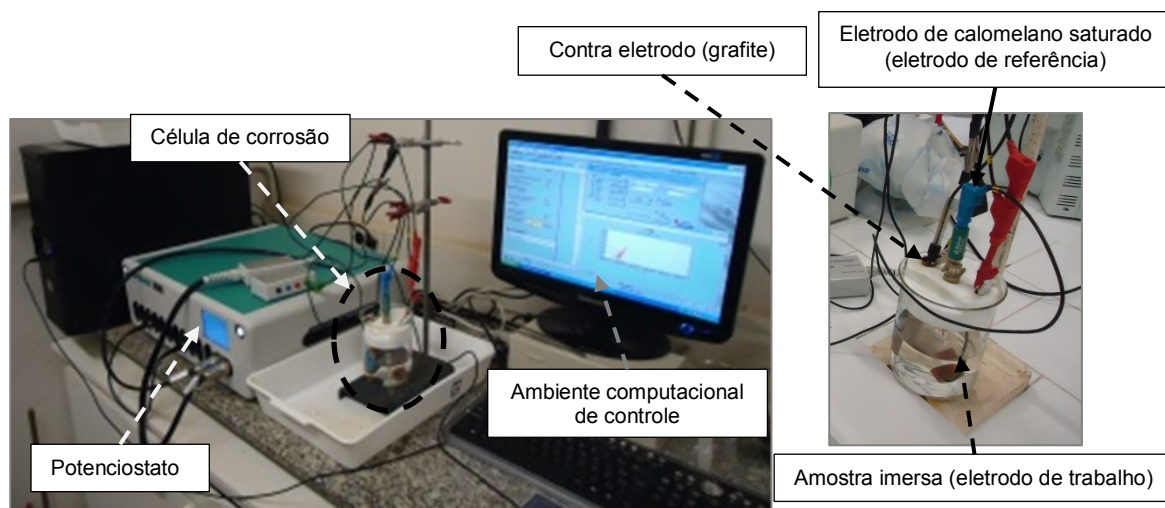


Figura 2.4. Equipamentos usuais do ensaio de polarização

No ensaio usa-se uma ponte salina entre o eletrodo de referência e os demais, com a finalidade de diminuir a difusão entre os eletrólitos, evitando assim, que o meio em que está sendo realizado o ensaio seja contaminado. As medições devem ser feitas o mais próximo da superfície do eletrodo de trabalho, com o objetivo de eliminar a contribuição ôhmica da solução. Normas como a ASTM G5 e G59 apresentam a metodologia para as medições eletroquímicas e obtenção das curvas de polarização.

A determinação experimental da curva de polarização de certo material, num dado eletrólito, pode ser de dois tipos. O primeiro denominado método Galvanostático, é o método mais simples, caracterizado pelo fato de ter como variável de controle a intensidade da corrente que circula no sistema, a qual é variada por meio de uma resistência. Apresenta como variante o método galvanocinético no qual a corrente varia continuamente ou em degraus e registra-se o potencial. O segundo método é conhecido como Potenciocinético ou Potenciodinâmico e caracterizado pelo fato de ter como variável de controle o potencial e não a intensidade da corrente. Tem-se uma variação contínua do potencial do eletrodo, em função do tempo,  $t$ , e registra-se a variação de corrente  $\Delta i$ , que também varia de uma forma contínua. Apresenta como variante o método potenciostático no qual se tem a variação descontínua do potencial do eletrodo,  $E$ , em cada potencial, determinando-se o valor da variação de corrente  $\Delta i$  (CHEN, 2004; WOLYNEC, 2002).



O ensaio eletroquímico de polarização potenciodinâmica é conduzido a potencial de eletrodo controlado, corrente medida em função do potencial a uma velocidade de varredura padronizada. Representa-se graficamente a relação  $I = f(E)$ , obtendo-se a curva de polarização potenciodinâmica (CHEN, 2004). O levantamento de curvas de polarização anódica é um método eletroquímico que tem sido utilizado para distinguir materiais sensibilizados de não sensibilizados (FLITT e SCHWEINSBERG, 2005).

A Figura 2.5 ilustra uma curva de polarização potenciodinâmica hipotética de um material que sofreu passivação. No potencial de corrosão a taxa do processo de oxidação é exatamente igual a do processo de redução, onde o sistema se encontra em equilíbrio. O ponto que a corrente passiva permanece constante independente da variação de potencial, depende apenas das propriedades passivas em relação a solução eletrolítica. Baixas correntes na região passiva indicam um alto grau de passivação. A região passiva a potenciais mais positivos indicam um filme passivo mais estável. Logo após a região transpassiva, um aumento da corrente com o aumento do potencial descreve o aumento da taxa da evolução do oxigênio – formação de oxigênio (UHLIG, 2008).

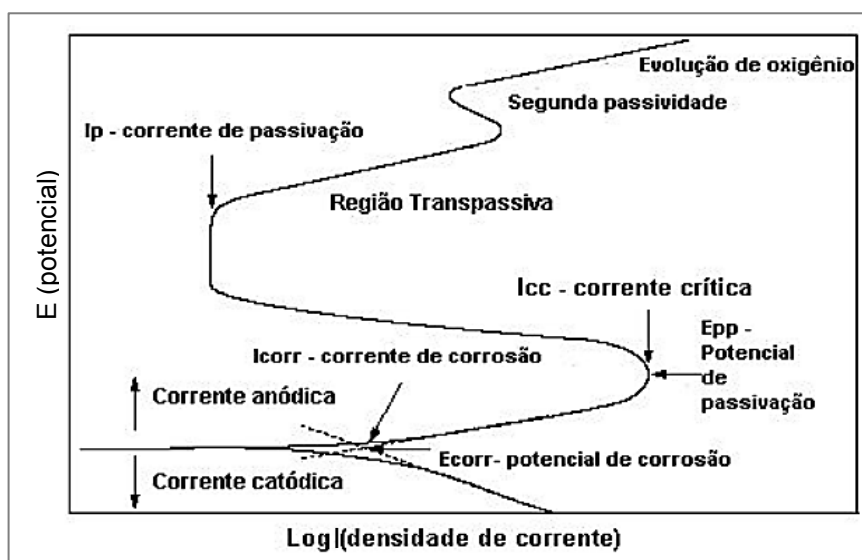


Figura 2.5 - Curvas de polarização potenciodinâmica – diagrama hipotético para um sistema que apresenta passivação com as regiões anódica e catódica (ROBERGE, 2007) p.242 - modificada.

Três diferentes formas deste ensaio podem ser empregadas, Ciclo Simples ou Single Loop (SL-EPR), Simplificado (S-EPR) e Ciclo Duplo ou Double Loop (DL-EPR). De acordo com Wolynec (2002), a técnica eletroquímica de reativação potenciodinâmica de ciclo simples utiliza dois critérios para medir o grau de sensibilização. No primeiro critério utiliza-se a própria densidade de corrente de pico  $I_r$ . O valor desta corrente seria o grau de

sensitização. No segundo critério, a quantidade de carga ( $Q$ ) gerada durante a polarização do material desde a faixa de passivação até o potencial de corrosão ativo é utilizada para o cálculo da carga normalizada  $Pa$ , obtendo assim o grau de sensitização. A área sobre a curva ( $E$  vs  $\log I$ ) é proporcional à carga  $Q$ , medida durante o processo de reativação. A Fig. 2.6 mostra este comportamento.

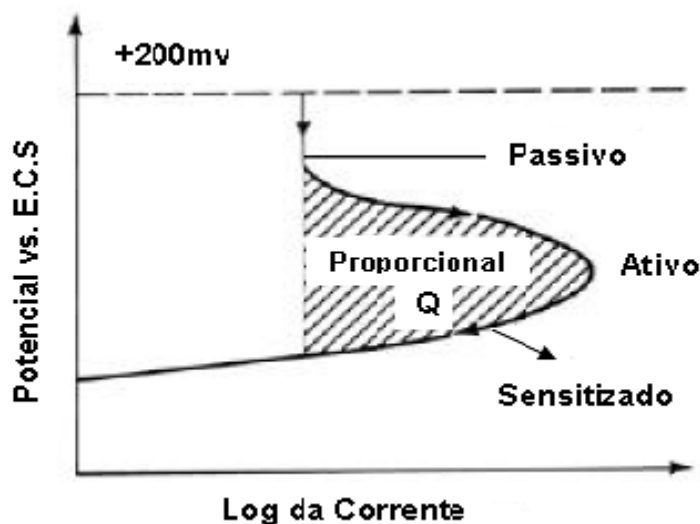


Figura 2.6 – Curva de polarização potenciodinâmica ciclo simples (ASM Handbook, 1992) modificada.

O ensaio de reativação eletroquímica potenciodinâmica simplificado (S-EPR) envolve a técnica de reativação de ciclo simples incluindo um polimento eletrolítico prévio no potencial de pico da polarização anódica por aproximadamente 2 minutos. Durante a varredura de reativação, o máximo de corrente  $I_r$ , é medido e dividido pela superfície da área indicando o grau de sensitização (WOLYNEC, 2002; FLITT e SCHWEINSBERG, 2005).

A técnica de reativação eletroquímica potenciodinâmica ciclo duplo ou Double loop (DL-EPR) foi desenvolvida para simplificar o teste SL-EPR, sendo que a composição da solução, os componentes da célula, e a temperatura são os mesmos do teste SL-EPR. Entretanto, a seqüência da polarização, o polimento superficial, e os parâmetros usados para medir o grau de sensitização são todos diferentes. Segundo Wolyneec (2002), sobre a polarização anódica, pode-se dizer que, além desta não exigir um polimento mais aprimorado da amostra, ela dissolve inclusões não-metálicas que podem induzir a corrosão por pite.

Segundo Morona (2007) o que ocorre no ensaio descrito anteriormente é que a amostra polariza potenciocineticamente a partir do potencial de corrosão até um potencial em que a mesma fica passivada. As curvas obtidas a partir deste ensaio são: curva de

polarização anódica (conseguida a partir do potencial de corrosão até o potencial de passivação, sendo  $I_a$  pico de corrente anódica); e a curva de polarização catódica (trata-se de uma curva de reativação, sendo  $I_r$  pico de corrente reversa). Isto pode ser observado na Fig. 2.7, onde dois ciclos são gerados, um anódico e um de reativação (reverso).

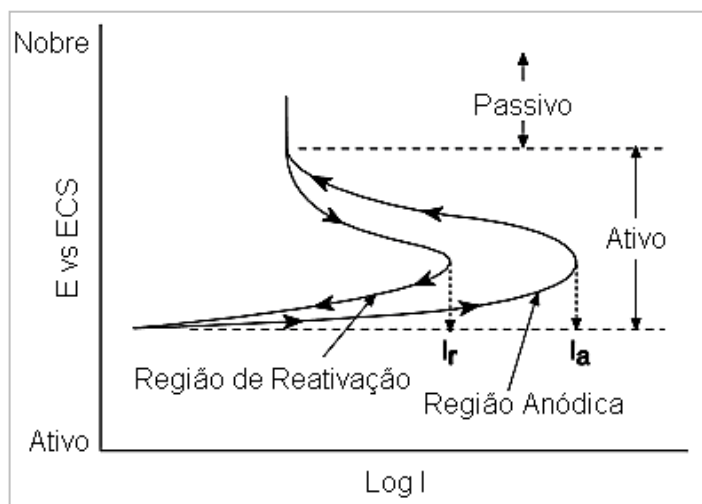


Figura 2.7 - Curva de polarização potenciodinâmica ciclo duplo.

A medida do grau de sensitização, no método do ciclo duplo, pode ser feita através da relação das duas correntes de pico,  $I_r / I_a$ . Taxas de corrente resultantes da relação anterior com valores menores que 0,001 correspondem à estrutura do tipo “step” isentas de precipitação, isto é, o material não sensitiza. Taxas entre 0,001 e 0,05 indicam uma estrutura “dual”, na qual podem ser observados alguns precipitados, mas não circundam por completo o grão (material não sensitiza totalmente). Finalmente, para taxas maiores que 0,05 correspondem a estrutura “ditches”, onde os grãos são completamente circundados por carbonetos de cromo (material sensitizado) (BATISTA, 2002; LOPES, 2004).

O ensaio eletroquímico de polarização potenciodinâmica cíclica é usado comumente para avaliar a susceptibilidade à corrosão localizada, particularmente a corrosão por pite, em soluções contendo íons cloreto e/ou brometo (GIORA, 2012). Para obtenção das curvas de polarização cíclica, a varredura de potencial inicia-se, via de regra, no potencial de corrosão, elevando-se o potencial até que uma dada densidade de corrente seja atingida; a partir deste ponto a varredura de potencial é realizada no sentido inverso, na mesma velocidade de varredura de potencial.

O potencial de pite, indicado na Fig. 2.8 por  $E_{\text{pite}}$ , representa a resistência do material ao início da formação de pites; quando estes se iniciam e começam a crescer, a densidade de corrente aumenta rapidamente. Atingida a densidade de corrente de reversão ( $i_{\text{rev}}$ ) a varredura de potencial é revertida, em direção a potenciais catódicos. Quanto maior o valor

de  $i_{rev}$ , maior a penetração ou alargamento do pite, ou ainda, maior o número de pites formados.

Quando a curva descendente cruza a curva original tem-se o potencial de proteção ( $E_{prot1}$ ), pois abaixo dele não existe possibilidade de quebra da película passiva, ou de sua não regeneração, sendo o material imune à ocorrência de pites. Alguns autores descrevem ainda como potencial de proteção o potencial abaixo de  $E_{prot1}$ , no qual ocorre a reversão de corrente para valores catódicos, chamado  $E_{prot2}$ , no qual, por também não existir possibilidade de quebra da película passiva ou de sua não regeneração, o material é imune à ocorrência de pites.

Segundo Magnabosco (2001), entre a reversão de varredura de potencial e  $E_{prot1}$  ocorre a repassivação dos pites formados, desta forma a área destacada na Fig. 2.8 está diretamente relacionada à repassivação dos pites formados, impedimento seu crescimento. Dessa forma, quanto maior a área do laço destacada na figura, menor a resistência do material à propagação dos pites.

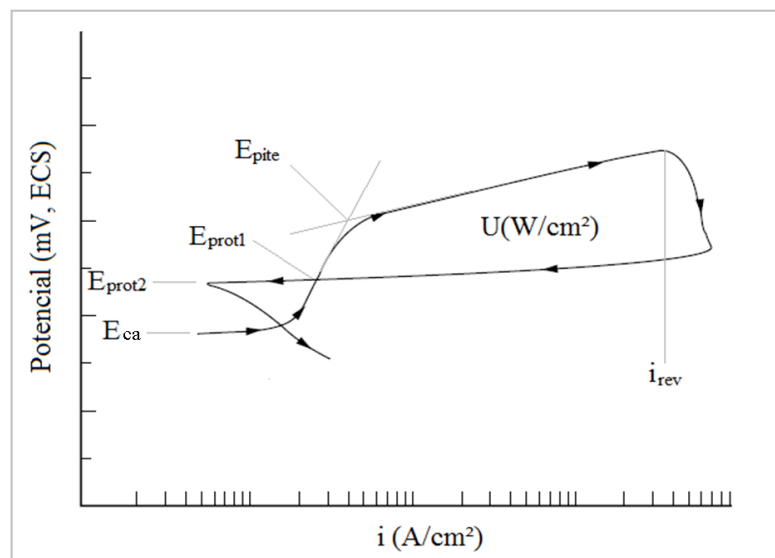


Figura 2.8 - Curva típica de polarização cíclica para um aço inoxidável.  $E_{ca}$ : potencial de corrosão.  $E_{pite}$ : potencial de pite.  $E_{prot1}$  e  $E_{prot2}$ : potenciais de proteção.  $i_{rev}$ : densidade de corrente de reversão.  $U$ : potência de repassivação. Adaptado de (MAGNABOSCO, 2001).

#### 2.4 Processo GMAW com controle de transferência metálica por curto-circuito

A transferência metálica natural no processo de soldagem GMAW pode acontecer basicamente por dois mecanismos, caracterizando duas classes por curto-circuito e por vôo

livre. Os comentários seguintes serão direcionados apenas à transferência metálica por curto-circuito.

No processo GMAW com transferência metálica por curto-circuito podem ser aplicados pequenos comprimentos de arco e baixas correntes, onde é possível obter pequenas poças de fusão que conciliadas a rápida solidificação possibilitam soldagens em todas as posições. A transferência ocorre a partir do momento em que a ponta do eletrodo forma uma gota de metal líquido com tamanho suficiente para atingir a poça de fusão, ocasionando assim o curto-circuito elétrico e a extinção momentânea do arco. É muito empregada na união de peças de pequena espessura, pois possibilita a união gerando pequenas distorções, além de possibilitar a solda em todas as posições (SCOTTI e PONOMAREV, 2008).

A qualidade da junta soldada no processo GMAW basicamente se dá em função do conhecimento das variáveis de processo, estas irão influenciar diretamente no resultado de uma boa junta soldada. O parâmetro indutância determina o valor de corrente no momento do rompimento da gota transferida para a poça de fusão, podendo ocorrer de forma mais ou menos violenta, influenciando diretamente na geração de respingos. Entretanto, as variáveis do processo definidas usualmente como parâmetros de soldagem, são muitas, e em níveis diferenciados atuam no aspecto do cordão e no rendimento da produção (SCOTTI e PONOMAREV, 2008).

Diversas empresas que produzem equipamentos de soldagem desenvolvem dispositivos que permitem obter uma transferência mais estável, no sentido de evitar respingos e até mesmo proporcionar estabilidade térmica. Destes novos dispositivos surgiram várias patentes com sistemas de controle para a transferência por curto-circuito. Como representação destas variantes tecnológicas aplicadas ao processo GMAW, temos: o STT<sup>®</sup> - "*Surface Tension Transfer*" patente da empresa Lincoln, EUA; o CMT "*Cold Metal Transfer*" patente da empresa Fronius, Áustria; Fastroot da empresa Kemppi, Finlândia; RMD - "*Regulated Metal Deposition*" da empresa Miller, EUA; CCC da empresa IMC, Brasil; entre vários outros (SCOTTI e PONOMAREV, 2008).

#### 2.4.1 A variante tecnológica STT<sup>®</sup> do processo GMAW

Uma variante tecnológica do processo GMAW com transferência metálica por curto circuito atualmente familiarizada pela sigla STT<sup>®</sup> patente da empresa Lincoln. Recebeu esta denominação devido à expressão inglesa "*Surface Tension Transfer*", que traduzido significa transferência por tensão superficial. Esta variante denominada STT<sup>®</sup> utiliza uma fonte de energia do tipo eletrônica, em que a corrente é controlada por um circuito eletrônico. Neste circuito eletrônico um microprocessador ajusta o formato de onda da corrente de acordo

com o sinal captado pelo dispositivo de monitoramento da tensão. O nível de controle impresso no processo GMAW – STT<sup>®</sup> permite que a gota seja mantida na ponta do eletrodo em estado líquido e que o metal de base permaneça aquecido (SCOTTI e PONOMAREV, 2011).

A aplicação é idêntica às associadas com os processos convencionais de transferência por curto-circuito. Normalmente permitindo a utilização de gases de proteção compostos por misturas de argônio e CO<sub>2</sub>, misturas com gás hélio e inclusive 100% CO<sub>2</sub> para aplicações em aço (LINCOLN<sup>®</sup> ELETRIC, 2011).

O ponto mais importante desta variante tecnológica da soldagem GMAW é o sofisticado controle eletrônico que combina as melhores características do arco impondo um maior controle na poça de fusão. Tal tecnologia aplicada na fonte possibilita soldagens com maior controle do aporte térmico, reduzindo inclusive a quantidade de fumos do processo de soldagem por curto-circuito, visto que, reduz a perda por geração de respingos. Isto se dá, devido ao fato de que, o controle tecnológico do processo STT<sup>®</sup> possibilita a mudança de onda centenas de vezes por segundo, e assim, cada gotícula de metal é transferida sem explosões. De modo que, a corrente é controlada independente da velocidade de alimentação do arame. Isso possibilita o controle da transferência metálica por tensão superficial de acordo com o comportamento aderente da gota em relação à poça de fusão. Este fato se possibilita devido à atuação de um inversor de alta velocidade, que ajusta precisamente a forma de onda de saída da corrente durante todo o ciclo do curto-circuito (DE RUNTZ, 2003).

#### *2.4.2 Princípios técnicos do sistema STT<sup>®</sup>*

O sistema eletrônico desenvolvido e patenteado pela empresa Lincoln Electric comanda uma fonte com imposição de corrente governada pela tensão. Este dispositivo de controle capta os sinais de tensão e retroalimenta o sistema eletrônico em microssegundos. Isto possibilita um maior controle durante o momento da transferência metálica. Como resultado, observa-se menor geração de respingos durante o processo de soldagem, proporcionando um cordão de solda com melhor aspecto visual, além de menor geração de fumos (DERUNTZ, 2003; SCOTTI e PONOMAREV, 2008).

O dispositivo de controle da fonte no processo STT está baseado nos princípios de transferência metálica da soldagem GMAW. Um sofisticado circuito controla a resistência elétrica durante o curto-circuito de modo simultâneo ao processo de destacamento da gota, por meio do monitoramento da tensão que é medida segundo a variação por unidade de tempo ( $dU/dt$ ). Os parâmetros para manutenção do arco elétrico são automaticamente

regulados ao longo da realização do cordão de solda em todas as etapas do processo de transferência metálica, impondo assim um aporte térmico à poça de fusão (WILL, 2009).

No esquema ilustrado na Fig. 2.9 é possível observar o princípio de funcionamento da transferência metálica por curto-circuito no processo STT<sup>®</sup>. Na parte superior da Fig. 2.9 está às ilustrações das etapas de transferências metálicas e na parte inferior a sua localização conforme o estágio do diagrama elétrico para o comportamento das ondas de tensão (U) e corrente (I) em função do tempo.

No intervalo de tempo de  $t_0$  a  $t_1$  da Fig. 2.9 se dá o deslocamento do eletrodo ao componente a ser soldado. A corrente está no “background” e a tensão é de arco aberto (STAVA, 1993).

No intervalo seguinte de  $t_1$  a  $t_2$  o sensor de tensão entra em ação detectando que o arco foi extinto, antes mesmo de completar o curto na corrente de base. Para o contato da gota com a poça de fusão a corrente é mantida a um mínimo valor necessário por um intervalo de tempo da ordem de microssegundos até que seja imposta a corrente de curto-circuito. Este intervalo é considerado o tempo necessário de acordo com a prévia formação da gota. Alguns fatores importantes podem ser destacados, quais sejam: o molhamento necessário para que a gota na ponta do eletrodo não seja repelida explosivamente; um fluxo de corrente suficiente para evitar a solidificação desta gota na ponta do eletrodo; e início da propagação térmica ao metal de base (STAVA, 1993).

Imediatamente observando-se o gráfico da Fig. 2.9 de  $t_2$  a  $t_3$  é aplicada a corrente de curto-circuito. A progressiva elevação desta corrente atua diretamente na força eletromagnética, ampliando-a e desenvolvendo um fenômeno conhecido por efeito “pinch”, que promove a constricção do metal líquido na ponta do eletrodo (SCOTTI e PONOMAREV, 2008). A redução progressiva da secção transversal pelo efeito “pinch” no fluxo de metal líquido transferido a poça de fusão é acompanhada pela progressiva elevação da corrente elétrica. Em determinado momento o dispositivo tecnológico que controla o processo gera um sinal, indicando que a separação da gota irá ocorrer. Ele atua medindo a variação de tensão por unidade de tempo ( $dU/dt$ ) simultaneamente a variação imposta à resistência elétrica, como consequência do efeito “pinch”, até tornar-se igual ou exceder o seu valor de controle. Em seguida a corrente elétrica é reduzida rapidamente, evitando a separação explosiva do metal líquido e suavizando a geração de respingos.

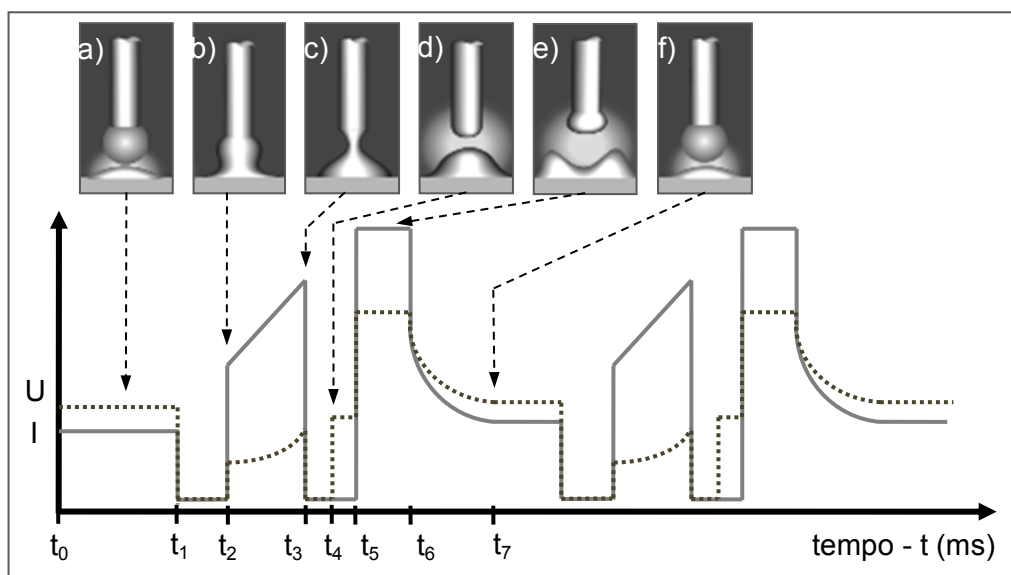


Figura 2.9. Etapas da transferência metálica segundo o princípio de comportamento da corrente de soldagem e tensão aplicando a tecnologia STT<sup>®</sup> (LINCOLN<sup>®</sup> ELECTRIC, 1997 e 2009).

No ponto t<sub>4</sub> ocorre a separação da gota na baixa corrente, que anteriormente havia sido imposta. O processo de separação da gota pode ser identificado no gráfico da Fig. 2.9 pela subita elevação da tensão.

A partir de t<sub>5</sub> é aplicada uma corrente alta, mas limitada, que tem a finalidade de aumentar o nível do arco. As forças do jato do arco reestabelecem o comprimento de arco e são mantidas por milissegundos até o ponto t<sub>6</sub>. O controle imposto pelo circuito do dispositivo possibilita uma taxa de fusão constante para uma nova gota de acordo com a condição imposta à distância de bico contato-peça.

Completando o ciclo da Fig. 2.9, no intervalo de t<sub>6</sub> a t<sub>7</sub>, a corrente é novamente reduzida e o nível plasmático retorna ao estado inicial da corrente de base. A partir do ponto t<sub>7</sub> o ciclo se repete, com um período de onda usualmente entre 25 a 35 milissegundos.

Segundo Stava (1993) a corrente de “background” tem duas funções primordiais. Primeiramente fornecerá energia para que o arco possa compensar as perdas por radiação e manter a fluidez da gota fundida na ponta do eletrodo. Uma falha nesta função ocasionará a solidificação na porção superior da gota. O aumento progressivo da solidificação da gota proporcionará progressiva instabilidade do arco, até que o destacamento ocorra. Em segundo lugar, o aquecimento da junta é muito afetado pelo nível da corrente de “background”. Para se ter uma ideia Stava (1993), cita que usando 100% de CO<sub>2</sub> como gás de proteção, este nível de corrente chega a ser 50% menor do que o valor necessário para um gás de proteção a base de Argônio+25% CO<sub>2</sub>. O nível de respingos



aumentará significativamente quando a corrente de “*background*” for elevada acima de 120 A.

Outro ponto importante a respeito da corrente de “*background*” é que com a corrente de arco normalmente inferior a 120 A as forças de tensão superficial tendem a formar uma gota fundida na extremidade do arame com formato aproximadamente esférico. Entretanto, quando a gota toca a poça de fusão, se o nível de corrente estiver acima de 150 A, esta pode ser repelida e seu rompimento ocasionará respingos. Este fenômeno definido por Stava (1993) com explosão de fusível ocorre devido ao fato de que se tem uma elevada corrente tentando fluir através de uma pequena área de contato inicial. Com um valor em torno de 75 A praticamente se elimina este efeito de curto-circuito inicial, mas visando promover o melhor contato possível, assim como, a molhabilidade da gota em relação a poça de fusão a corrente de “*background*” é reduzida para valores em torno de 10 A. Após um intervalo de cerca de 750 microssegundos a ponte metálica de curto-circuito é interferida por uma corrente controlada, sob a forma de uma rampa, fazendo com que uma pressão axial de fora para dentro (conforme equação de Northrup) proporcione o efeito “*pinch*”.

Conforme comentado anteriormente o dispositivo de controle ( $dU/dt$ ) controlará a separação da ponte metálica (fusível) e o arco será reestabelecido a uma corrente elevada. Esta corrente elevada satura o plasma se forma e o eletrodo é rapidamente o fundido, paralelamente as forças que atuam no jato de plasma comprimem a superfície fundida e o comprimento do arco aumenta o que minimiza a possibilidade de um novo curto-circuito prematuro. O circuito de controle mantém o impulso de plasma por apenas cerca de 1 a 2 milissegundos, visando controlar respingos e fumos, pois boa parte do eletrodo já está fundida e aumenta a quantidade de vapor.

Ao final do impulso de plasma a corrente é reduzida logarithmicamente para o nível de fundo, controlado pelo dispositivo tecnológico de controle. Esta sequência é importante, pois proporciona um amortecimento mecânico da poça de fusão, minimizando agitações decorrentes de uma subta retirada do impulso de plasma. No tempo de fundo as próprias forças de tensão superficial atuam sobre a massa fundida do eletrodo formando a gota. A grandeza da corrente é função da velocidade de alimentação do arame, gás de proteção, tipo de eletrodo e diâmetro. Seu principal objetivo é fornecer calor suficiente para manter a fluidez da gota na ponta do eletrodo. Entretanto, o aumento deste nível pode ser utilizado para controlar o aquecimento da junta.

Todo este controle implica em direta economia nos custos de soldagem, pois ter-se-á menos respingos, conseqüentemente menor trabalho de remoção de respingos da superfície soldada, do bico injetor e peças adjacentes. Aliado a isto, a menor quantidade de fumos e respingos proporcionam menos incomodo ao operador.

# CAPÍTULO III

## Metodologia

### 3.1 Materiais, equipamentos e metodologia

#### 3.1.1 Metal de base

O metal de base utilizado no desenvolvimento deste trabalho foram tubos de perfil redondos de aço inox 304, com diâmetro nominal de 60 mm e espessura da parede de 2,77 mm.

Na Tabela 3.1 tem-se a composição química nominal conforme nota técnica fornecida pelo fabricante em Anexo A. São também apresentadas na Tabela 3.1 o cromo e o níquel equivalente, baseada no diagrama de Schaeffler.

Tabela 3.1 - Composição química do MB - Tubo redondo de inox austenítico AISI 304

Elemento químico e concentração limite (%)										
C	Mn	Si	Cr	Ni	P	S	Mo	Ti	N	Cu
0,048	1,19	0,370	18	8	0,036	0,001	0,083	0,0012	-	0,1207
$Ni_{equivalente} \text{ (Schaeffler)} = \%Ni + 30 \times \%C + 0,5 \times \%Mn = 10,04$										
$Cr_{equivalente} \text{ (Schaeffler)} = \%Cr + \%Mo + 1,5 \times \%Si + 0,5 \times \%Nb = 18,64$										

#### 3.1.2 Metal de adição

O metal de adição foi selecionado tomando por base informações da literatura, como as de Modenesi (2001), aplicando as correlações de Schaeffler da Tab. 3.1 ao diagrama da Fig. 2.1, para que com isto fosse evitado cordões de solda propensos a problemas metalúrgicos. Deste modo, optou-se trabalhar com arame maciço ER 308LSi de diâmetro 1,2 mm. A composição química nominal deste eletrodo, fornecida pelo fabricante do mesmo, encontra-se descrita na Tab. 3.2. Também podem ser observados os valores relativos ao Cromo-equivalente e Níquel-equivalente.

Tabela 3.2 – Composição química arame-eletrodo AWS ER 308 LSi\*

Elemento químico e concentração limite (%)								
C	Mn	Si	Cr	Ni	Mo	N	P	S
<0,025	1,8	0,9	20	10,5	<0,3	<0,06	<0,025	<0,015
Ni <sub>equivalente</sub> (Schaeffler = %Ni + 30 x %C + 0,5 x %Mn) = 12,1								
Cr <sub>equivalente</sub> (Schaeffler = %Cr + %Mo + 1,5 x %Si + 0,5 x %Nb) = 21,4								
* Ficha técnica Sandvik, conforme Anexo B								

### 3.1.3 Gás de proteção

Para soldagem de aço inoxidável austenítico pelo processo GMAW a norma da “*American Welding Society*”- AWS 10.4 relata que deve ser utilizado gás de proteção monoatômico inerte como Argônio e Hélio, suplementado com adições de oxigênio ou dióxido de carbono. A norma ainda recomenda que ao se adicionar oxigênio formando misturas com argônio, hélio ou argônio+hélio o limite não deve exeder a 5%. No caso específico deste trabalho optou-se pela aplicação de uma proteção gasosa de argônio com 2% de oxigênio, por ser uma mistura já avaliada, com aplicação comercialmente e encontrada no mercado nacional com facilidade. Já, a vazão do gás de proteção foi ajustada de acordo com a parametrização das variáveis de soldagem para 15 L/min com medidas realizadas diretamente na saída da tocha utilizando-se um fluxímetro mecânico de esfera do fabricante Dwyer, ilustrado na Fig. 3.1-b.

### 3.1.4 Gases de purga

Normalmente a aplicação de gases de purga no interior de tubulações a serem soldadas visa à proteção da raiz da junta soldada, motivo pelo qual a norma da “*American Welding Society*”- AWS D10.11 indica a aplicação de gases inertes. Entretanto, visando avaliar outras condições de purga nos ensaios preliminares foram aplicados dois gases: o nitrogênio (N<sub>2</sub>) e dióxido de carbono (CO<sub>2</sub>), ambos em 100% de concentração. No âmbito da soldagem, o primeiro gás (N<sub>2</sub>) é considerado semi-inerte e o segundo (CO<sub>2</sub>) dado à presença principalmente do oxigênio é tido como mais reativo. Os resultados obtidos em virtude das correlações de purga aplicadas nos testes serão comparados a uma condição de partida, ou condição inicial, sem a injeção de gás de purga e sujeita a interação com a atmosfera ambiente.

A variável estabelecida para controle na aplicação dos gases de purga foi a vazão. Visando comparar os efeitos proporcionados pela injeção dos gases de purga sobre as

raízes das juntas soldadas, foram pré-fixados inicialmente dois níveis de vazão segundo os limites do instrumento de medição. No ajuste e monitoramento foi utilizado um medidor de vazão de gás digital, marca MGV-3 do fabricante SPS (Sistemas e Processos de Soldagem), ilustrado na Fig. 3.1-a. Em função da capacidade deste instrumento foram selecionadas vazões de 12 e 18 L/min.

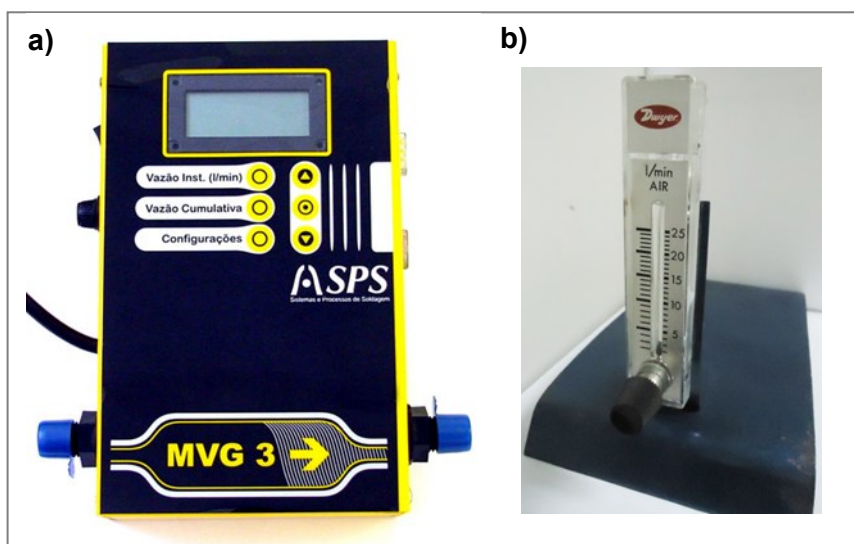


Figura 3.1 - Medidores de vazão de gás: a) digital MGV- 3 e b) mecânico

Na etapa de ensaios finais foram ampliadas as condições de purga. Para a vazão foram impostos então, três níveis: 6, 12 e 18 L/min. Já, como gases de purga aplicou-se: dióxido de carbono ( $\text{CO}_2$ ), argônio (Ar), nitrogênio ( $\text{N}_2$ ) e duas misturas ( $\text{Ar}+25\%\text{CO}_2$  e  $\text{Ar}+2\%\text{O}_2$ ).

## 3.2 Adaptações dos dispositivos de soldagem e elaboração de componentes para difusão do gás de purga

### 3.2.1 Sistema de rotação dos tubos de teste

Utilizando equipamento, Fig. 3.2, que possibilita fixação e rotação de tubos de pequena dimensão disponível no Laprosolda - Centro para o Desenvolvimento de Processos de Soldagem na Universidade Federal de Uberlândia foi feita adaptações e ajustes visando melhorar o controle do processo de soldagem, auxiliando a parametrização de dados. Este equipamento tem um conjunto de discos cônicos, conforme Fig 3.2-(a), onde é possível fixar peças tubulares. No detalhe ampliado desta figura é possível visualizar um tubo de teste, que após ajustes é rotacionado para realização da soldagem. Na Fig. 3.2-(b) destaca-se o

conjunto mecânico composto por uma cuba de mercúrio conectada a um cabo terra, que permanece fixa por mancais em suas extremidades e com seu eixo axial ligado ao eixo da transmissão do motor. O isolamento elétrico é garantido nos pontos de contatos por meio de luvas de nylon. O componente em destaque no item c da Fig. 3.2 é o motor elétrico e seu sistema de transmissão blindada. O último componente em destaque da Fig.3.2 item d, é o potenciômetro que permite o controle da velocidade e sentido de rotação do motor.

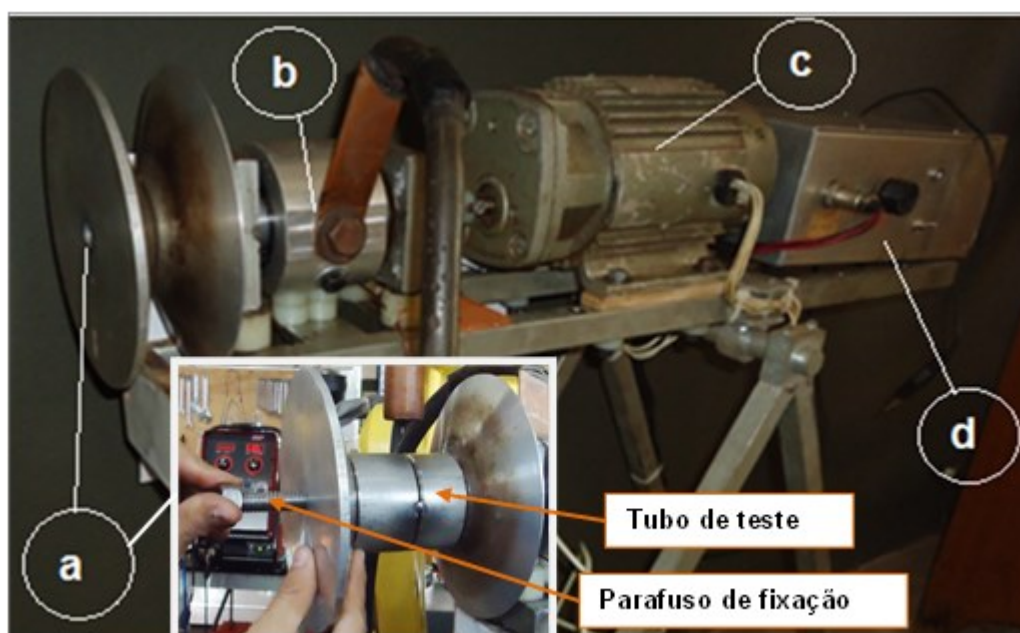


Figura 3.2 - Dispositivo de fixação e rotação dos tubos de teste: a) discos cônicos de fixação de peças tubulares com orifício central para parafuso de fixação; b) cuba de alumínio com mercúrio conectando ao cabo terra; c) motor elétrico com transmissão para rotação do sistema; d) potenciômetro de controle do motor.

Apesar do dispositivo utilizado para rotacionar os tubos de teste, equipamento da Fig. 3.2, possuir um potenciômetro para variações na velocidade de rotação do motor, foi necessária a inclusão de um sistema digital, para acompanhar os ajustes parametrizados da velocidade de rotação, que é a velocidade de soldagem do sistema. Deste modo, foi montado um dispositivo de monitoramento da velocidade, que envia um pulso elétrico captado pelo sensor óptico a um equipamento eletrônico (Fig. 3.3). No equipamento eletrônico pôde-se visualizar com maior precisão os valores relativos a velocidade de rotação de referência, sendo que, antes foi feito um ajuste de calibração para conferir a real velocidade do sistema em uma tabela de controle. O valor de marcado no visor digital, foi correlacionado com o período necessário para a realização de uma volta completa, rotacionando 360°, com tempo cronometrado em segundos.

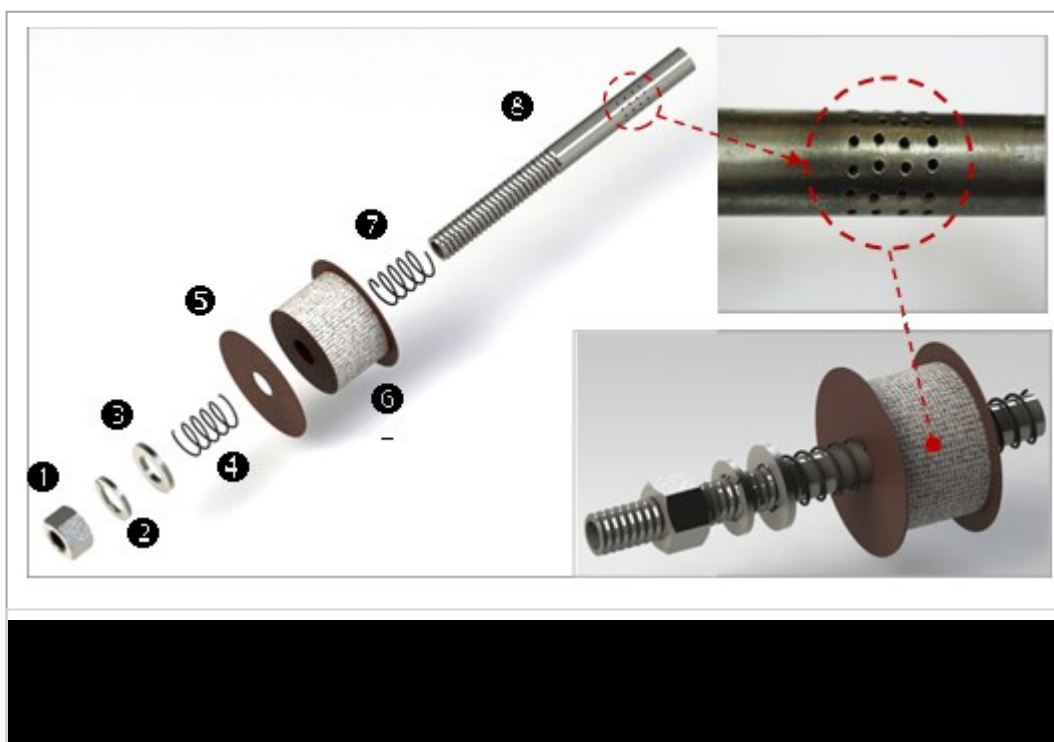


Figura 3.3 - Dispositivo digital para monitoramento da rotação

### 3.2.2 Dispositivos de injeção e difusão dos gases de purga

Na injeção dos gases no sistema de purga alguns cuidados se fazem necessários. Segundo as normas AWS D10.4 e D10.11 o procedimento para uma purga adequada compreende um ciclo de pré-purga visando evacuar o ar ambiente e a manutenção do fluxo adequado a proteção da junta ou componente a ser soldado. Também são necessários cuidados na montagem de juntas e selagens caso presentes nos dispositivos. Já, as saídas de todas as conexões flangeadas devem ser ventiladas para evitar o acúmulo de ar. Além do que, o arranjo de ventilação, deve ser suficiente para acomodar o fluxo do gás de purga, devem-se ter ainda cuidados para evitar problemas relacionados a sobrepessão.

Tomando-se como referência as recomendações normativas para purga descritas anteriormente, foi desenvolvido um dispositivo que pudesse ser montado conforme as características do equipamento da Fig. 3.2 e dos respectivos tubos de teste idealizados a partir dos detalhes da Fig. 3.7. Deste modo, chegou-se nas características desejadas para o dispositivo de injeção do gás de purga conforme ilustração da Fig. 3.4.



Figuras 3.4 - Componentes do dispositivo de injeção do gás de purga e seu alinhamento, em destaque a interface com o dispositivo difusor

O dispositivo de injeção dos gases de purga foi configurado para direcionar e garantir um fluxo mais uniforme sobre a raiz de todo o cordão soldado. Neste dispositivo o gás de purga é injetado na entrada do tubo suporte difusor e ao sair pelos orifícios deste, na região destacada de interface da Fig. 3.4, é difundido ao longo da região onde será formada a raiz do cordão soldado. Deste modo, foi possível observar de maneira mais pronunciada os fenômenos desenvolvidos sob ação dos gases de purga e das variações impostas.

### 3.3 Parametrização das condições de soldagem (MIG/MAG – SST<sup>®</sup>)

A parametrização foi conduzida em duas etapas. Primeiramente foram realizados testes em chapas planas de aço inoxidável, com espessura, largura e comprimentos similares a que se teria no corpo de prova tubular, além das dimensões de junta, reproduzindo as características ilustradas na Fig 3.7.

No teste em chapas planas buscaram-se parâmetros que atingissem uma boa condição de soldagem. Foram observados visualmente a aparência de volume depositado e a estética da face e raiz desenvolvidas, de modo que a soldagem fosse executada em um



único passe. Os melhores parâmetros encontrados foram utilizados como referência para a parametrização definitiva, ou seja, diretamente nos tubos de teste elaborados.

Na realização das soldas foi utilizada um fonte da “Lincoln Electric” modelo “Power Wave” 455M-STT® (Fig. 3.5-a) com alimentador semi-automático “Power Feed” 10M e tocha automática para o processo MIG/MAG, do fabricante TBi modelo 511 Aut, refrigerada à água com corrente máxima de soldagem de 450 A. Visando minimizar as variáveis de controle trabalhou-se com o programa 126, indicado pelo fabricante para soldagem de aço inox. Neste programa da fonte foram manipulados apenas os recursos disponibilizados que são: corrente de base -  $I_b$ , corrente de pico -  $I_p$ , velocidade de alimentação -  $Vel_a$ , “tail-out”, tempo de pré-fluxo e tempo de pós-fluxo.

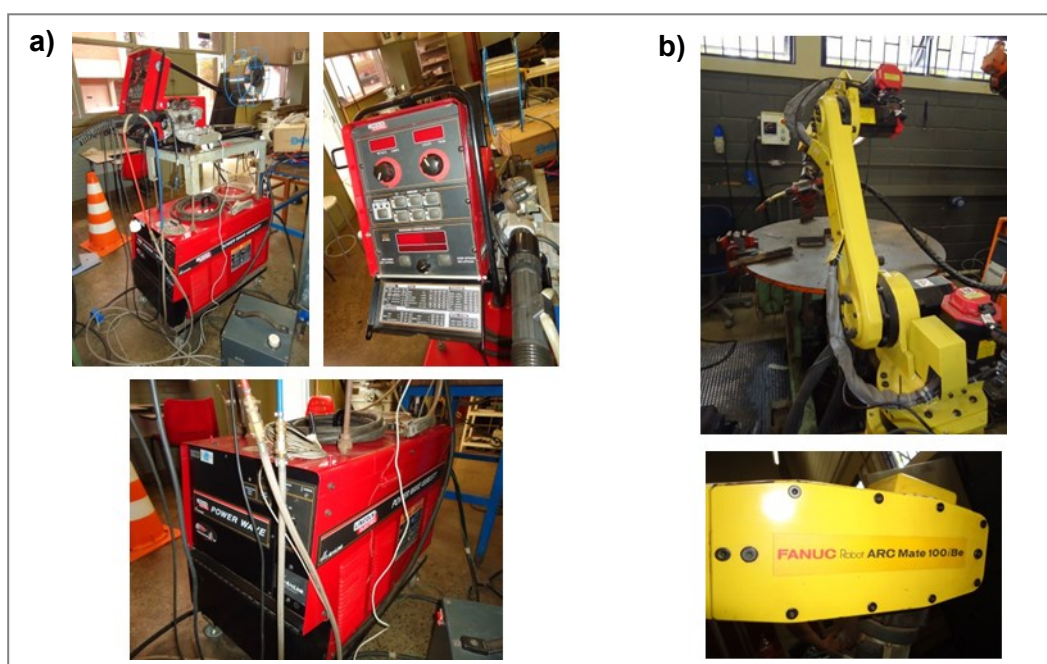


Figura 3.5 - a) Fonte de soldagem com dispositivos “Power Wave” 455M-STT e b) robô modelo Arc Mate 100 iBe da FANUC “Robotics America”

Para garantir a fixação adequada e conferir reprodutibilidade no ajuste da tocha foi utilizado um robô do fabricante FANUC “Robotics America”, modelo Arc Mate 100 iBe disponível no Laposolda (Fig. 3.5-b). Por meio deste recurso se conduziram os ajustes de altura e ângulos com maior exatidão.

Na parametrização das variáveis de soldagem foi utilizado um sistema de aquisição de dados (corrente, tensão e velocidade de alimentação) integrado a um programa desenvolvido no ambiente LabView conforme Fig. 3.6. Este programa captura os dados durante a soldagem e após término da aquisição os apresenta em forma de gráficos. Permite ainda salvar os valores aquisitados diretamente no microcomputador ou em



dispositivo eletrônico compatível no formato texto. Neste mesmo programa foi fixada uma taxa de aquisição para os sinais elétricos de 5.000 Hz, com intervalo de tempo de coleta de 10 s e reproduzida em todos os ensaios com tubos de teste.

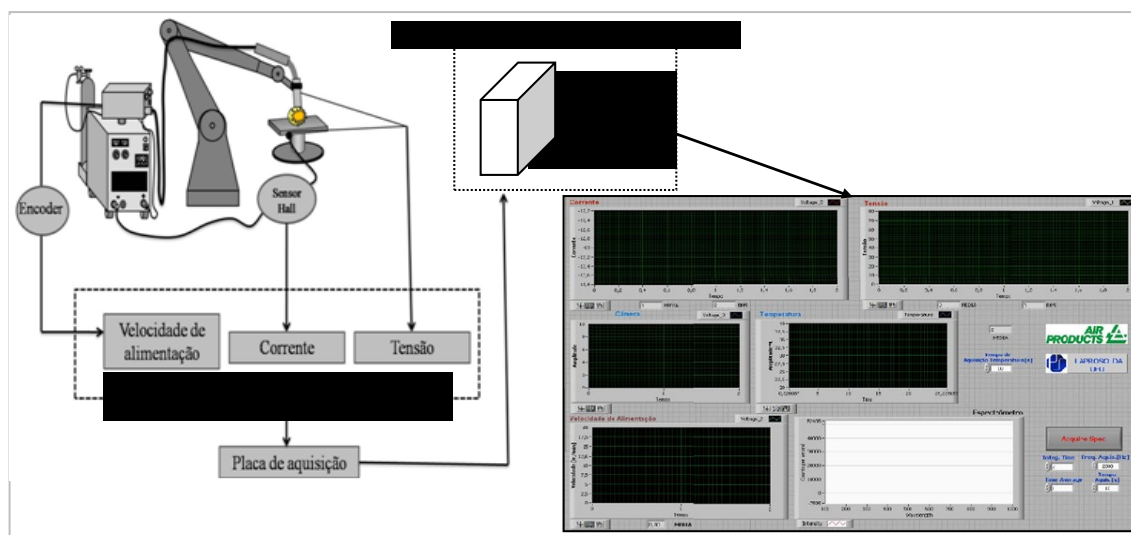


Figura 3.6 - Sistema de aquisição de dados destacando o ambiente LabView.

As demais variáveis de controle como: temperatura ambiente, tempo de pré-purga, velocidade de soldagem, ângulo de soldagem, distância bico contato peça, assim como o tempo e temperatura de purga pós-soldagem foram conferidas no momento de cada operação e anotadas em uma planilha de controle (*check list*) caso necessárias para posteriores conferências.

### 3.4 Elaboração dos tubos de teste

No desenvolvimento e preparação dos tubos de teste foram uniformizados procedimentos e confeccionados dispositivos para garantir alinhamento da junta visando minimizar interferências nas soldas definitivas.

#### 3.4.1 Ajustes dimensionais das peças

Os tubos de teste possuem partes simétricas usinadas a partir da matéria prima adquirida na forma de tubo com 60mm de diâmetro e espessura nominal de 2,77 mm, aço inoxidável austenítico AISI 304. O formato final de cada parte simétrica foi padronizado conforme o desenho ilustrativo da Fig. 3.7. Para tal operação foram utilizados equipamentos de usinagem como serra alternativa ou serra de fita para cortar os tubos em dimensões

aproximadas. Posteriormente foram torneadas para conferir as dimensões adequadas e simetria necessária, sendo inspecionadas individualmente por paquímetro com precisão de 0,05 mm e goniômetro de precisão.

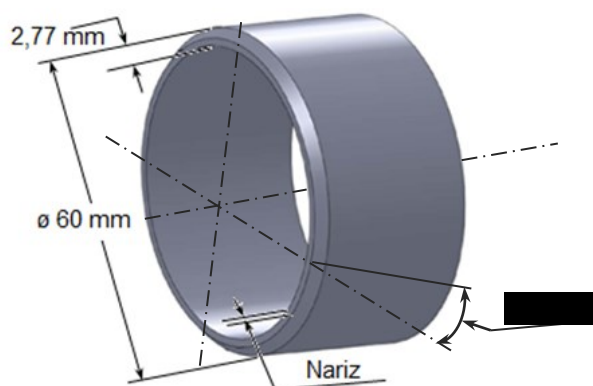


Figura 3.7 - Detalhes do componente simétrico do tubo de teste.

Na preparação das partes simétricas para posterior montagem dos tubos de teste foram variadas duas condições quanto ao ângulo de bisel e nariz, ou seja, ângulo de bisel de 30° com nariz de 1 mm e ângulo de bisel de 45° com nariz de 0,5 mm. A melhor combinação dimensional foi testada durante as avaliações dos ensaios preliminares.

#### 3.4.2 Montagem e ajustes dos tubos de teste para soldagem

Os tubos de teste (TT's) utilizados nas soldas definitivas foram compostos pelas peças elaboradas conforme descrição no Item 3.5.1. Foi preciso um alinhamento nariz a nariz de modo que não houvesse folga relativa entre os componentes, possibilitando a realização de ponteamientos visando manter a rigidez da junta e minimizando alterações durante a soldagem. Para garantir o ajuste nariz a nariz e minimizar os efeitos de desalinhamentos foi utilizado um dispositivo, conforme Fig. 3.8, durante a etapa de ponteamientos.

A união rígida foi garantida por meio da realização de quatro ponteamientos equidistantes. Entretanto, durante os ensaios preliminares foram testadas soldagens em TT's com outras duas condições de ponteamiento: três e dois ponteamientos com posicionamentos equidistantes. O objetivo deste procedimento foi confrontar por uma avaliação visual, se esta alteração proporcionaria ainda as boas condições de soldagem parametrizadas sem alterar as características do perfil da raiz, pois ampliaria a área da região investigada.

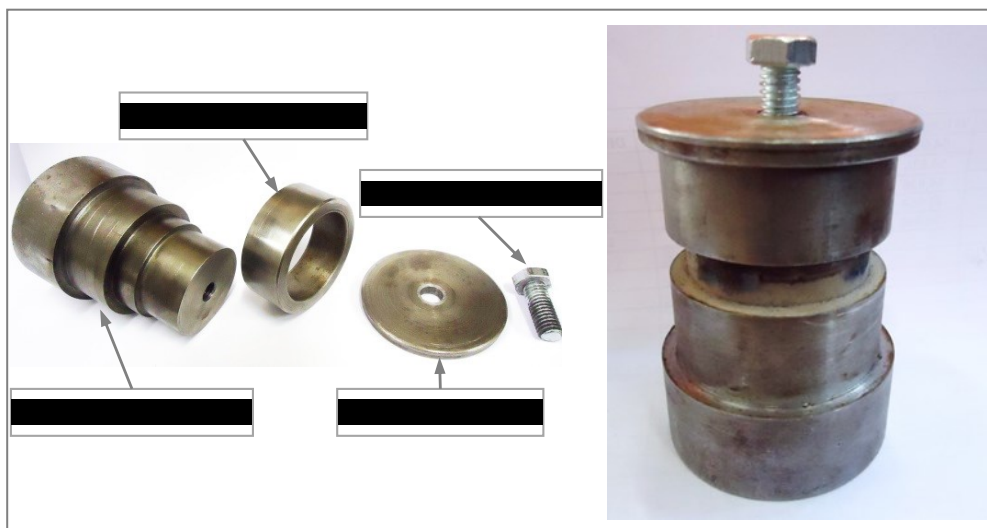


Figura 3.8 - Dispositivo de ajuste e alinhamento para ponteamento dos componentes dos tubos de teste

### 3.5 Soldagem dos tubos de teste

Os parâmetros encontrados conforme etapas descritas no Item 3.4 foram aplicados aos tubos de teste do material em estudo preparados conforme o Item 3.5.

Após encontrar os parâmetros de soldagem que proporcionaram uma boa condição dimensional de reforço da raiz, foram efetuadas soldas submetendo-se os tubos de teste às variações conforme Tab. 3.1 referentes à etapa preliminar. Nesta etapa visando observar o efeito da sobrepressão, ocasionada pelas variações a serem impostas nos gases de purga, foram efetuadas quatro perfurações, em cada uma das extremidades dos tubos de teste, distribuídas equidistantes conforme Fig. 3.9. Visando garantir que a área de saída dos gases de purga fosse maior que a área de entrada via tubo difusor (componente 8 da Fig. 3.4), utilizou-se uma broca helicoidal de  $\varnothing 3,5$  mm. O somatório das áreas das oito perfurações garantiu uma área de exaustão aproximadamente 89% maior que a entrada.

O teste preliminar visando confrontar a influência dos gases de purga e respectivas vazões respeitando o limite máximo do equipamento de medição utilizado (Fig. 3.1-a) seguiu a ordem proposta na Tab. 3.3, a seguir:

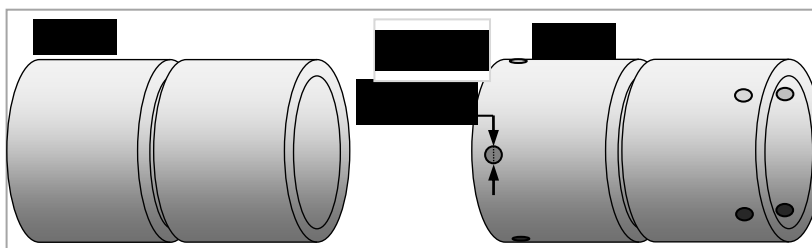


Figura 3.9. Diferenças dos tubos de teste para ensaio com purga: a) sem furos nas laterais e b) com furos nas laterais.

Tabela 3.3 - Condições impostas aos tubos de teste – TT's nos ensaios preliminares

TT	Gás de purga	Vazões de purga (L/min)	Quantidade
	Sem Gás	-	1
Sem furos laterais (S/F)	CO <sub>2</sub>	12 e 18	2
	N <sub>2</sub>	12 e 18	2
Com furos laterais (C/F)	CO <sub>2</sub>	12 e 18	2
	N <sub>2</sub>	12 e 18	2
Total = 9 TT's			

Conforme os resultados obtidos nos ensaios preliminares foram conduzidos novos ensaios ampliando-se as condições de testes com purga e pontos de análises. Desta vez, apenas com TT's que conforme suas características de fabricação apresentaram melhor desempenho. A Tabela 3.4 esquematiza as variações da purga e vazões para os ensaios finais.

Tabela 3.4 - Condições impostas aos tubos de teste – TT's nos ensaios finais com furos

Gás de purga	Vazões de purga (L/min)	Quantidade
Sem Gás	-	1
CO <sub>2</sub>	6, 12 e 18	3
Ar	6, 12 e 18	3
N <sub>2</sub>	6, 12 e 18	3
Ar+25% CO <sub>2</sub>	6, 12 e 18	3
Ar+2% O <sub>2</sub>	6, 12 e 18	3
Total = 16 TT's		

Antes da execução das soldas propriamente ditas, nesta última etapa foi efetuado um levantamento prévio do comportamento da pré-purga. Esta avaliação foi realizada no intuito de garantir a qualidade da purga e estabelecer o tempo de pré-purga adequado. Com os tubos de teste (TT's) montados ao dispositivo da Fig 3.2 e acoplado o componente difusor de gases da Fig. 3.4 foram realizadas medidas nas saídas dos furos de exaustão ilustrados na Fig. 3.9, com um instrumento portátil analisador de gás (OXIBABY<sup>®</sup>) de resolução de 0,1%. Nesta avaliação foi aplicado Argônio comercialmente puro (99,99%) e simulados os três níveis de vazão propostos na Tab. 3.4.

### **3.6 Inspeções dos tubos de testes soldados**

#### *3.6.1 Análise do aspecto visual e dimensional da raiz*

Os tubos de teste foram avaliados quanto ao aspecto da geometria do cordão de solda, dando ênfase à raiz da junta. Pontos importantes como alterações de tonalidades em função do nível de coloração foram observados visualmente. Também foram observados efeitos adversos como perfurações, oscilações bruscas no perfil da raiz e outras características que pudessem ser consequentes do efeito de sobrepressão.

Na Figura 3.10 estão ilustradas as variáveis dimensionais avaliadas nas etapas preliminares e finais, todas são atribuídas ao perfil de formação do perfil da raiz da junta soldada. A variável definida como área foi representada pela letra "A" e trata-se da dimensão da superfície formada na raiz da solda no espaço convexo ou côncavo de acordo com a modificação desenvolvida, ou seja, perfil com reforço ou formação insuficiente da raiz. A variável representada pela letra "L" simboliza a extensão transversal na região do reforço da raiz, alinhada com a borda interna do tubo no metal de base. A letra "h" quantifica a altura do reforço ou depressão negativa por falta deste, sempre em relação à parte interna do tubo conforme a borda interna do tubo no metal de base. O ângulo da linha de transição da zona fundida (ZF) com o metal de base na raiz representado pelo símbolo " $\theta$ ". Sua inclusão nos estudos foi determinada em função de se verificar variações com as mudanças no tipo e vazão do gás de purga, da linha de transição entre ZF e ZAC, fenômeno observado somente depois de revelada as imagens metalográficas. A sinalização aqui atribuída ao ângulo " $\theta$ ", visando facilitar a interpretação do comportamento angular devido às variações testadas com a purga está ilustrada no destaque da Fig. 3.10.

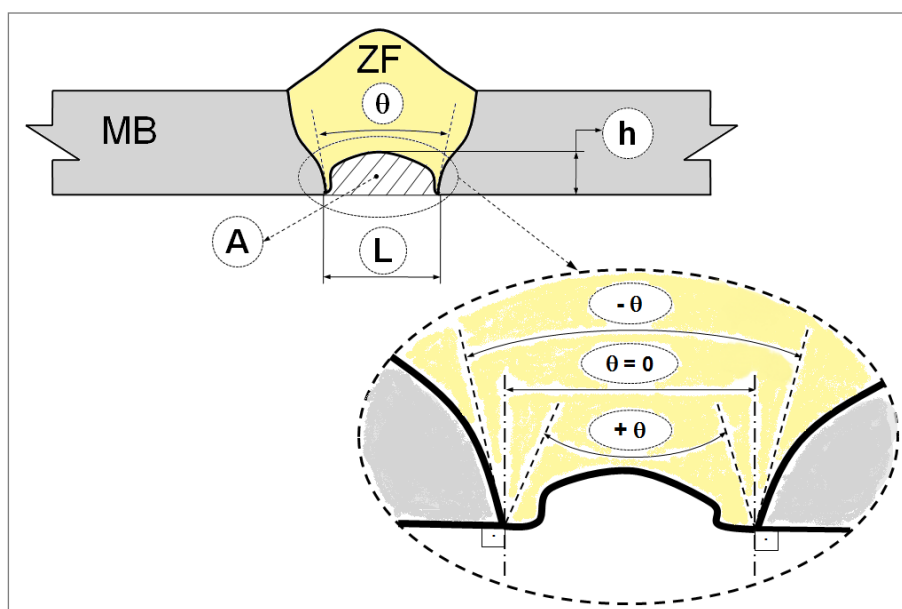


Figura 3.10 – Variáveis dimensionais inspecionadas nas raízes das amostras selecionadas: A – área; L – largura; h – altura da concavidade ou convexidade; e  $\theta$  - ângulo entre as linhas de transição na raiz (zona fundida (ZF) e metal de base)

Na segunda etapa de avaliação onde foram ampliadas as condições de teste: vazão e gases de purga, duas formas de avaliações distintas foram aplicadas. Na primeira por meio de um programa analisador de imagens foram processadas as imagens de cada uma das condições. Num segundo momento uma avaliação *in loco* foi conduzida por avaliadores distintos, visando distinguir visualmente a intensidade de oxidação entre amostras, preenchendo um questionário de análise qualitativa visual.

Nas imagens obtidas via câmera USB – “*Universal Serial Bus*”, modelo Discovery VMS – 001 do fabricante Veho™ foram delimitadas regiões para análise da raiz e aquisição das imagens sempre levando em conta a exclusão das regiões de pontamentos, necessárias para a produção das soldas nos tubo de teste (TT). Avaliando-se a intensidade dos valores de pixels obtidos através do programa analisador de imagens (ImageJ) na região previamente delimitada conforme esquema da Fig 3.11 e posteriormente avaliadas as características da coloração obtida.

Na Figura 3.11 tem-se a ilustração do esquema adotado para levantamento de dados relativos ao perfil de coloração alinhado transversalmente a raiz. O retângulo traçado sai de um lado sem a presença da interferência do processo de oxidação desenvolvido pela soldagem, passa pela raiz e vai até o outro lado onde não é mais detectado a interferência da oxidação de soldagem.

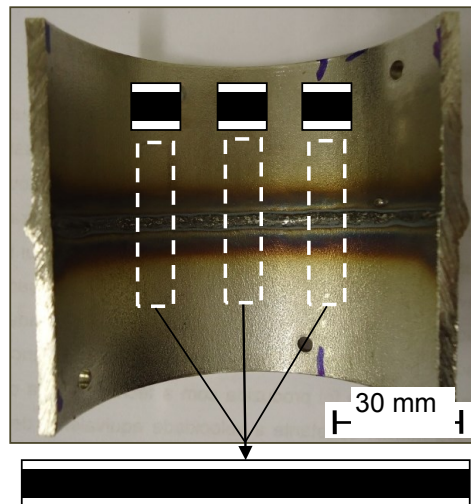


Figura 3.11. Esquema adotado para avaliação preliminar na coleta dos valores de pixels (amostra de referência sem aplicação de purga - TT1)

Visando minimizar distorções, para cada região (referenciadas pelas letras A, B e C – Fig. 3.11) a aquisição das imagens foi condicionada a uma gabaritagem do local de análise, manutenção da mesma fonte de luz e padronização de posicionamentos, desde a distância de iluminação a objetiva da câmera de aquisição de imagens, até sua relação ao centro da área amostral. Os dispositivos e posicionamento podem ser visualizados na Fig. 3.12.

As imagens da região oxidada serão expostas conforme seu aspecto colorido natural e posteriormente convertido para escala de cinza visando tornar os contrastes coloridos em um único padrão.

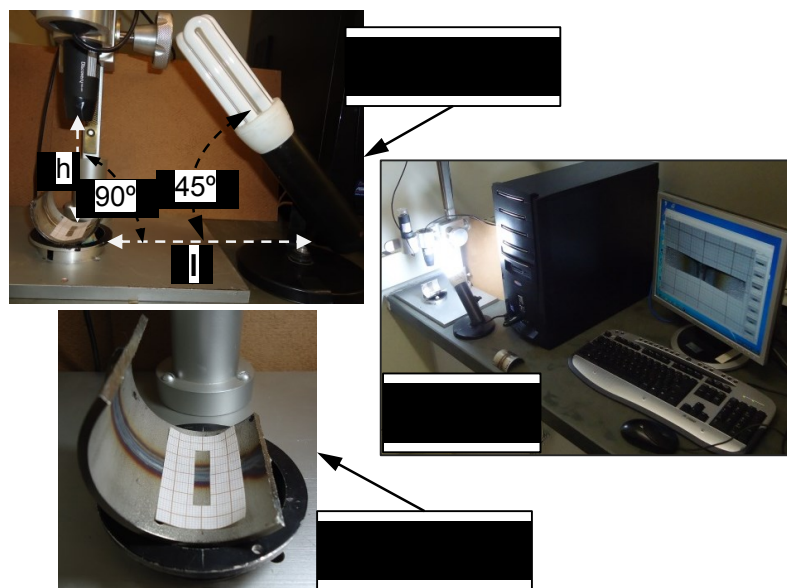


Figura 3.12. Disposição dos dispositivos utilizados na aquisição de imagens

### 3.6.2 Ensaio metalográfico

Nos ensaios preliminares foram realizadas análises por microscopia óptica da seção transversal de amostras dos cordões soldados. As mudanças macrométricas foram observadas com o auxílio de uma câmera para microscopia USB – “*Universal Serial Bus*”, modelo Discovery VMS – 001 do fabricante Veho<sup>tm</sup>. A partir do perfil macro da secção transversal também foram determinadas as diluições e confrontadas com a previsão das microestruturas segundo o diagrama de Scheaffler durante os ensaios preliminares. Já, nos ensaios finais optou-se por uma análise no diagrama WRC92 visando confrontar com o ensaio com uma avaliação mais rigorosa do teor de ferrita conforme proposta para esta etapa descrita no Item 3.7.3.

As observações microestruturais ainda da etapa de ensaios preliminares foram conduzida a partir das imagens geradas em um microscópio óptico Risitec com resolução de 40x, 100x e 400x, capturadas por uma câmera PixeLINK<sup>®</sup> e processadas no programa de imagens deste equipamento. Tais amostras foram retiradas de regiões previamente inspecionadas em cada tubo de teste segundo o Item 3.7.1, ou seja, do local onde o fenômeno que promoveu mudanças no perfil da raiz soldada proporcionou destaque visual mais pronunciado.

As amostras em todas as etapas foram cortadas com uma máquina policorte metalográfica do fabricante TECLAGO – Tecnologia em Máquinas Metalográficas, modelo CM-70, refrigerada com fluido de corte. Posteriormente embutidas e submetidas ao processo de lixamento e polimento, a assim, realizado o ataque químico com Villela's e revelado os detalhes macros e micros, conforme procedimentos recomendados no ASM (2004).

Na etapa final adotou-se um esquema padrão modificando a retirada de amostras dos TT's após as soldagens. As amostras destinadas as análises macro e micro, desta etapa, são também resultado de cortes perpendiculares, mas realizados nas linhas A, B e C conforme o esquema da Fig. 3.11. Com este procedimento se obteve amostras em pontos fixos, visando aproximar de um comportamento mais representativo das variáveis dimensionais analisadas neste estudo, além de uma maior representação do perfil microestrutural.



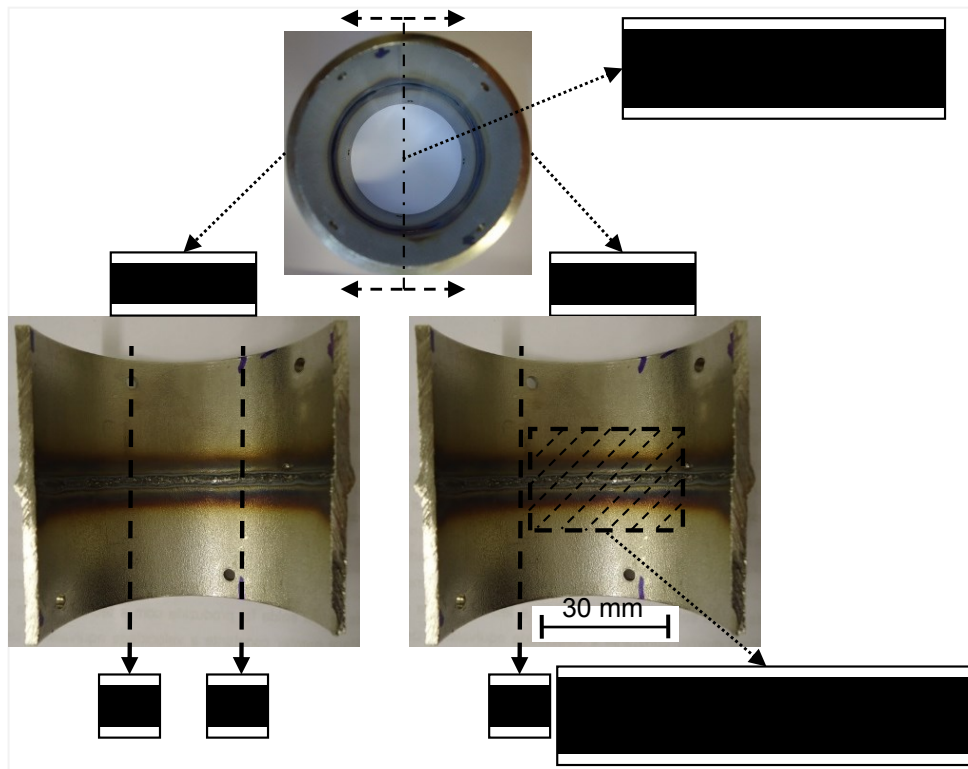


Figura 3.11. Esquema padrão adotado para retirada de amostras na etapa de ensaios finais

Na determinação da diluição foram tomados os valores médios obtidos das macrografias nas amostras A, B e C conforme ilustração da Fig. 3.12. As medidas para determinação da diluição ( $\delta$ ) foi possível com auxílio dos recursos de um programa aplicado para análise de imagens.

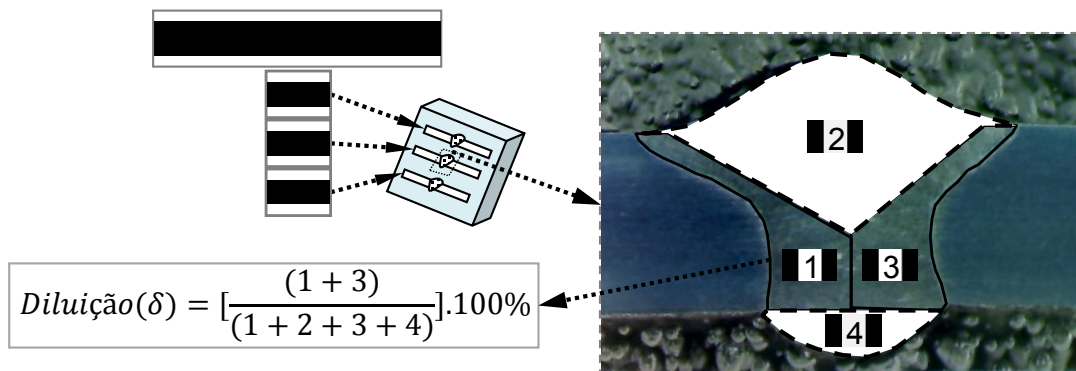


Figura 3.12. Esquema para análise da diluição

A Figura 3.13 ilustra as regiões delimitadas para observações microestruturais das Zonas Fundidas (ZF's) na etapa de ensaios finais. Sendo que, as imagens desta etapa foram capturadas num microscópio óptico com possibilidade de ampliações em 50x e 1000x,

associado a um sistema de captura de imagem digital modelo Olympus-BX41M. O processamento das imagens foi possível no programa deste mesmo equipamento.

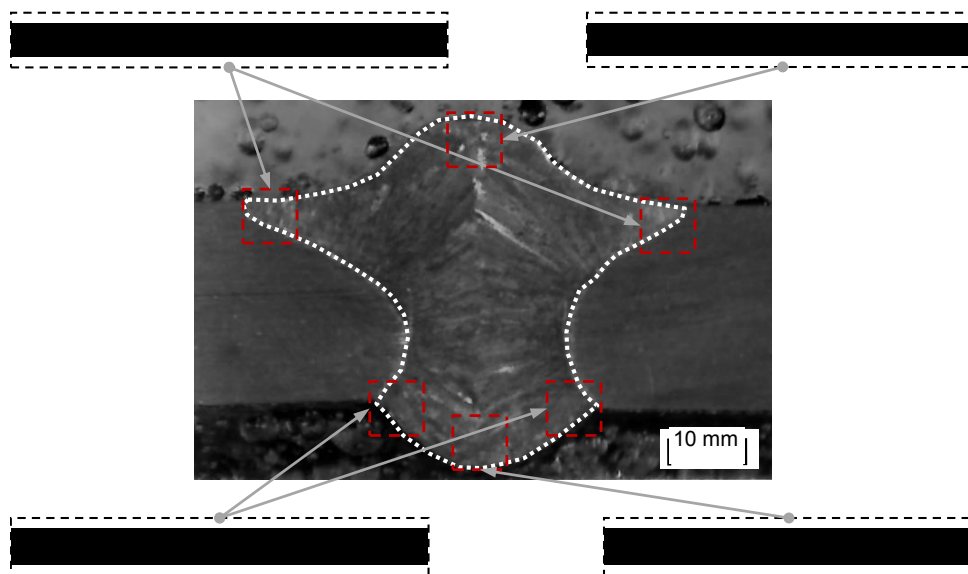


Figura 3.13 - Esquema das regiões foco da análise comparativa microestrutural na zona fundida – ZF para maiores ampliações.

### 3.6.3 Ensaio do teor de ferrita

O ensaio do teor de ferrita foi realizado com o equipamento Feritscope ® MP30 (Fig. 3.14). Este equipamento induz um campo magnético que interage com os componentes magnéticos da amostra, neste caso todos os componentes magnéticos da amostra são reconhecidos, além da ferrita delta e outros componentes ferríticos. Este equipamento fornece um relatório ao final do ensaio contendo a média dos valores medidos, o maior valor medido, o menor valor medido e o desvio padrão.

Na etapa de análises preliminares as amostras foram avaliadas apenas no metal de base fora da zona afetada pelo calor (ZAC) e na posição central da zona fundida (ZF).

Nos TT's soldados durante a etapa final foram ampliados os locais de avaliação do teor de ferrita no cordão de solda, visando padronizar a coleta de dados foram adotados procedimentos conforme os esquemas ilustrados nos destaques da Fig. 3.15, onde pelo procedimento de medidas na posição (a) foram coletados os valores no cento da face do cordão de solda. Para o grupo de medidas na posição (b) foi registrado o comportamento desenvolvido no centro do cordão de solda. Os valores relativos ao teor de ferrita na raiz do cordão foram dados pelo procedimento de medidas (c). O procedimento (d) visou traçar o perfil linear para o comportamento médio da ferrita na posição central vertical do cordão de

solda da face-a-raiz, para tanto foi utilizada o grupo de amostras extraídas pelo esquema da Fig. 3.11.



Figura 3.14 – Equipamento para avaliação do número de ferrita: Feritscope® MP30

O destaque ilustrado pelas setas na Fig. 3.15-a está indicando que o conjunto de medidas deve ser executado mantendo-se a sonda alinhada à parte central da face do cordão de modo perpendicular. Este simples procedimento visa minimizar a captação de leituras errôneas, melhorando o desvio padrão dos registros do instrumento. No destaque da Fig. 3.15-b o mesmo procedimento de alinhamento foi aplicado só que se realizando medidas por cima da raiz. Para avaliação das demais medidas ao longo da secção transversal foram realizados dois procedimentos: primeiro no destaque da Fig. 3.15-c foram realizadas medidas unicamente na parte central da ZF; já, no segundo procedimento, ilustrado conforme destaque da Fig. 3.15-d, o grupo de medidas foi analisado da face até raiz. Nos procedimentos de análises (b) e (d) da Fig. 3.15 tomou-se as amostras já preparadas para análises metalográficas classificadas como A, B e C no tópico 3.7.2 (Fig. 3.11). As distâncias entre medidas e o alinhamento central foram ajustados com marcações nas peças e o auxílio de um paquímetro de material polimérico, evitando possível interferência com o material deste instrumento pela sonda do Feritscope® MP30.

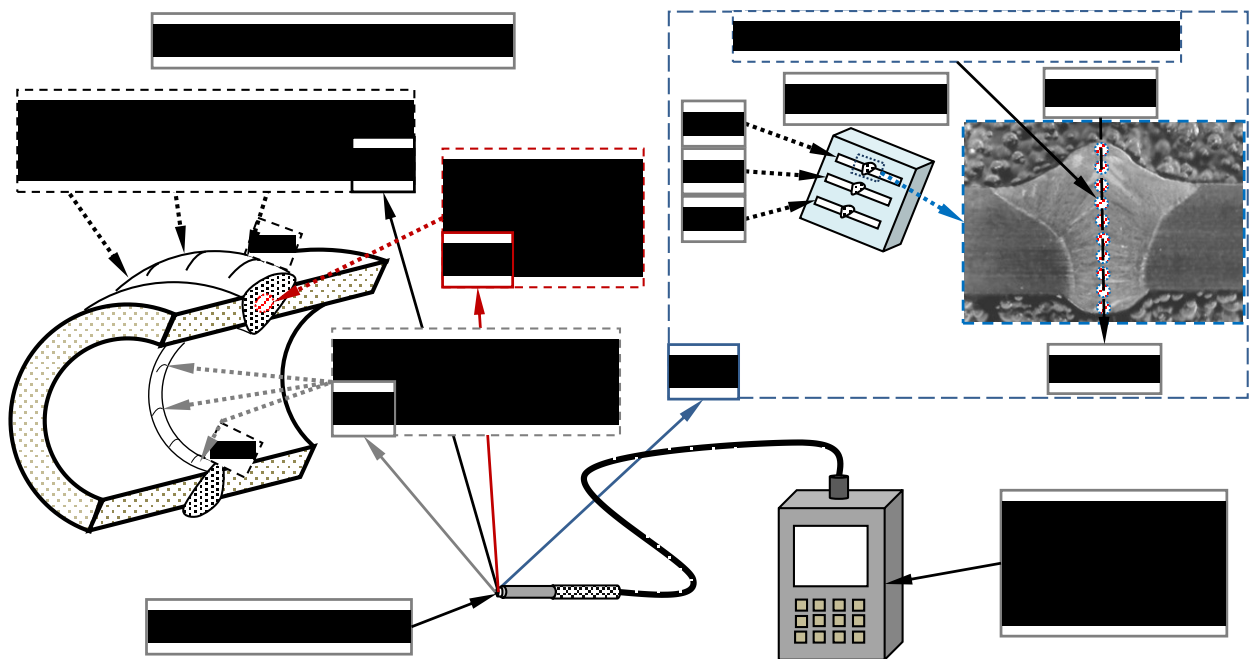


Figura 3.15 – Esquema do ensaio magnético com ferritoscópio: a) na face do cordão; b) no centro da zona fundida; c) por cima da raiz; e d) amostras cortadas transversalmente

#### 3.6.4 Ensaio de microdureza

A avaliação dos níveis de dureza do material foi analisada na escala de microdureza Vickers, utilizando-se o equipamento “*Digital Microhardness Tester*”, modelo HVS-1000 da “*Time Group Incorporation*”. Foram inspecionadas e comparadas as possíveis alterações da microdureza com foco de análise apenas nas raízes das zonas fundidas das amostras em estudo.

Na padronização do procedimento de ensaio foram levadas em conta as recomendações da norma ASTM – E92 (1997) e efetuados os devidos ajustes às condições das amostras em estudo. Deste modo, a microdureza média foi avaliada numa faixa com distância fixa em relação à borda da raiz, definida como (d), conforme esquema ilustrado na Fig. 3.16 para avaliação da ZF. Uma vez que os tubos de testes foram confeccionados para a soldagem com dimensão de nariz igual a 0,5 mm, optou-se por utilizar um valor de referência nos ensaios preliminares para (d) mediano, ou seja, 0,25 mm da linha de contorno da raiz para a parte interna.

Na realização das medidas para o MB (metal de base) foram coletados dados o mais distantes possível da ZAC e dentro das possibilidades de cada amostra. A carga de impressão utilizada foi de 200 gf com tempo padrão de 20 segundos.

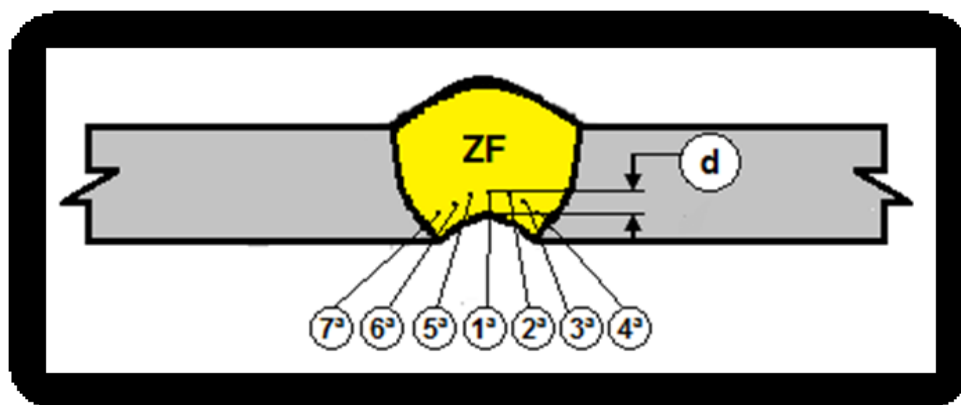


Figura 3.16 – Esquema para análise de microdureza

Todo o procedimento utilizado para avaliação da microdureza descrito anteriormente foi repetido como padrão na etapa de ensaios finais, com ampliação das condições de purga.

### 3.7 Avaliação corrosiva nas raízes purgadas

#### 3.7.1 Análise de corrosão por imersão em $FeCl_3$

Nesta análise o comportamento de amostras retiradas dos TT's foi avaliado por imersão em solução de Cloreto de Ferro III -  $FeCl_3$ .

Visando avaliar os TT's pós-soldagem quanto ao comportamento em um ambiente corrosivo, foram realizados ensaios por imersão em solução de  $FeCl_3$ . A realização desta categoria de ensaios ficou restrita apenas as amostras soldadas na etapa final dos ensaios, motivo pelo qual se teria maior quantidade de variações nas condições de purga. Para realização desta sequência de ensaio foram levadas em conta recomendações das normas ASTM G46 (2005), G48 (1980) e G48-99 (1999).

Buscando avaliar a interferência do gás de purga quanto a alterações na superfície da região soldada foi efetuada uma avaliação prévia quanto à sensibilidade frente ao meio corrosivo utilizado. A norma ASTM G48 (1980) indica para este ensaio um tempo de permanência de 72h para aços inoxidáveis sensíveis a esta solução. Entretanto, como o objetivo inicial de se avaliar apenas a sensibilidade do material de estudo frente à solução de Cloreto de Ferro III foi condicionado um tempo de 5 horas a uma temperatura de  $50 \pm 2^\circ C$ .

Para avaliar um possível comportamento corrosivo que pudesse ser desenvolvido de modo generalizado degradando uniformemente a superfície foi realizada a moldagem prévia de uma máscara na parte interna (região inerente à raiz) cobrindo desde a raiz até o metal

de base. Em seguida, a amostra foi imersa num banho de 50 gramas de Cloreto Férrico III diluído em 450 ml de água destilada. As peças não foram lixadas conforme a recomendação da ASTM G48, pois se buscou avaliar aqui o comportamento da peça pós-soldagem sem a intervenção de limpeza química ou mecânica. Deste modo, esperou-se obter dados que esteja o máximo possível relacionado à direta interação com os óxidos formados pelo processo de soldagem e consequente interação como a purga. Outros detalhes da amostra podem ser observados na Fig. 3.17.

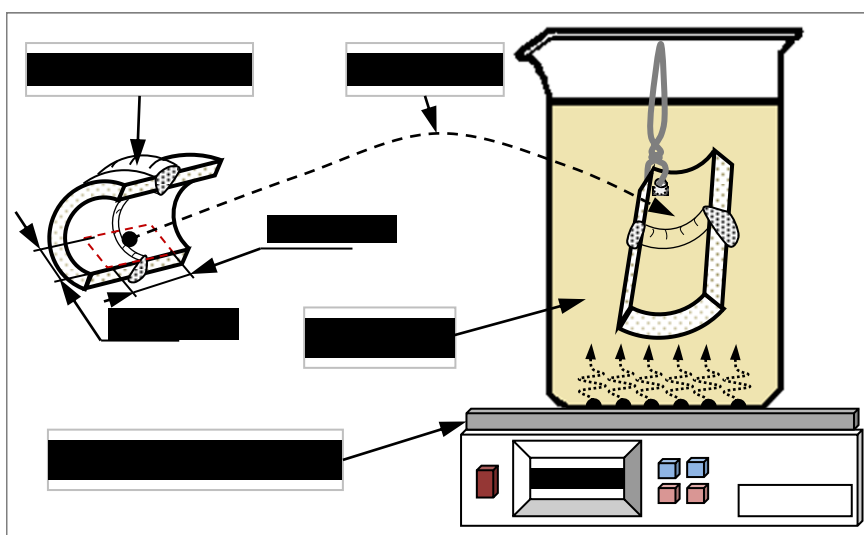


Figura 3.17 – Amostra para avaliação prévia em solução de Cloreto de Ferro III

Mediante os dados obtidos para a avaliação da degradação na superfície da primeira amostra teste, em imagens capturadas com auxílio de uma câmera para microscopia USB – “*Universal Serial Bus*”, modelo Discovery VMS – 001 do fabricante Veho<sup>tm</sup>, novas amostras foram ensaiadas visando ajustar os parâmetros relativos à corrosão, além da faixa de tempo necessária para que se pudesse estabelecer uma quantificação do fenômeno. Desta avaliação foram estipuladas as proporções e ajustes do ensaio final. Para se obter maiores detalhes dos setores críticos de corrosão foram realizadas também ampliações de 50x num microscópio óptico digital modelo Olympus-BX41M.

A Figura 3.18 ilustra o esquema proposto para posicionamento e padronização final das amostras. Os parâmetros obtidos na prévia foram ajustados para esta nova célula de corrosão. Aproveitou-se ainda a máxima extensão do TT para o corte das amostras visando ampliar as áreas de análises para quantificação final dos resultados. Foram avaliadas amostras das condições de purga de maior nível de vazão, deste modo buscando a maior intensidade dos efeitos consequentes ao nível superficial.

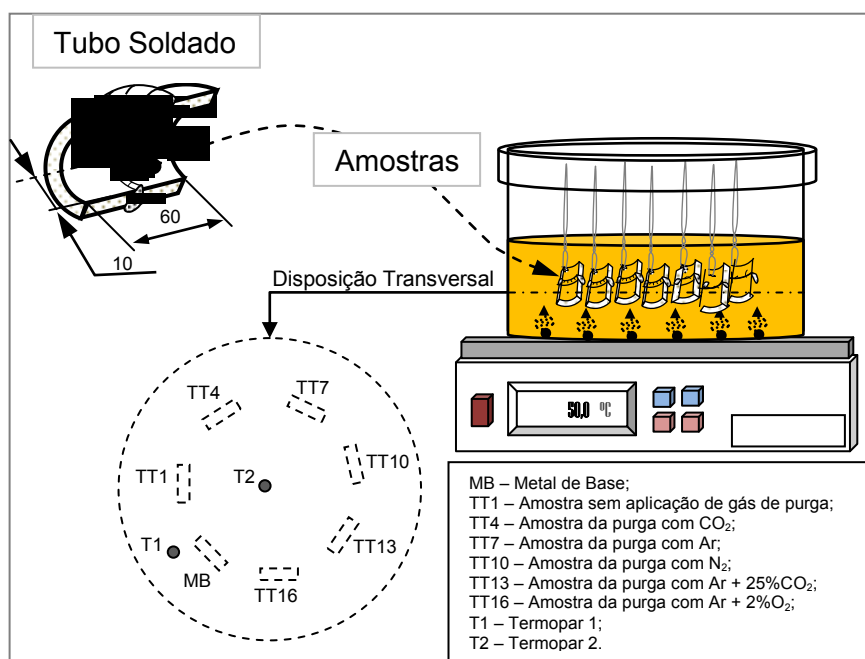


Figura 3.18 – Esquema de amostras no ensaio de corrosão em Cloreto de Ferro III destacando a disposição transversal na célula de corrosão

As amostras foram pesadas antes e depois do ensaio em uma balança de precisão de 0,0001 g modelo Shimadzu AX200, para verificar a perda de massa. Informações adicionais foram trabalhadas mediante uma avaliação superficial levando em conta a formação e localização de pites a nível apenas superficial (contabilizando-os e medindo em um programa analisador de imagens - ImageJ), uma vez que, o principal efeito dos óxidos dada a sua presença na superfície das amostras pode estar influenciando a corrosão a partir desta localização.

### 3.7.2 Análise potenciodinâmica

Nesta etapa foi avaliado apenas o comportamento da ZF na região da raiz quanto a ação corrosiva em solução de NaCl, dada a dificuldade em se isolar amostras em outras regiões. Observando-se procedimentos e recomendações da norma ASTM G5-94, efetuou-se então a restrição dimensional e preparação dos corpos de prova.

O ensaio foi conduzido em meio aerado com 3,5% de NaCl e pH de 7.0. A escolha da solução de cloreto de sódio foi fundamentada dentre outras coisas, por investigação da literatura, que relata sua presença tanto em atmosferas marinhas, industriais e urbanas (SANTANDRÉA, 1999). Outro fato é que a sua agressividade frente ao material analisado é bem mais suave. Sendo assim, tem-se a possibilidade de um acompanhamento de dados



aquisitados sem a preocupação da rápida degradação e comprometimento das amostras mediante eventuais ajustes de ensaio.

Para manter um padrão entre as condições amostradas, confrontando a influência das diferentes condições de purga, foram cortadas amostras conforme a Fig. 3.19.

Neste ensaio foram tomadas as sete principais condições, similar às utilizadas na avaliação do Item 3.7.1, focando-se os maiores níveis de vazão. Sendo, uma do metal de base sem influência do processo de soldagem utilizado e outra com a solda realizada sem a aplicação de gás de purga, apenas sobre influência do ar atmosférico. As demais (5 condições) foram selecionadas dos TT's purgados com maior nível de vazão (18 L/min) na purgas com: Dióxido de Carbono, Argônio e Nitrogênio comercializados normalmente como puros e das misturas (Ar + 25% CO<sub>2</sub> e Ar + 2% O<sub>2</sub>) obtidas comercialmente.

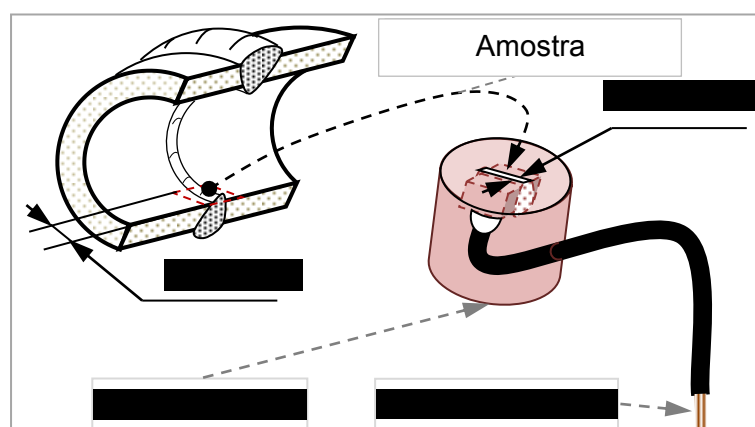


Figura 3.19 – Amostra padrão adotada para ensaio potenciodinâmico

As amostras produzidas, segundo ilustração da Fig. 3.19, foram padronizadas com aplainamento da raiz por meio de lixamento até atingir-se a dimensão especificada de controle. O acabamento final foi realizado em lixa de granulometria 1500 *mesh*. Este cuidado de preparação visou melhorar as superfícies das amostras que posteriormente seriam avaliadas por Microscopia Eletrônica de Varredura (MEV) para observação do efeito pite constatando o real rompimento da película passiva em ampliações de 400x, 1000x e 2500x.

A solução foi preparada na proporção de 34 gramas de NaCl (PA) diluída em 920 ml de água destilada. A célula de corrosão foi idealizada conforme o esquema da Fig. 3.20, a cada novo ensaio a solução foi substituída e medidos o pH inicial e final, mantendo-se a temperatura ambiente em torno de 25 °C. Como variação potencial foi aplicado 0,166 mV/s após tomado o potencial de corrente zero, pré-fixado para cada amostra após 30 minutos de imersão na solução.



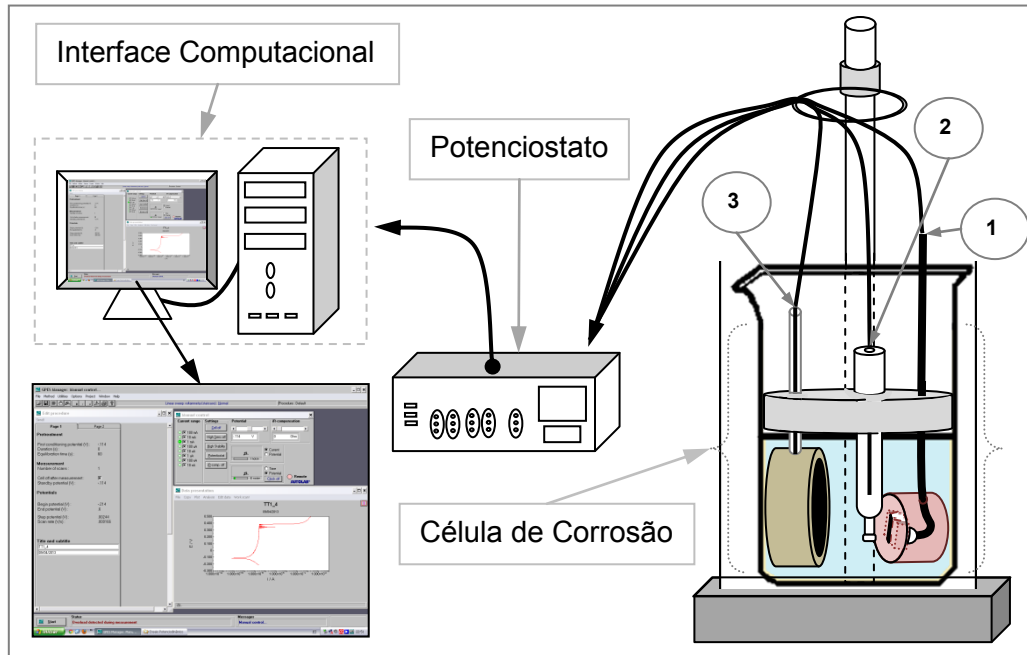


Figura 3.20 – Esquema do ensaio potenciodinâmico e a Célula de Corrosão utilizada: 1) Eletrodo de Trabalho; 2) Eletrodo de Referência - calomelano; e 3) Contra Eletrodo - grafite

# CAPÍTULO IV

## Avaliações Preliminares

### 4.1 Ensaios de soldagem

#### 4.1.1 Parametrizações das soldagens nos tubos de teste

Com os parâmetros de referência obtidos a partir dos testes realizados em chapas planas, deu-se início aos ajustes de parâmetros para as soldas nos tubos de teste.

A posição da tocha foi mantida normal em relação ao chanfro, ou seja, 90°. A reprodutibilidade dos parâmetros angulares da tocha, nesta etapa, foi garantida uma vez gravados os ajustes no programa do robô modelo Arc Mate 100 iBe da FANUC.

A tocha foi mantida fixa, enquanto que o tubo sofria o movimento de rotação imposto pelo dispositivo ilustrado na Fig. 3.2 (Cap. III). Manipulando o potenciômetro do dispositivo de rotação foi possível variar o movimento imposto ao tubo de teste, imprimindo assim, a velocidade tangencial necessária, ou seja, a velocidade de soldagem aqui denominada de  $Vel_s$ . A repetitividade dos ajustes da  $Vel_s$  foi garantida pelo monitoramento do valor que se visualizava no display digital, equipamento ilustrado na Fig. 3.3 (Cap. III). O valor visualizado foi previamente correlacionado ao tempo necessário para uma rotação completa no tubo de teste. Com uma curva de calibração levantada dentro do intervalo que se desejava trabalhar foi possível correlacionar o valor visualizado no display ao tempo necessário para uma rotação completa (Período medido em segundos) e assim, impor o valor da  $Vel_s$  desejada.

Durante os ajustes dos parâmetros de soldagem nos TT's com a junta de ângulo de bisel de 30° e nariz de 1 mm, detalhamentos destacados na Fig. 4.1, observou-se que mesmo elevando os valores de  $I_b$  de 60 até 120 A,  $I_p$  de 260 até 320 A e a  $Vel_a$  de 2,61 até 4,01 m/min, as raízes dos tubos de teste não apresentaram o volume de reforço esperado e até mesmo apresentaram falta de penetração em determinados casos. Optou-se assim, pela aplicação da segunda variação proposta, conforme destaque da Fig. 4.1, para um novo ângulo de bisel com 45° e nariz de 0,5 mm. Novos TT's foram usinados e refeitos os ensaios de soldagem.

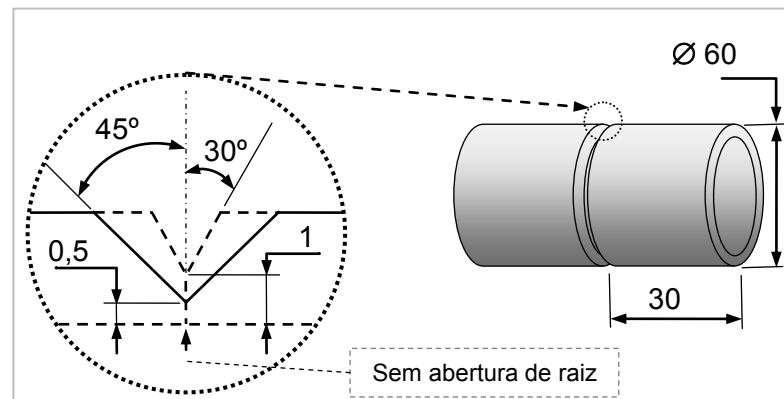


Figura 4.1 - Tubo de teste com destaque as modificações de ângulo de bisel e nariz.

Finalmente, após todas as modificações descritas anteriormente para aos tubos de teste, pode-se obter uma condição com bom preenchimento de chanfro e aspectos visuais uniformes, principalmente quanto à aparência de reforço do perfil da raiz. Os parâmetros obtidos foram:

- Corrente de base -  $I_b = 160$  A;
- Corrente de pico -  $I_p = 300$  A;
- Velocidade de alimentação do arame eletrodo -  $Vel_a = 4,54$  m/min;
- Distância Bico de Contato-Peça - DBCP = 12 mm;
- Velocidade tangencial de soldagem -  $Vel_s = 50,1$  cm/min (esta velocidade foi obtida em função da rotação do tubo de teste correspondente ao período de 21 s, num valor visualizado no display de monitoramento para rotação de 0,46. Valor de referência sem uma unidade definida no equipamento utilizado).

A partir dos parâmetros de entrada (condição ideal) foram fixadas as demais condições de teste. Entretanto, avaliando-se o perfil da raiz na junta soldada foi verificado que no local dos quatro pontamentos ocorrem descontinuidades na raiz, conforme pode ser visto na Fig. 4.2. Este problema conseqüentemente reduziu a parte útil a ser analisada. Visando ampliar a extensão analisável da raiz soldada foram testados outros dois TT's, um unido por três pontamentos e outro por dois, todos equidistantes. Após analisar visualmente o desenvolvimento das raízes dos TT's e constatando que sua aparência se manteve estável e adequada, se optou então pela condição de montagem com apenas dois pontamentos.

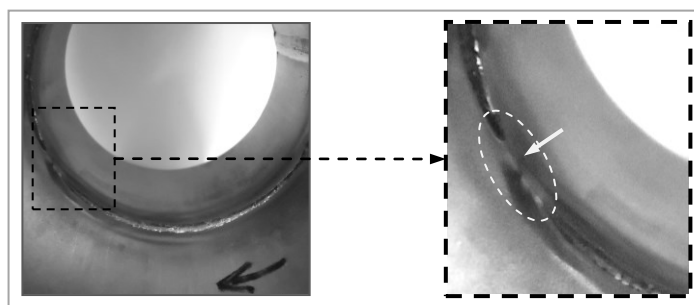


Figura 4.2 – Destaque a descontinuidade da raiz na região de ponteamto.

#### 4.1.2 Ensaio de soldagens com aplicação de gases de purga aos tubos de teste

O primeiro ensaio TT1 (Tubo de Teste - 1) foi soldado com as condições determinadas acima. Este ensaio foi realizado sem gás de purga, sujeito a interação direta com o ar ambiente. O sinal adquirido via sistema de aquisição e demais condições impostas ao TT1 e aos outros ensaios encontram-se listados na Tab. 4.1.

Visando avaliar possíveis alterações no perfil da raiz nos tubos de teste de inox AISI 304 soldados com a aplicação de purga, foram aplicados dois tipos de gases: nitrogênio ( $N_2$ ) e dióxido de carbono ( $CO_2$ ), obtidos comercialmente na condição puros. A variável de controle nesta etapa foi à vazão do gás de purga. Dado o limite de trabalho do dispositivo utilizado para o monitoramento, medidor de vazão de gás digital MGV-3, foram fixadas duas condição de vazões: 12 e 18 L/min.

Na primeira condição de teste com gás de purga  $CO_2$  e vazão de 12 L/min (TT2, Tab. 4.1), uma nova ocorrência foi verificada quanto ao perfil da raiz, além do problema da região do ponteamto. Observou-se que ao final do cordão soldado ocorria também outro tipo de descontinuidade no padrão de perfil da raiz, concavidade excessiva ou perfuração na raiz da junta, conforme observado na Fig. 4.3 em (a) e (b). Fato este, que pode estar relacionado a efeitos inerentes à sobrepressão do gás de purga, pois assim como o TT1, nos ensaios TT2 e TT4 não havia inclusão de furos para exaustão.

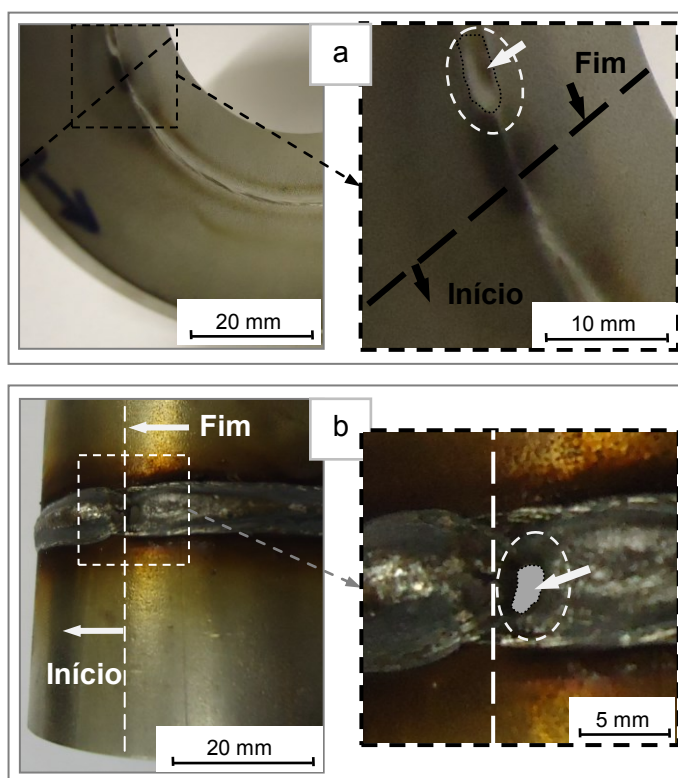


Figura 4.3 – Destaque as alterações apresentadas sempre ao final do cordão soldado com purga: a) concavidade acentuada no perfil da raiz – TT2 e b) perfuração ocasional vista pela parte superior do cordão – TT4

A Figura 4.3-a apresenta levemente um destaque em ampliação mostrando a formação de uma concavidade acentuada na raiz. Já, a Fig. 4.3-b mostra que numa condição de teste com maior nível de vazão (TT4) se desenvolveu uma perfuração na parte final do cordão de solda. Dadas às condições de restrições que os TT's poderiam estar desenvolvendo, tal fenômeno pode estar associado à sobrepressão.

Visando confrontar o possível efeito relativo ao fenômeno de sobrepressão foram impostas alterações aos tubos de teste. A Fig. 4.4 apresenta os dois tipos de tubos de teste usados nos ensaios a seguir, sendo um sem furos nas laterais e outro com furos nas laterais.

O advento de furos nas extremidades para atuar como pontos de exaustão foi uma alternativa encontrada, tomando por base recomendações e observações relativas ao assunto, disponíveis na literatura como a norma AWS D10.4 (1986). A norma recomenda que a saída de exaustão esteja de acordo com as condições de purga impostas, com dimensões no mínimo iguais as do ponto de entrada. Pensando em avaliar a possível influência da sobrepressão, proporcionada pelas condições de vazão impostas, um total de oito furos com diâmetros de 3,5 mm foram posicionados equidistantes, sendo quatro em

cada extremo do TT. Dado os níveis da vazão, propositalmente dimensionou-se o somatório das áreas relativas aos furos laterais de exaustão, visando uma área de exaustão do gás de purga maior que a área de entrada (vide Fig. 3.4, tubo suporte difusor).

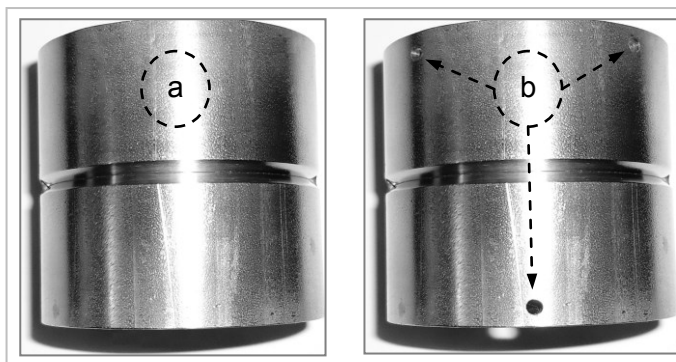


Figura 4.4 - Tubos de teste: a) sem furos nas laterais e b) com furos nas laterais

Na Tabela 4.1 encontram-se listadas as demais condições de soldagem e variação obtida para os parâmetros pré-fixados a partir do ensaio TT1 até o TT9.

Tabela 4.1 – Condições de soldagem dos tubos de testes com o processo GMAW-STT<sup>®</sup>

Nº TT's	Varição no TT	Tipo de Gás de Purga / Vazão (L/min)	$I_{méd}$ (A)	$I_{RMS}$ (A)	$U_{méd}$ (Volts)	$U_{RMS}$ (Volts)
1	S/F	S/G	184	198	14,9	16,4
2	S/F	CO <sub>2</sub> / 11,9	184	198	14,9	16,4
3	C/F	CO <sub>2</sub> / 11,9	184	198	15,1	16,6
4	S/F	CO <sub>2</sub> / 18,0	183	197	16,2	17,4
5	C/F	CO <sub>2</sub> / 18,0	178	191	16,9	17,9
6	S/F	N <sub>2</sub> / 11,9	181	194	16,7	17,8
7	C/F	N <sub>2</sub> / 11,9	179	191	16,8	17,8
8	S/F	N <sub>2</sub> / 18,0	181	194	16,5	17,6
9	C/F	N <sub>2</sub> / 18,0	180	193	16,7	17,8

TT's – Tubos de teste; S/F – Sem furo; C/F – Com furo nas extremidades;  $I_{méd}$  – Corrente média;  $I_{RMS}$  – Corrente eficaz ou "Root Mean Square";  $U_{méd}$  – Tensão média;  $U_{RMS}$  – Tensão eficaz ou "root mean square".

## 4.2 Análise visual e dimensional da raiz da junta

A análise visual e dimensional foi realizada com os TT's de 1 a 9 (Tab. 4.1) visando avaliar possíveis alterações consequentes do processo de purga. Os TT's foram seccionados nas regiões de ponteamientos formando duas partes. Nestes componentes primeiramente foi verificada a aparência da faixa de oxidação desenvolvida na raiz da junta consequente das variações propostas. Posteriormente analisado o aspecto superficial da raiz e, por fim, as variações dimensionais do perfil transversal na região da raiz.

### 4.2.1 Análise da oxidação

As variações impostas aos ensaios ocasionaram alterações visivelmente destacadas na junta soldada quanto à formação de óxidos ao longo da raiz. Na Fig. 4.5 são apresentadas as raízes das juntas soldadas fora das zonas de ponteamientos. A Fig. 4.5-1 é da condição soldada sem aplicação de gás de purga. As imagens de 2 a 5 da Fig. 4.5 correspondem a raízes purgadas com  $\text{CO}_2$ . Já, as imagens de 6 a 9, desta mesma figura, mostram o aspecto visual das purgas realizadas com  $\text{N}_2$ .

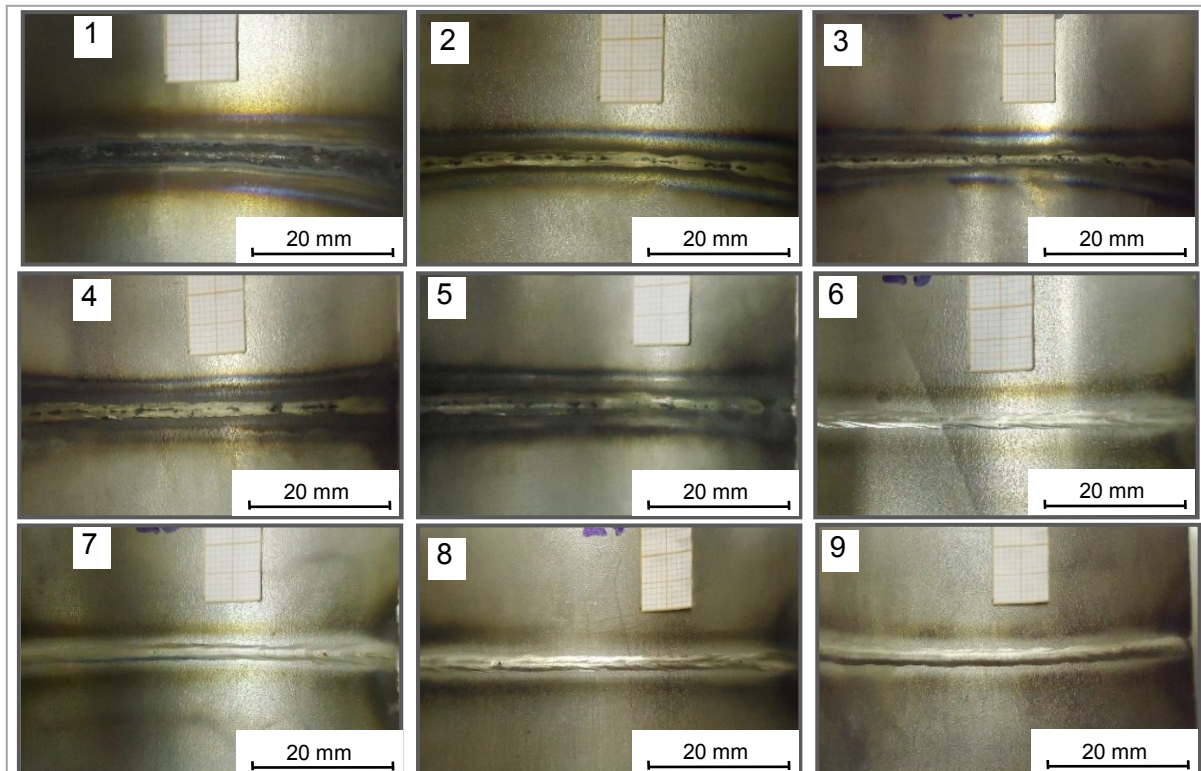


Figura 4.5 - Raízes dos cordões: 1) TT1, 2) TT2, 3) TT3, 4) TT4, 5) TT5, 6) TT6, 7) TT7, 8) TT8 e 9) TT9

Para o gás de purga CO<sub>2</sub> puro se observa que o aumento da vazão proporcionou a ampliação da aparência oxidada de forma significativa, independente da existência ou não dos furos de exaustão conforme Fig. 4.5 (4 e 5). Devido às características oxidantes que se atribui ao CO<sub>2</sub> é possível que sua atuação interativa na região da raiz seja a principal responsável por este comportamento evidenciado. A presença de oxigênio na poça de fusão, segundo Cedré *et al.* (2006) pode alterar a tensão superficial, reduzindo-a. Além do que, a influência do CO<sub>2</sub> sobre o aço inoxidável austenítico 304, foi comprovada nos estudos realizados por Liao e Chen (1998) que detectaram alterações tanto nas propriedades mecânicas como na microestrutura deste material. Sendo que, a adição extra de O<sub>2</sub> intensificava mais ainda este fenômeno.

A oxidação desenvolvida em todos os TT's purgados com CO<sub>2</sub> manteve tonalidades de marrom, com manchas marrons escuras distribuídas ao longo da Zona Fundida (ZF) da raiz. Estas manchas marrons escuras são presentes sempre de modo não uniforme. O fato de se incluir furos para exaustão ou mesmo a modificação no nível de vazão aparentemente não proporcionou alterações visivelmente destacáveis na ZF quanto à formação destas manchas.

O N<sub>2</sub> praticamente manteve a aparência oxidada em intensidades similares de coloração mesmo com as variações aplicadas para este tipo de purga, conforme Fig.4.5(6 a 9). Evidentemente a aparência quanto à formação de óxidos foi menos intensa que com o gás CO<sub>2</sub> Fig.4.5 (2 a 5), além da condição sem purga Fig.4.5-1. Entretanto indícios de oxidação foram identificados na zona afetada pelo calor (ZAC) em posições mais afastadas lateralmente à ZF. Pequenos pontos de tonalidade preta também foram detectados apenas na ZF a partir de observações nas imagens da Fig. 4.4-7. As modificações relativas à inclusão de furos de exaustão no padrão de TT's utilizados não alterou de forma visivelmente destacável o perfil de oxidação nas purgas com N<sub>2</sub>. Fato também observado anteriormente entre as purgas com aplicação de CO<sub>2</sub> nas mesmas vazões.

Na Figura 4.5 dentre as imagens das diversas condições de purga testadas fica evidente que a purga com N<sub>2</sub> apresentou menores indícios de formação de óxidos e a elevação da vazão possibilitou uma leve ampliação deste efeito. A condição de referência sem aplicação de gás como purga, exposta ao ar atmosférico, desenvolveu os piores indícios de oxidação, generalizados da ZF até a ZAC. Já as condições testadas com CO<sub>2</sub>, mesmo com a formação de óxidos desde a ZF até a ZAC, desenvolveu em determinadas regiões ao centro da ZF tonalidades menos intensas de óxidos. Entretanto, a elevação da vazão da purga com CO<sub>2</sub> aparentemente proporcionou tonalidades mais intensas de óxidos nas regiões ao longo da ZAC.



#### 4.2.2 Análise do aspecto superficial na raiz

Mantendo a avaliação das raízes sempre nos setores fora das regiões de ponteamientos constatou-se também a presença de estrias (Fig. 4.6). Acreditando-se que este fenômeno não estivesse diretamente ligado a formação de óxidos, efetuou-se uma avaliação a parte, visto que sua presença influi na qualidade de aspecto superficial da raiz.

O fenômeno relacionado à formação de estrias esteve distribuído na superfície das raízes obtidas de modo diferenciado. A Fig. 4.6 apresenta em destaques situações com diferentes intensidades deste fenômeno, em (a) o TT sem furos para exaustão e em (b) TT com furos inclusos para exaustão ambos com purga do mesmo gás no mesmo nível de vazão.

A maior intensidade de estrias foi observada sempre nos perfis das raízes de TT's soldados sem furos para exaustão, independente do tipo de gás aplicado como purga. Já, nos TT's com a inclusão de furos de exaustão é possível identificar nitidamente que no centro da ZF o aspecto superficial se manteve uniforme similar à condição de referência sem aplicação de gás para purga.

A ampliação do nível de vazão nos TT's sem inclusão de furos para exaustão só agravou a formação de estrias. Em determinada condição culminou na formação de depressões na região da ZF, ocasionando em um perfil côncavo, conforme corte transversal ilustrado na Fig.4.7-4, avaliado dimensionalmente no tópico a seguir.

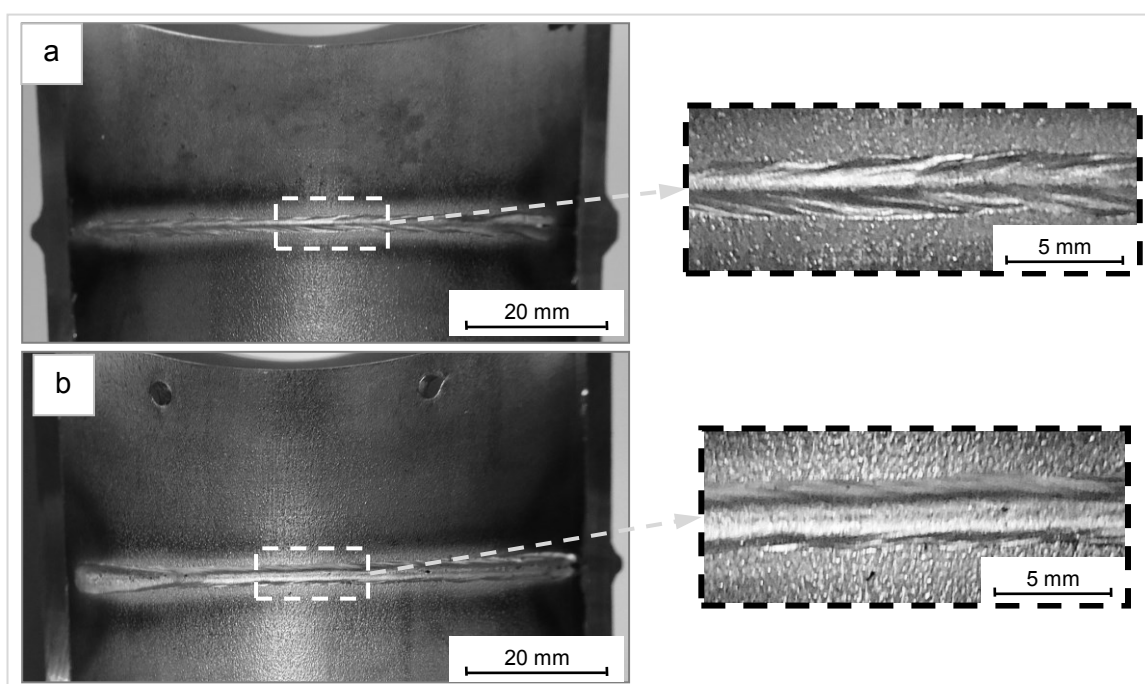


Figura 4.6 - Visualização de estrias no perfil da raiz: a) TT6 - purgado sem inclusão de furos para exaustão e b) TT7 – com inclusão de furos para exaustão.

Complementando a avaliação do aspecto das raízes amostras foram retiradas das regiões apresentadas na Fig.4.5, cortadas transversalmente ao sentido do cordão soldado com a utilização de uma máquina policorte refrigerada para uso em metalografia, sempre das regiões de melhor destaque visual. Posteriormente embutidas com resina poliéster, lixadas e polidas para ataque químico com Villela's (ASM, 2004; ASTM – E407-07, 2011). As imagens obtidas estão representadas na Fig. 4.7:

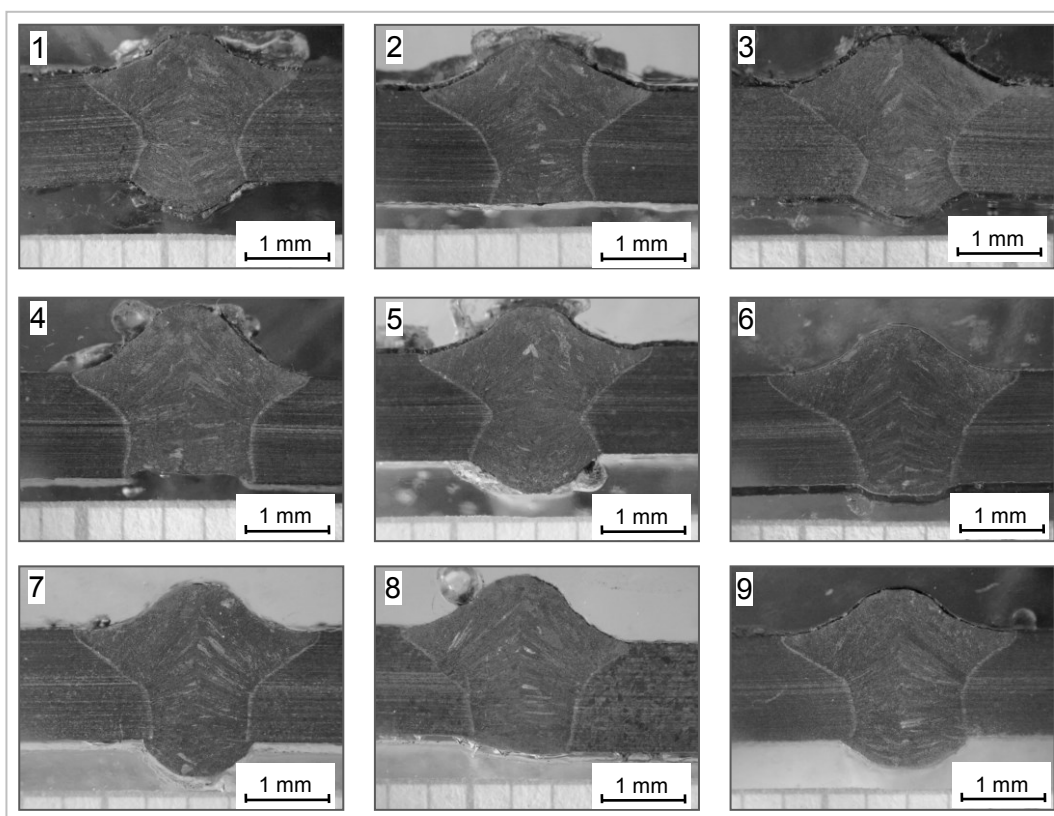


Figura 4.7 - Perfil macro das amostras retiradas dos TT's: 1) TT1 sem gás de purga; 2) TT2 CO<sub>2</sub> a 12 L/min SF; 3) TT3 CO<sub>2</sub> à 12 L/min CF; 4) TT4 CO<sub>2</sub> à 18 L/min SF; 5) TT5 CO<sub>2</sub> à 18 L/min CF; 6) TT6 N<sub>2</sub> à 12 L/min SF; 7) TT7 N<sub>2</sub> à 12 L/min CF; 8) TT8 N<sub>2</sub> à 18 L/min SF; e 9) TT9 N<sub>2</sub> à 18 L/min CF.

O TT1 da Fig. 4.7 é considerado a condição de referência inicial, uma vez que foi soldado sem gás de purga ou inclusão de furos laterais para a saída do gás de purga. O aspecto visual transversal desenvolvido no TT1 é um traço do comportamento observado ao longo da região avaliada na Fig.4.5-1. A aparência da raiz do cordão de solda, desconsiderando-se as regiões fora dos pontos de união dos tubos e de final do cordão, desenvolveu um perfil de reforço contínuo e uniforme. Estas características obtidas na etapa de parametrizações com soldagens em tubos de teste (Item 4.1.1) foram consideradas

ideais a serem confrontadas com as prováveis modificações consequentes das variações de purga.

Com as variações impostas aos gases de purga, sucederam-se várias alterações. Do TT2 ao TT5 o gás de purga aplicado foi o dióxido de carbono ( $\text{CO}_2$ ) e do TT6 ao TT9 as mesmas condições impostas com o gás  $\text{CO}_2$  foram aplicadas ao gás nitrogênio ( $\text{N}_2$ ). Já na raiz do cordão soldado no TT2 (sem inclusão de furos para exaustão) se constatou que não houve formação de reforço ao longo de toda a região ilustrada na Fig. 4.7-2, ficando praticamente uniforme ao metal de base. Em contrapartida, os mesmos parâmetros aplicados agora ao TT3 (com inclusão de furos para exaustão) desenvolveram ao logo da região ilustrada na Fig. 4.5-3 uma raiz com reforço de aspecto praticamente uniforme conforme o corte representado na Fig. 4.7-3.

O TT4 conforme parâmetros expostos na Tab. 4.1 desenvolveu sua raiz sobre a influência do  $\text{CO}_2$  sem o advento de furos de exaustão. O nível de vazão imposto a este ensaio repercutiu diretamente no perfil da raiz, desenvolvendo um perfil côncavo (Fig. 4.7-4), assemelhando-se a uma falta de fusão. A vazão imposta pode ter contribuído para o surgimento também da perfuração no final do cordão de solda, semelhante ao fenômeno ilustrado na Fig. 4.3(b). Este fato, provavelmente, é devido ao efeito da sobrepressão do gás de purga, uma vez que o TT5 sobre influência das mesmas condições de teste, mas com a inclusão de furos laterais, não sofreu em nenhum momento perfurações deste gênero. O TT5 manteve seu perfil convexo e uniforme ao longo de toda a área útil da raiz conforme o aspecto transversal apresentado na Fig 4.7-5.

No TT6 o perfil da raiz se manteve uniforme ao longo da extensão analisada, com indícios de um leve reforço desenvolvido, confirmado na imagem do perfil transversal (Fig. 4.5-7). Mantendo-se a mesma vazão de  $\text{N}_2$  imposta ao ensaio anterior do TT6, incluiu-se o advento dos furos de exaustão e um novo teste TT7 foi realizado. Neste o perfil do contorno da raiz elevou visivelmente o nível de reforço (Fig.4.7-7).

Elevando-se a vazão de  $\text{N}_2$  a 18 L/min efetuou-se a solda do TT8, sem a inclusão de furos de exaustão no tubo de teste. O resultado do perfil da raiz que pode ser observado ao longo da amostra do cordão, na Fig. 4.5-8, é praticamente uniforme, e apresentou o mesmo comportamento em toda parte útil analisada. O nível de reforço da raiz se manteve praticamente uniforme às laterais do metal de base, com visível diferença se comparada ao TT6 sem furos de exaustão, mas com menor vazão de purga.

Como última condição de teste observa-se o TT9, mesmo com uma vazão de 18 L/min, o mesmo nível do TT8, a inclusão dos furos de exaustão neste proporcionou características visuais com maior destaque ao reforço da raiz. Observando-se o perfil

transversal obtido nas imagens da Fig. 4.7-(8 e 9) é possível perceber a diferença obtida entre estas amostras e que definiu o aspecto superficial destes testes.

Numa observação mais detalhada do aspecto superficial por meio das imagens produzidas do perfil da raiz foram observados, somente nos ensaios com o TT7 e TT9 purgados com  $N_2$  e inclusos furos de exaustão, que o aspecto superficial de suas raízes foi influenciado por um fenômeno nas proximidades da unha da raiz. Detalhes da sobreposição de cordão na raiz são apresentados em destaque na Fig. 4.8.

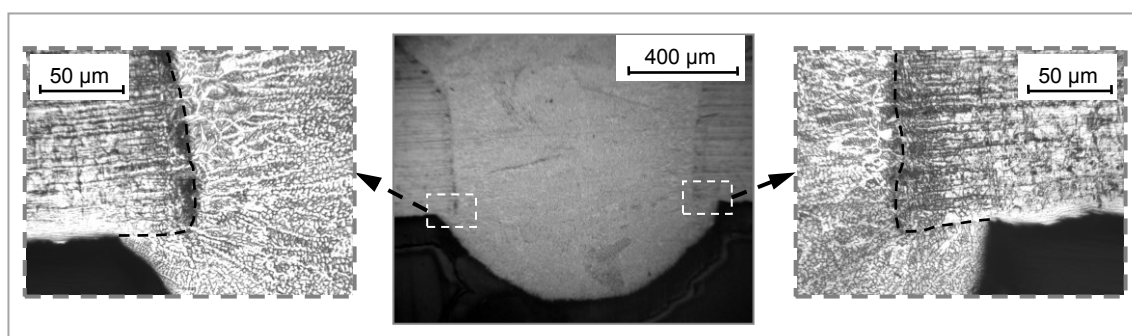


Figura 4.8 - Destaques da região da unha da raiz em perfil transversal – TT7.

Na Figura 4.8 o aspecto superficial da unha da raiz, aparentemente parece ter sido pressionado contra o metal de base. As tensões superficiais conciliadas com os efeitos térmicos de solidificação podem ter atuado garantindo este aspecto final até a temperatura ambiente. Na condição de maior vazão imposta ao gás de purga TT9, o aparente fenômeno destacado anteriormente parece ter suavizando a linha de concordância do perfil da raiz com o metal de base, na região da unha da raiz. Neste último caso, o maior nível de vazão parece ter sido um dos principais responsáveis pelo aspecto final obtido.

Um fato conclusivo constatado nesta etapa das análises é que a utilização dos furos de exaustão contribui para mudanças significativas no formato do aspecto visual da raiz. Como este comportamento também foi observado para o gás  $N_2$ , de natureza menos oxidante quanto para o  $CO_2$ , aumentando conforme se elevava o nível de vazão, atribui-se aqui este efeito diretamente dependente do nível de sobrepressão que esteve atuando na raiz da junta.

#### 4.2.3 Análise dimensional do perfil transversal na região da raiz

A análise dimensional das possíveis modificações no perfil transversal da raiz da junta soldada foi conduzida a partir do perfil macro, obtido de amostras retiradas dos TT's, já ilustrados na Fig. 4.7.

As variáveis dimensionais analisadas são atribuídas ao perfil de formação da raiz da junta soldada. Conforme previamente apresentadas no Item 3.6.1 (Cap. III) variável definida como área foi representada pela letra “A” e trata-se da dimensão da superfície formada na raiz da solda no espaço convexo ou côncavo de acordo com a modificação desenvolvida, ou seja, perfil com reforço ou formação insuficiente da raiz. A variável representada pela letra “L” simboliza a extensão transversal na região do reforço da raiz, alinhada com a borda interna do tubo no metal de base. A letra “h” quantifica o reforço da raiz ou depressão negativa por falta deste, tomando a posição de maior destaque da raiz em relação à linha da superfície da parte interna do tubo no metal de base.

Também foi incluso o ângulo entre as linhas de transição na raiz (zona fundida (ZF) e metal de base), representado pelo símbolo “ $\theta$ ”. Sua inclusão nos estudos foi determinada em função de verificações de mudanças no tipo e vazão do gás de purga da linha de transição entre ZF e ZAC, observado somente depois de reveladas as imagens metalográficas. Esta característica de inclinação angular será abordada dimensionalmente conforme proposta metodológica do Item 3.6.1 (Cap. III).

Na Tabela 4.3 estão distribuídas medidas realizadas com auxílio do programa AutoCAD versão 2010. As medidas foram avaliadas a partir das escalas que acompanham cada uma das imagens ilustradas na Fig. 4.5, que serviram como referência de calibração.

Tabelas 4.3 - Variáveis dimensionais analisadas segundo o perfil transversal das amostras dos TT's na raiz da junta

Amostras	Área [A – mm <sup>2</sup> ]	Largura [L – mm]	Altura [h – mm]	Ângulo [ $\theta$ – graus]
TT1	1,256	2,72	0,78	44,26
TT2	0	2,49	0	54,94
TT3	0,857	2,67	0,52	61,51
TT4	-0,532	3,08	-0,23	17,13
TT5	1,709	3,15	0,87	55,01
TT6	0,462	2,28	0,26	-33,72
TT7	1,724	2,68	0,89	-13,81
TT8	0,297	2,48	0,17	-19,48
TT9	1,427	3,06	0,66	26,47

No intuito de melhor visualizar as possíveis correlações entre os dados da Tab. 4.3 as variáveis foram apresentadas nas Figs. 4.9 a 4.12. É possível observar que cada condição

de purga imposta aos TT's proporcionou um determinado nível de alteração nas variáveis analisadas.

Na Figura 4.9 a presença de valores negativos da área do reforço está relacionada à formação de uma raiz com perfil côncavo, já os valores positivos referem-se à área de reforço com perfil convexo. A formação de perfil côncavo foi obtida apenas com o TT4. O TT2 manteve-se uniforme com o metal de base, não desenvolvendo perfil de reforço ou indícios de concavidade. Para os demais TT's a presença de um perfil convexo esteve presente, cada um com níveis distintos.

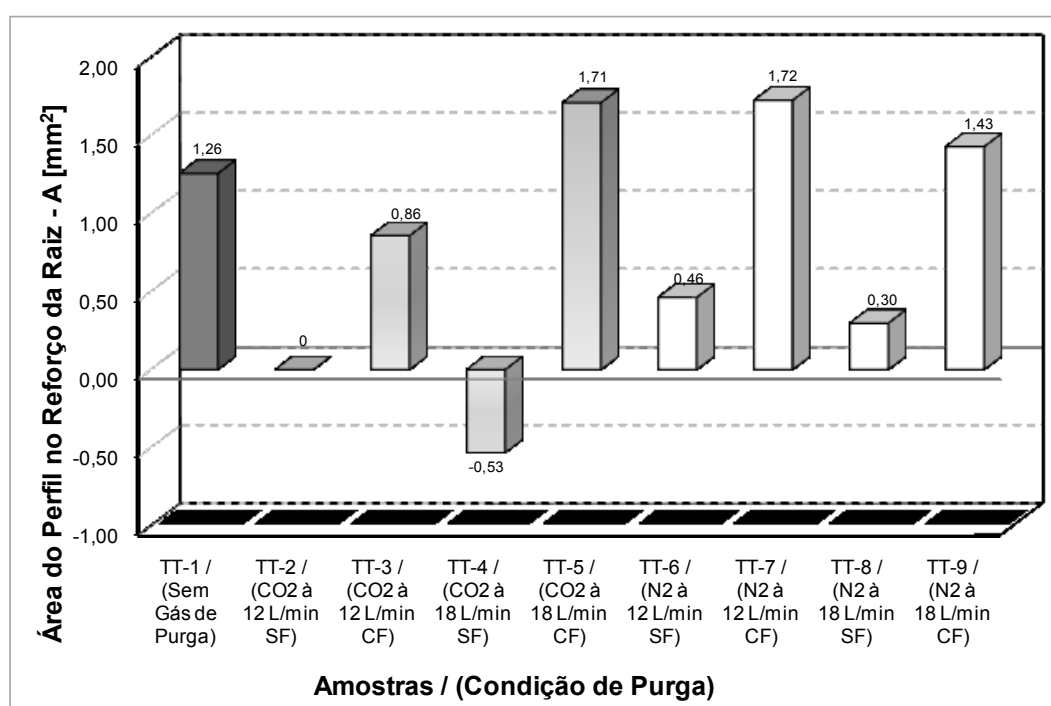


Figura 4.9 – Amplitude da variável dimensional (A) atribuída à área do perfil transversal do reforço das raízes

Na Figura 4.9 é possível constatar que a elevação do nível de vazão proporcionou uma pressão do gás reduzindo a área do reforço nos TT's sem furos para exaustão. No TT4 sem furos para exaustão a uma vazão de 18 L/min a área do perfil da raiz apresentou valor negativo. A inclusão de furos para exaustão proporcionou progressiva ampliação de valores para a área do perfil da raiz purgada com o gás CO<sub>2</sub>, em comparação a condição de referência sem aplicação de gás para purga TT1. Mesmo não ocorrendo modificações significativas para os casos das purgas com N<sub>2</sub>, todos os valores obtidos para as purgas em TT's com os furos exaustores apresentaram área do perfil da raiz superiores a condição de referência TT1.

A dimensão na largura da base da raiz representada pela variável (L), com formação ou não de reforço, também sofreu alteração pela aplicação da purga, é o que pode ser visto na Fig. 4.10.

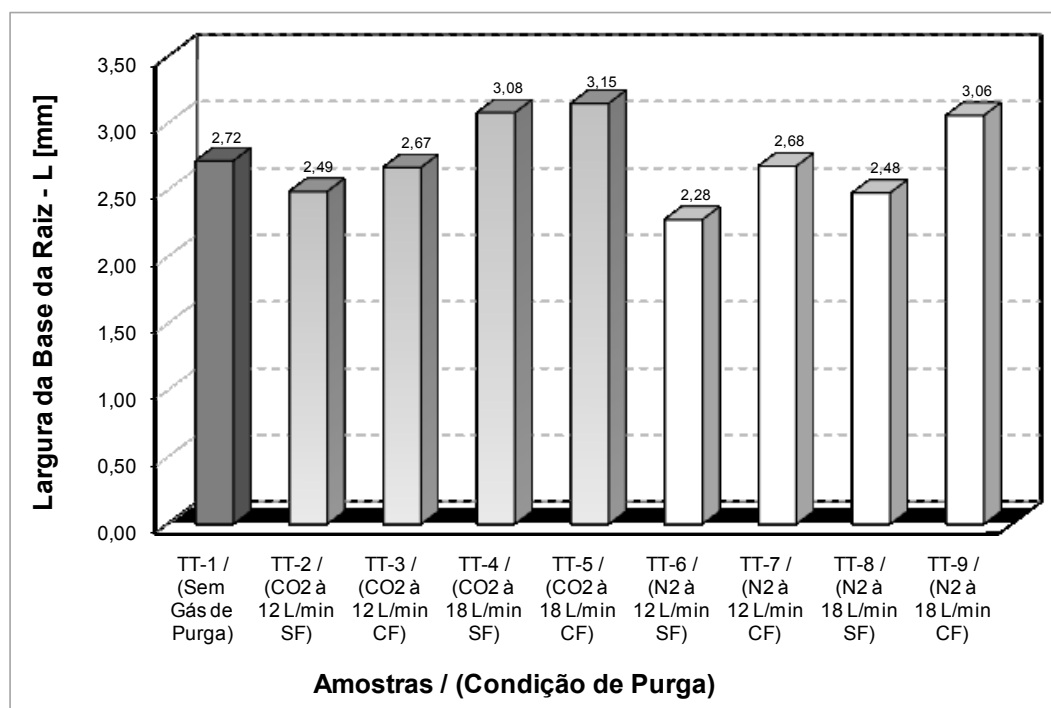


Figura 4.10 – Amplitude da variável dimensional (L) atribuída à largura do perfil transversal na base das raízes

Nota-se na Figura 4.12 que quanto maiores foram os níveis de vazão, maiores foram às dimensões obtidas na largura da raiz. Este comportamento desenvolveu-se tanto com a aplicação de purga a base de CO<sub>2</sub>, quanto em relação ao N<sub>2</sub>, de modo sempre crescente. Chegando a ultrapassar o valor de referência observado a condição do TT1, sem purga, quando na condição de maior vazão imposta (18 L/min), exceto para a purga com N<sub>2</sub> na condição sem inclusão de furos de exaustão (TT8).

O comportamento mediante a inclusão de furos de exaustão, se comparados a aos TT's que não possuíam esta modificação, também influenciou na largura da raiz. Comparando-se somente os TT's purgados, independente do nível de vazão imposta, os que possuíam furos de exaustão apresentaram maiores valores em todos os casos. É possível que os efeitos relacionados à sobrepressão do gás de purga atuem inibindo a formação de uma raiz com maior largura.

O tipo de gás de purga também foi responsável por diferentes alterações na largura da raiz, este comportamento está mais visível no gráfico da Fig. 4.10, principalmente quando se utilizou a vazão de 18 L/min nos TT's purgados com CO<sub>2</sub>. As diferenças mais

pronunciadas comparando-se os diferentes gases utilizados apresentaram melhor destaque nos TT's sem furos de exaustão, entretanto o comportamento de sobrepressão pode estar auxiliando nesta característica.

A altura desenvolvida para o reforço da raiz foi comparada nos TT's pela análise da variável, h. O gráfico ilustrado na Fig. 4.11 apresenta o comportamento desta variável.

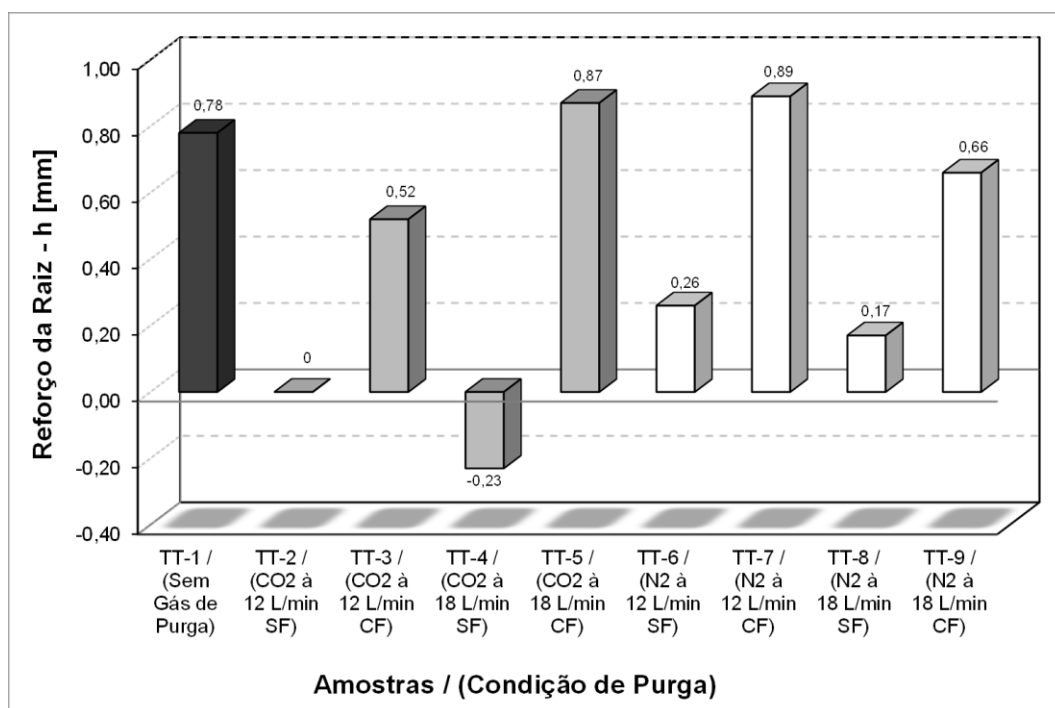


Figura 4.11 – Amplitude da variável dimensional (h) atribuída à altura máxima do reforço da raiz

É possível perceber na Figura 4.11, que a variável h esteve sobre forte influência dos gases de purga e demais condições testadas. Comparando-se a condição inicial, TT-1, foram obtidas grandes discrepâncias, desde os valores superiores possíveis até mesmo valor negativo. É importante destacar que o valor negativo está relacionado à formação de uma raiz com reforço insuficiente e côncavo, similar à interpretação da variável "A".

A elevação da vazão de purga proporcionou efeitos similares independentemente do gás utilizado, quando se observa apenas os ensaios com TT's sem inclusão de furos de exaustão, tendendo sempre a reduzir a dimensão da variável h. É possível que nestes ensaios o efeito relativo ao fenômeno de sobrepressão tenha predominado e se destacado sobre os demais, repercutindo diretamente na amplitude de h.

Nos TT's com furos de exaustão, o comportamento do desenvolvido quanto à altura do perfil do reforço (h), teve um que se desenvolveu de modo contrário em relação aos dois tipos de gás de purga utilizados. A elevação da vazão do gás de purga CO<sub>2</sub>, de 12 para



18 L/min, proporcionou uma ampliação de  $h$ , enquanto que com o gás  $N_2$  obteve-se uma redução. Neste caso, é possível que a redução dos efeitos atribuídos à sobrepressão, se comparado aos TT's com furos de exaustão, tenha possibilitado que se destacassem outros mecanismos envolvidos durante a formação da raiz na poça de fusão. A interação química com o gás de purga mais reativo ao substrato, no caso o  $CO_2$ , ampliando a dimensão de  $h$ . Já o  $N_2$  pela sua natureza menos reativa pode ter permanecido simplesmente sobre predominantes influências da sobrepressão, mesmo nos TT's com furos de exaustão, principalmente em virtude da elevação da vazão imposta. Entretanto, seria necessário observar outras regiões do cordão de solda para verificar se o valor médio de reforço se mantém inteirando este comportamento.

Na Figura 4.12 temos ilustrado os níveis de variação do ângulo da base da raiz,  $\theta$ , conforme os TT's ensaiados. Dada a condição inicial (TT1), nota-se que, as características da purga alteraram diretamente a amplitude do ângulo  $\theta$ , chegando a inverter sua inclinação.

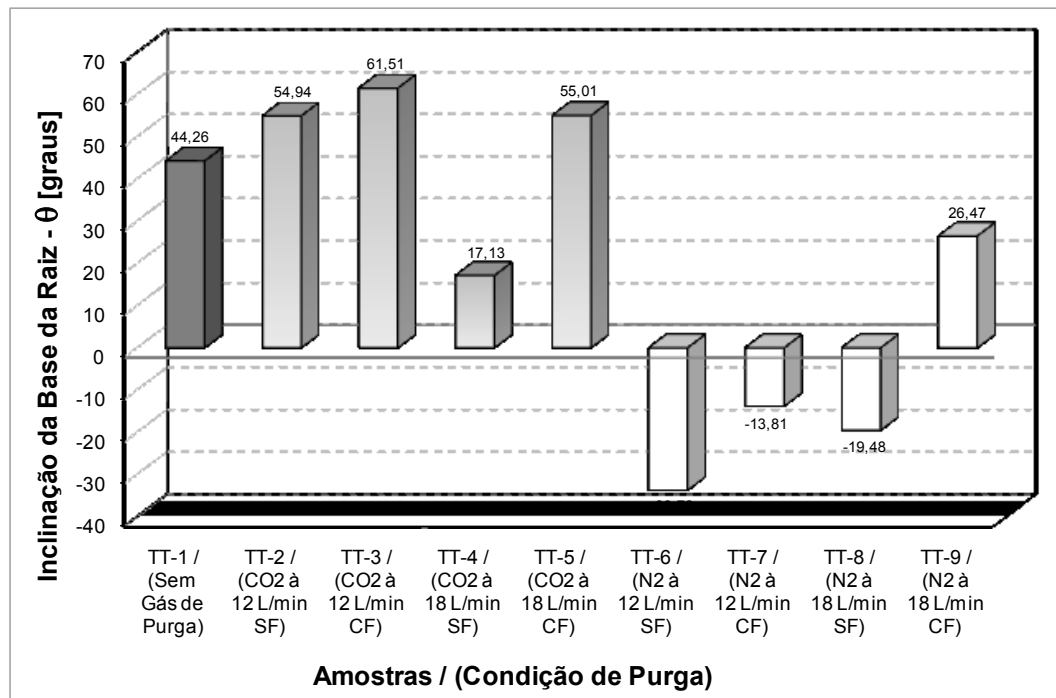


Figura 4.12 – Amplitude da variável dimensional ( $\theta$ ) atribuída ao ângulo desenvolvido no perfil de formação da base das raízes

Para o gás de purga  $CO_2$  todos os valores do ângulo  $\theta$ , apesar da variação de intensidade, apresentaram-se positivos. Com o gás de purga  $N_2$  apenas a condição imposta ao TT9 gerou um perfil com ângulo  $\theta$  positivo, os demais resultados permaneceram com variações negativas.

Comparando-se o comportamento de  $\theta$  frente à elevação do nível de vazão, independente do TT possuir ou não a inclusão de furos para exaustão, se teve uma progressiva queda de valores. Este mesmo comportamento foi observado independente do tipo de gás de purga aqui utilizado.

Especificamente para o gás de purga  $N_2$  foi observada uma inflexão angular para  $\theta$ . Os valores de  $\theta$  obtidos inicialmente com este gás de purga se mostraram sempre negativos, pelo esquema de sinalização convencional. Observa-se uma tendência de redução progressiva de modificação angular, pelas condições impostas em teste ampliaram a vazão, culminado com a obtenção de um perfil de base da raiz inclinado positivamente, na condição medida no TT9.

Numa análise geral do comportamento das variáveis dimensionais pode-se dizer que:

- A amostra do TT1 demonstrou-se como um bom parâmetro referencial para avaliação das variáveis dimensionais propostas. Seu perfil dimensional representa o comportamento homogêneo que foi observado ao longo da parte útil analisada, ou seja, fora das regiões de interferência dos pontamentos. Tal destaque está sendo citado, em função das variações de purga, não terem chegado ao ponto de mascarar ou dificultar a análise das variáveis propostas para análise dimensional, o que culminaria na determinação de uma nova parametrização para a solda referencial, ou condição de partida;

- Os TT's com a inclusão de furos de exaustão apresentaram as melhores características em termos de reforço desenvolvido ao longo do perfil de raiz da solda;

- Para o gás de purga  $CO_2$  o aumento da vazão com os furos de exaustão proporcionou ampliação do reforço da raiz;

- Já com  $N_2$  houve uma ligeira redução no perfil de reforço conforme se elevou a vazão, entretanto o aumento da extensão transversal do perfil da raiz quantificado pela variável "L" contribuiu para uma aparência mais suave que no TT onde haviam sido inclusos furos de exaustão;

- Os menores reforços desenvolvidos nas raízes estão todos relacionados aos TT's soldados sem inclusão de furos de exaustão. Este fato está relacionado, principalmente, a sobrepressão do gás de purga dentro do tubo. Para o gás  $N_2$  não houve grandes diferenças entre as variáveis avaliadas e os perfis foram bastante semelhantes. O destaque que pode estar relacionado a uma maior interação do gás de purga ao substrato ficou por conta do  $CO_2$ , para uma vazão de 12 L/min não foi observado reforço de raiz e a superfície da ZF coincidiu com a superfície interna do tubo. Elevando-se a vazão de  $CO_2$  para a condição de 18 L/min a raiz formada desenvolveu um perfil côncavo, representado pelos valores negativos das variáveis "A" e "h".

– Outra característica que pode ser observada nas Fig. 4.9 a 4.11 é que os tubos de teste purgados com CO<sub>2</sub> apresentaram maior discrepância entre seus resultados conforme se aumentou a vazão. Este efeito pode ser comparado com ênfase quando são observados os valores dos TT's sem inclusão de furos para exaustão ou só com os que foram inclusos furos exaustores. Esta mesma tendência não foi observada para o gás de purga N<sub>2</sub>.

#### 4.2.4 Diluição na ZF

Na Tabela 4.4 encontram-se organizados os valores relativos à diluição. Nesta etapa os resultados para as análises foram obtidas com auxílio do programa AutoCAD – 2010 a partir das macrografias ilustradas na Fig. 4.7.

Tabela 4.4 - Diluição das amostras soldadas

Variáveis	Valores Avaliados nas Amostras								
	TT1	TT2	TT3	TT4	TT5	TT6	TT7	TT8	TT9
Área <sub>(T*)</sub> (mm <sup>2</sup> )	11,38	11,12	12,38	13,85	12,68	12,45	13,44	13,14	12,84
Área <sub>(MB**)</sub> (mm <sup>2</sup> )	3,76	3,17	3,58	5,06	4,28	4,57	4,56	4,40	4,65
Diluição - $\delta$ (%)	33,04	28,51	28,92	36,53	33,75	36,71	33,93	33,49	36,21

\* T – Total; \*\* MB – Metal de Base.

A Figura 4.13 ilustra os valores de diluição obtidos na Tab. 4.4. É possível observar que as variações desenvolvidas em função das condições de purga não apresentaram grandes diferenças frente à condição de referência TT1.

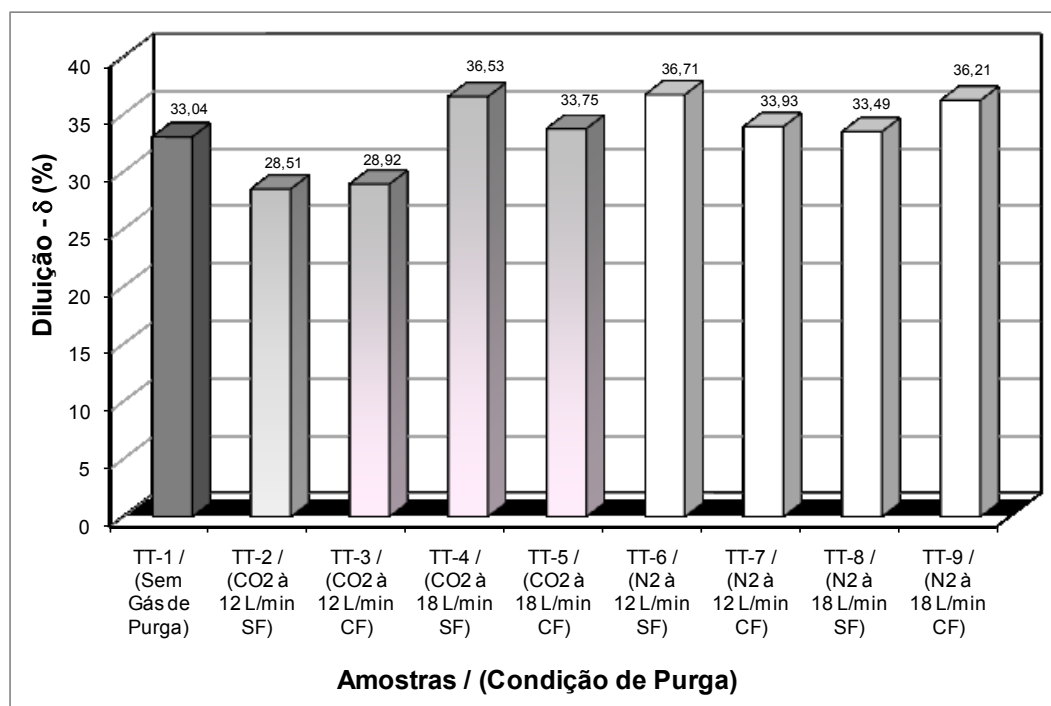


Figura 4.13 – Diluições na zona fundida ( $\delta$ ) devido às variações impostas aos TT's

O comportamento da diluição para os TT's purgados com CO<sub>2</sub> apresentou pontos distintos. Em relação à condição de referência, sem gás de purga, ocorreu uma pequena queda para a vazão de 12 L/min. Nesta vazão o comportamento permaneceu praticamente o mesmo, independente de o TT possuir ou não furos de exaustão. Quando a vazão foi elevada para 18 L/min desenvolveu-se uma maior diluição. Entretanto, o TT5 onde foram inclusos furos para exaustão a diluição foi de 33,75 %, bem menor que no TT4 sem furos de exaustão, que desenvolveu 36,53 %. Neste caso, o gás CO<sub>2</sub>, mesmo com sua natureza mais reativa e oxidante, pode estar sendo beneficiado progressivamente pelos efeitos turbulentos da vazão e sobrepressão. Entretanto, é possível que outros fatores, não detectados somente com estes ensaios, estejam sendo responsáveis por tal comportamento, uma vez que as condições de purga com N<sub>2</sub> também desenvolveu maiores diluições quando relacionadas à condição de referência TT1, sem purga.

Nos TT's purgados com N<sub>2</sub>, conforme pode ser visto na Fig. 4.13, todos os ensaios apresentaram maiores diluições que a condição de referência TT1. No teste com vazão de 12 L/min a condição sem furos de exaustão, TT6, atingiu maior valor de diluição, com 36,71 %. Já, com o teste onde foram inclusos furos de exaustão, TT7, ocorreu uma queda na diluição para 33,93 %. Com o aumento da vazão para 18 L/min o efeito ocorrido frente à diluição foi inverso. Como o gás N<sub>2</sub> proporciona menor formação de óxidos que o CO<sub>2</sub>, conforme aparência menos oxidada visível na Fig. 4.5, é possível que os níveis de vazão impostos e os possíveis efeitos de sobrepressão não tenham sido suficientes para gerar

grandes diferenças. Apenas uma oscilação quantificada nesta etapa de avaliação em torno de 3%.

### 4.3 Microestrutura da raiz na ZF

Com as micrografias foi possível observar o comportamento microestrutural da zona fundida (ZF), conforme as variações para os gases de purga, além de levantar maiores informações para correlações com metal de base (MB). Sempre buscando avaliar a região que margeava a superfície interna do TT, foram captadas as imagem mais representativas. As imagens obtidas estão representadas da Fig. 4.14 e 4.15.

A Figura 4.14 ilustra a microestrutura do metal de base dos TT's. A parte clara demonstra uma matriz de austenita e as regiões escuras referem-se possivelmente aos contornos de grãos, alinhados conforme a posição de corte da amostra axialmente. É possível que esta característica seja consequência do processo de fabricação mecânica ao qual tenha sido submetido o metal de base, analisado conforme recebido.

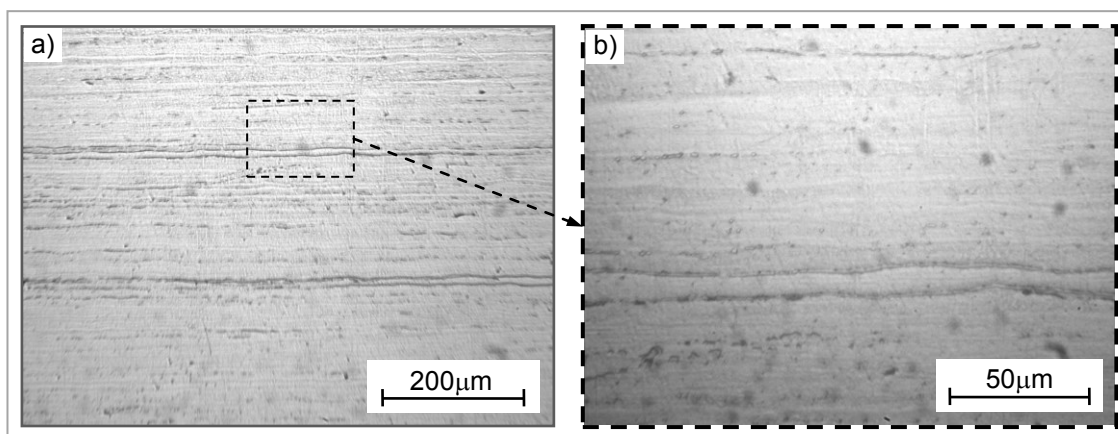


Figura 4.14 - Micrografias do metal de base (tubo de inox austenítico AISI 304): a) imagem à esquerda com aumento de 100x e b) destaque a direita com aumento de 400x

A Figura 4.15 apresenta as microestruturas do TT1 ao TT9 presentes na ZF destes, próximo à borda da raiz.

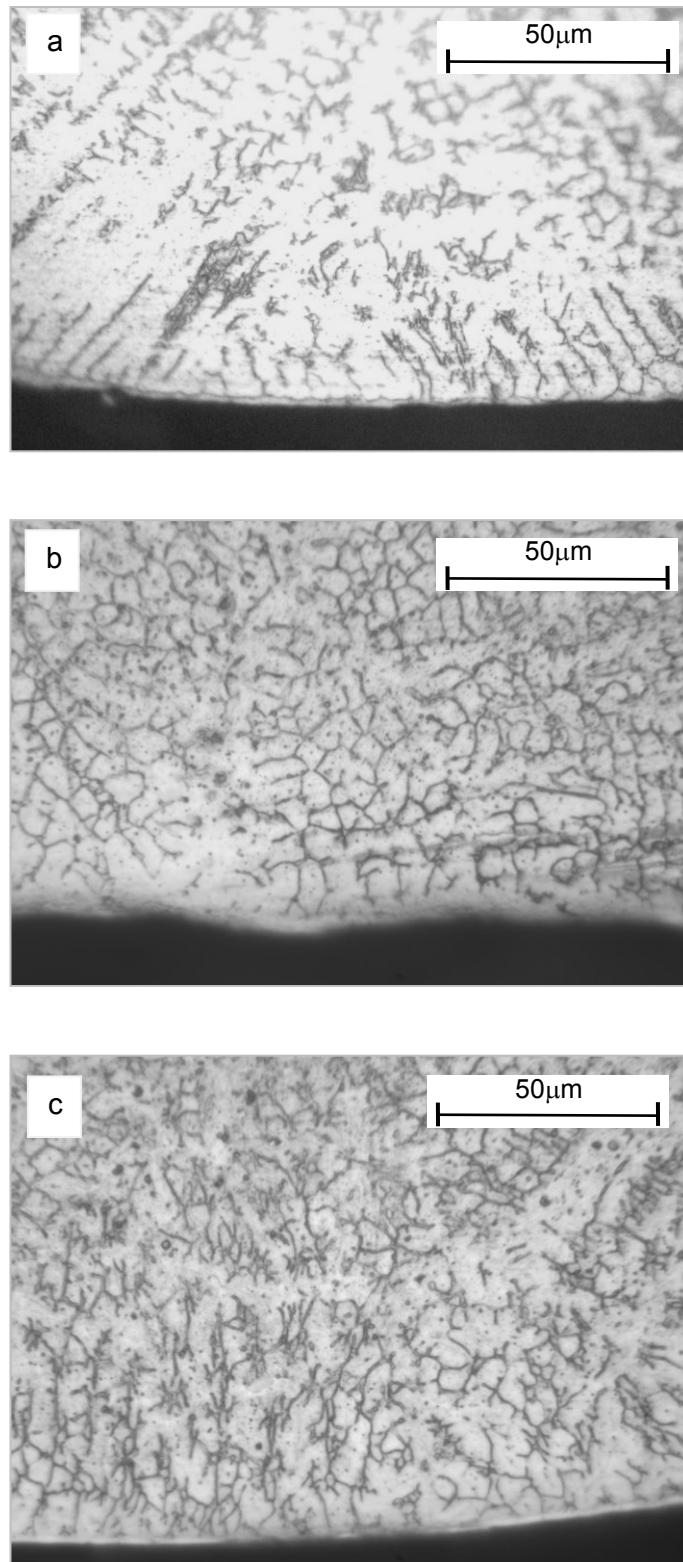


Figura 4.15 – Micrografias das zonas fundidas com ampliação de 400x: a) TT-1; b) TT-2; c) TT-3; d) TT-4; e) TT-5; f) TT-6; g) TT-7; h) TT-8; e i) TT-9 (continua)

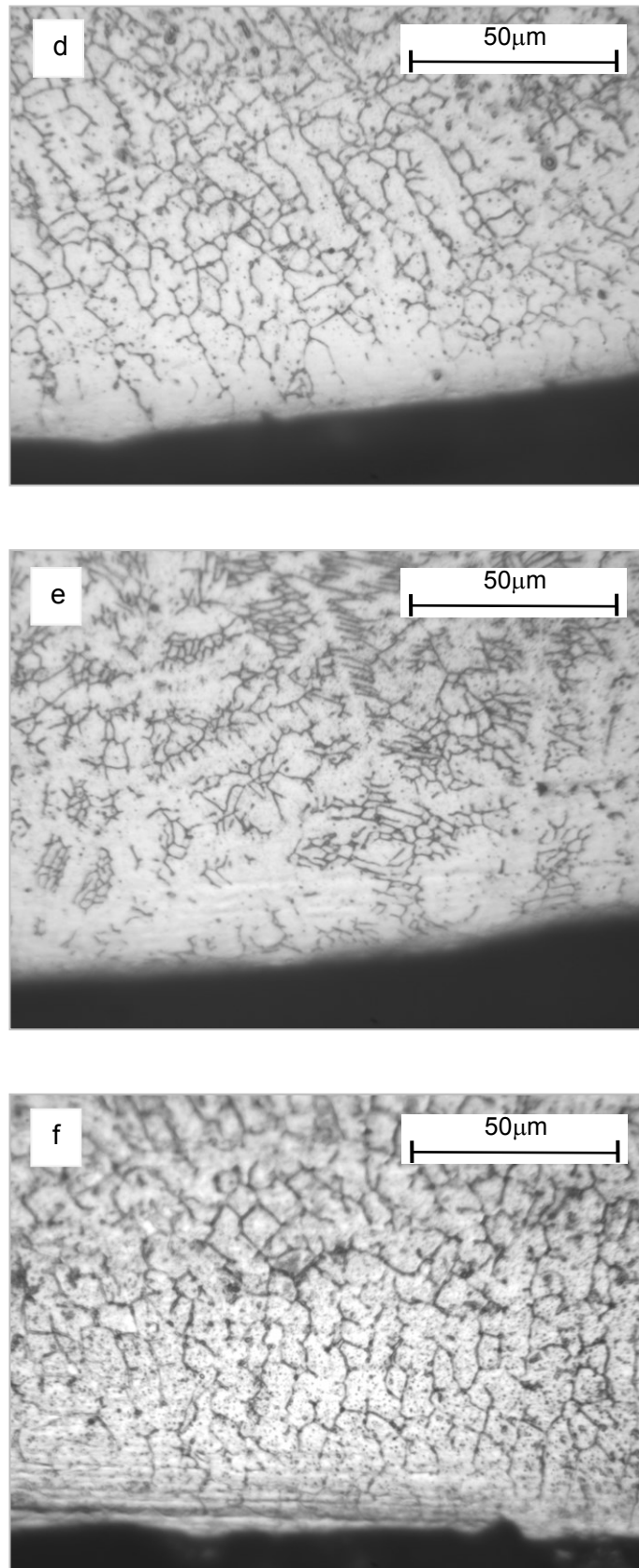


Figura 4.15 – Micrografias das zonas fundidas com ampliação de 400x: a) TT-1; b) TT-2; c) TT-3; d) TT-4; e) TT-5; f) TT-6; g) TT-7; h) TT-8; e i) TT-9 (continuação)

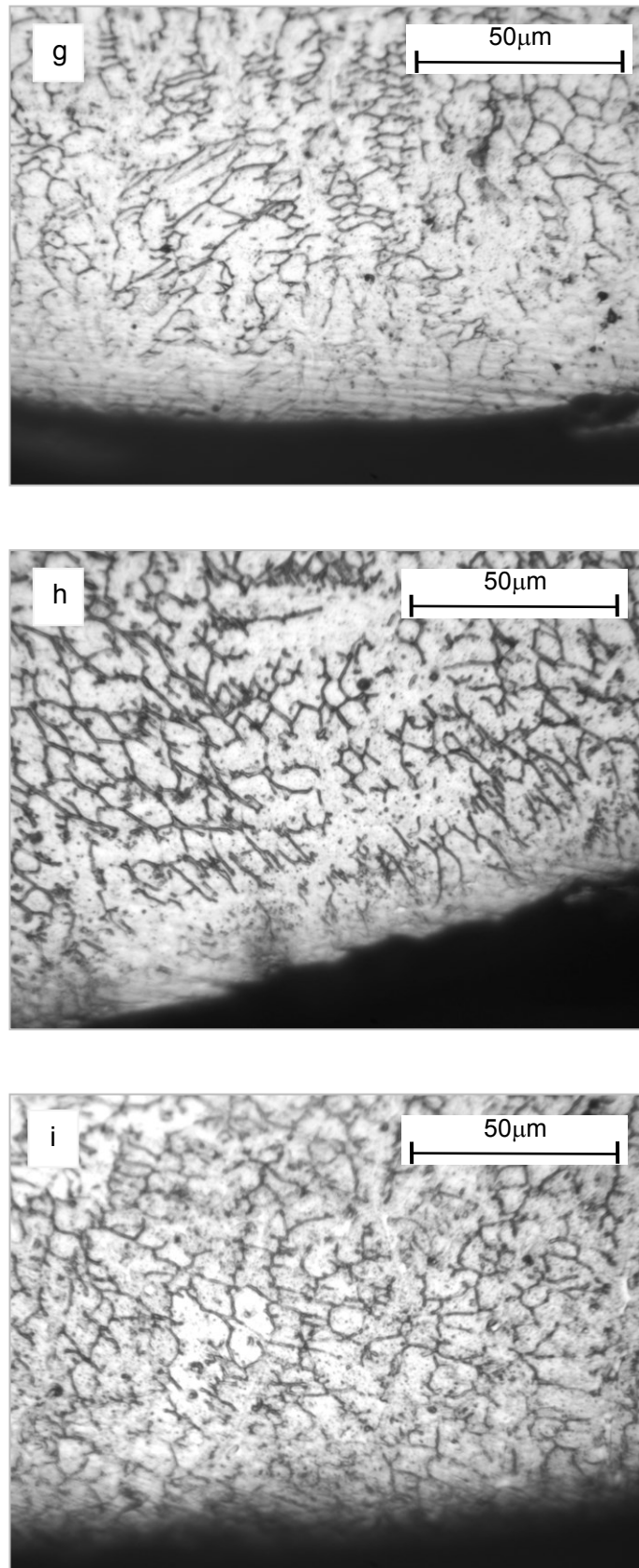


Figura 4.15 – Micrografias das zonas fundidas com ampliação em 400x: a) TT1; b) TT2; c) TT3; d) TT4; e) TT5; f) TT6; g) TT7; h) TT8; e i) TT9



As microestruturas das zonas fundidas se tratam basicamente de uma matriz austenítica com ferrita distribuída ao longo dos grãos colunares. A Fig. 4.15-a se refere ao teste, onde não foi aplicado gás de purga e o efeito interativo com a raiz do cordão está atribuído ao ar atmosférico presente (TT1). Os veios de ferrita estão presentes em formato de espinha, alinhados inicialmente acompanhando o sentido de solidificação. Ao atingir uma condição com distribuições mais aleatórias, observa-se surgindo à presença de ferrita rendilhada. Estas microestruturas são características deste material, pois também foram detectadas e investigadas no trabalho de Tsay et al. (2004) avaliando o aço inoxidável AISI 304 e em outros aços austeníticos, além das descrições de Modenesi (2001) ao correlacionar as microestruturas características do mesmo o aço inoxidável AISI 304.

As imagens na Figura 4.15 de (b) até (i) são relativas à zona fundida, na área do perfil da raiz, margeando a região da borda do reforço na ZF para os TT's purgados. De um modo geral, não foram destacados padrões específicos caracterizando uma alteração na microestrutura. Nas regiões que margeavam a borda da raiz na zona fundida não foi possível observar o alinhamento colunar que havia sido desenvolvido no TT1 (Fig. 4.15-a). Este fato pode estar relacionado ao ângulo de corte aplicado nas amostras. Entretanto, nas partes mais internas da ZF os comportamentos das microestruturas de todos os TT são similares.

A presença de ferritas inclusive em espinha margeando a raiz aparece em todos os TT's purgados. A diferença se dá quanto ao aparecimento de áreas com distribuições aleatórias e homogêneas das formações microestruturais de ferrita só observadas mais interiormente, quando comparada a condição TT1. Também surge mais próximos à borda da raiz a presença de traços de ferrita rendilhada, mas não se distribui em um padrão homogêneo e que esteja visivelmente orientado.

#### **4.4 Determinação do teor de ferrita por ensaio magnético**

Apesar do diagrama de WRC (*“Welding Resource Council”*) fornecer uma boa estimativa dos microconstituintes presentes na zona fundida, foram realizados testes com o equipamento Feritscope<sup>®</sup> MP30. Este equipamento fornece uma informação mais exata para o teor de ferrita, através da indução de um campo magnético que interage com os componentes magnéticos, diretamente na região a ser avaliada.

Vistas as limitações das amostras em termos de dimensão, foram comparadas apenas as ZF's ao longo da linha central vertical e o respectivo metal de base na secção de corte em cada amostra fora da ZAC. Os valores processados pelo equipamento estão esquematicamente organizados na Tab. 4.5 e ilustrados na Fig. 4.16.

Tabela 4.5 - Medições do teor de ferrita (%) (Feritscope® MP30)

Regiões das Amostras	Valores expostos a partir de 10 medidas em cada região			
	Média	Maior Valor	Menor Valor	Desvio Padrão (%)
MB	0,89	1,40	0,29	0,46
ZF (TT1)	7,10	7,90	4,80	0,96
ZF (TT2)	7,40	8,00	6,10	0,58
ZF (TT3)	7,60	8,00	6,80	0,35
ZF (TT4)	8,00	8,50	7,00	0,53
ZF (TT5)	7,50	7,80	7,00	0,23
ZF (TT6)	8,20	8,40	7,90	0,16
ZF (TT7)	8,10	8,80	6,80	0,62
ZF (TT8)	7,60	8,20	6,80	0,48
ZF (TT9)	7,80	8,20	6,70	0,50

MB – metal de base; ZF – Zona Fundida na linha central.

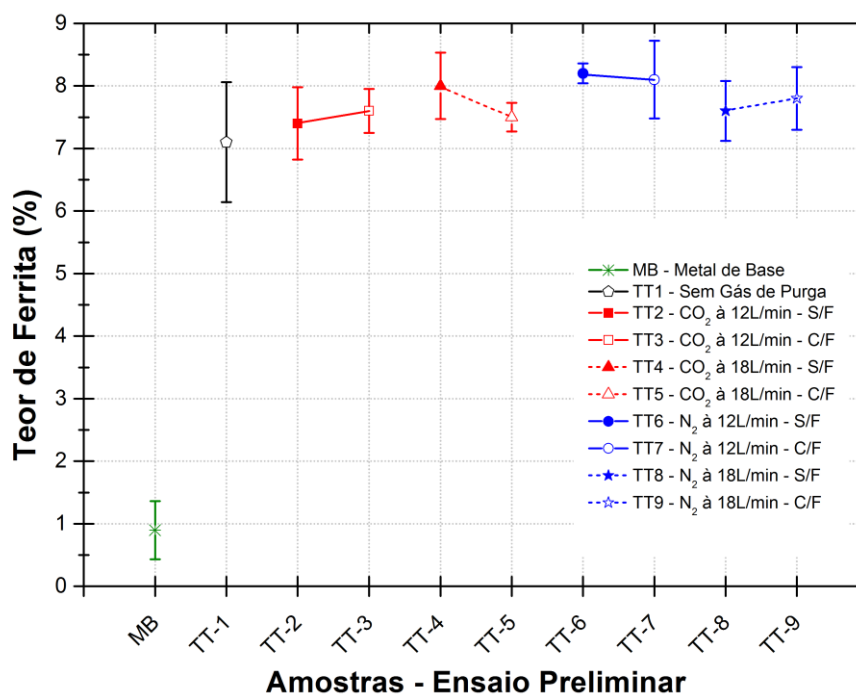


Figura 4.16 - Variações do Teor Médio de Ferrita no perfil transversal das amostras: MB e ZF (TT1 ao TT9)

Os valores do teor de ferrita obtidos a partir do Feritscope® MP30 estão próximos ao esperado por meio da análise do diagrama de Schaeffler no Capítulo III. A aplicação dos diferentes gases de purga e suas variações impostas na ZF proporcionou teores de ferrita registrados variando de 6,10 a 8,80%.

O levantamento do teor de ferrita no metal de base também foi avaliado no intuito de se obter a variação deste elemento já presente com relação à secção transversal das amostras. Observou-se que as medidas variaram entre de 0,29 a 1,40% neste material conforme recebido do fornecedor local.

Na Figura 4.16 a partir do valor médio de cada amostra, observaram-se pequenas oscilações com aumento do teor de ferrita. Neste sentido as amostras purgadas com N<sub>2</sub> a uma vazão de 12 L/min, comparadas com as demais amostras purgadas na mesma condição de vazão apresentaram maior elevação do teor de ferrita. Entretanto, dentro da faixa de variação demonstrada pelo desvio padrão, basicamente todas as condições foram iguais. Este ensaio reflete as previsões reavaliadas pelo diagrama WRC-92, ilustrado na Fig. 4.16 entre os valores apresentados para o MB e AE na Tab. 4.6.

Tabela 4.6. Correlações dos materiais para o diagrama WRC

Correlações	MB	AE
$Ni_{equivalente} = Ni + 35 C + 20 N + 0,25 Cu =$	9,71	12,34
$Cr_{equivalente} = \%Cr + \%Mo + 0,7x\% Nb =$	18,08	20,03

Na Figura 4.16 estão ilustrados os pontos relativos aos materiais utilizados, demonstrando a previsão do comportamento microestrutural baseado no diagrama. Para os metais de base e de adição foram utilizados os valores nominais da composição química referenciada nas Tab. 3.1 e 3.2 (Cap. III). O posicionamento da zona fundida foi estipulado conforme os valores reais de diluição.

Observa-se na Fig. 4.17 que a zona fundida está dentro de uma região com previsão de formação Austeno-Ferrítica. Conforme os valores de diluição registrados na Tab. 4.4 podem ser apontados valores entre os pontos relativos ao metal de base e o de adição. O aglomerado de pontos demonstra como previsão uma formação de ferrita em torno de 6%. O que está próximo da avaliação magnética realizada com ferritoscópio. Isto se deve ao fato o diagrama WRC é elaborado tomando por base o comportamento das propriedades magnéticas dos materiais, além do que os testes em laboratório indicam a possibilidade de se ter uma variação de  $\pm 1\%$  nos resultados (Modenesi, 2001), o que não inviabilizaria a previsão das ótimas características de soldabilidade. Lippold e Kotecki (2005) ainda relatam

em suas pesquisas que teores de ferrita de 3 a 20% podem contribuir para prevenir a formação de trincas a quente.

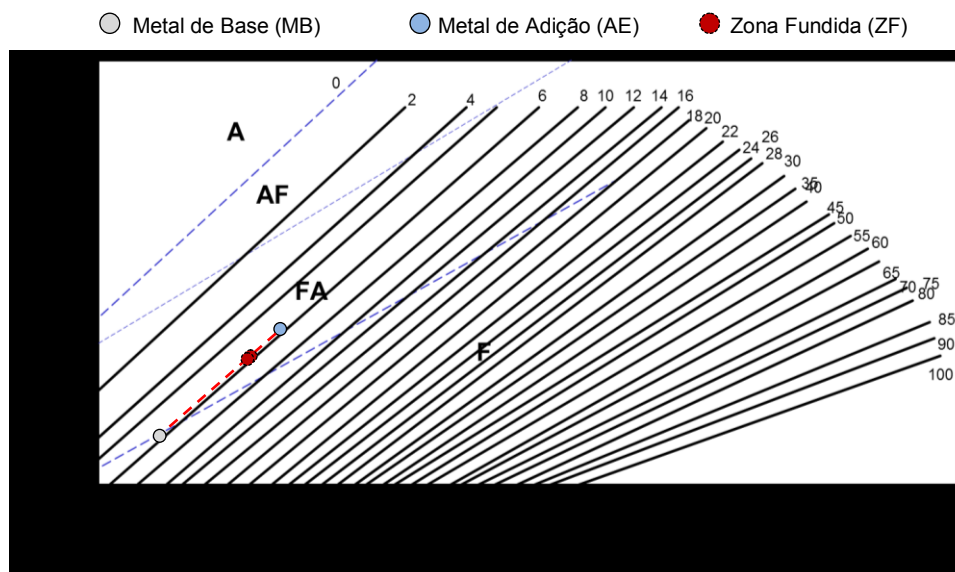


Figura 4.17 - Diagrama WRC-92 com a localização dos materiais utilizados e as zonas fundidas obtidas

A previsão quanto ao teor de ferrita da Fig. 4.17 está de acordo com a indicação do “ (1988) que propõe o controle do teor de ferrita na solda tendo como principal motivo a prevenção de trincas, neste mesmo documento é citado que, tanto a “*American Society of Mechanical Engineers – ASME*” quanto a “*Nuclear Regulatory Commission – NRC*” recomendariam que a exemplo do caso de aplicações específicas nucleares não deve ser inferior a 4%, tolerando-se até 3% quando se exige multipasses. Entretanto, segundo Lee *et al.* (2009) é preciso ter cuidado quanto a alterações na correlação Cr/Ni, pois estes registraram que ao atingir o valor de 1,2 suas amostras agravaram o comportamento corrosivo na formação de pites.

#### 4.5 Ensaio de microdureza

A microdureza média foi avaliada numa faixa com distância fixa em relação à borda da raiz, definida como (d), conforme esquema proposto no Item 3.6.4 (Cap. III) e ajustando às recomendações da ASTM-E 92 (1997). A Fig. 4.18 apresenta a imagem de uma amostra após a realização do ensaio da microdureza Vickers e os dados obtidos estão representados na Tab. 4.7.

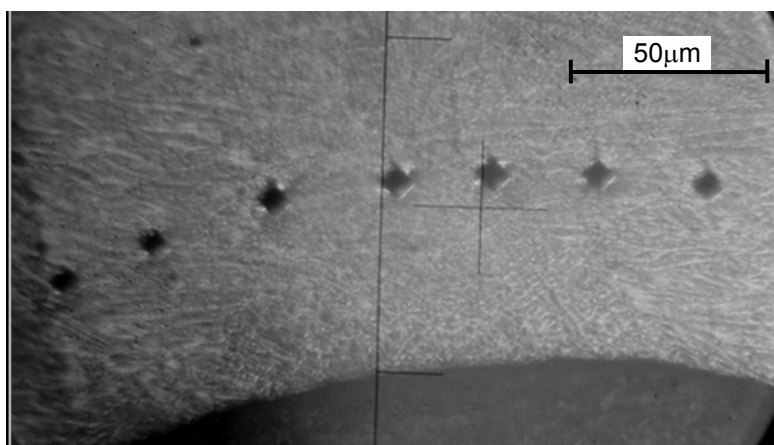


Figura 4.18 – Visualização de pontos de dados coletados numa amostra ensaiada

Tabela 4.7 - Valores do ensaio de microdureza Vickers para carga de 200 gf

<b>Zona Fundida – ZF (HV/20)</b>									
Ordem	Valores Avaliados nas Amostras								
	TT1	TT2	TT3	TT4	TT5	TT6	TT7	TT8	TT9
1 <sup>a</sup>	179	180	194	176	188	181	192	190	201
2 <sup>a</sup>	176	196	194	180	182	172	192	182	185
3 <sup>a</sup>	197	181	202	191	173	172	197	199	180
4 <sup>a</sup>	197	188	205	181	171	182	186	186	182
5 <sup>a</sup>	179	180	199	177	173	182	194	190	184
6 <sup>a</sup>	169	178	167	197	189	183	178	199	181
7 <sup>a</sup>	199	194	183	189	187	192	184	198	173
Lado	Metal de Base – MB (HV/20 – lado da raiz fora da ZAC)								
Esquerdo	253	213	251	204	212	224	228	178	223
Direito	307	212	283	197	181	222	221	192	211

A Figura 4.19 representa o perfil dos valores médios expostos na Tab. 4.7, onde é possível observar a amplitude da microdureza e seu respectivo desvio padrão. Em ordem da esquerda para a direita, primeiro temos o metal de base. Em seguida a microdureza das ZF's, sem gás de purga, TT1, com aplicação de gás de purga CO<sub>2</sub>, TT2 ao TT5, e por último os valores obtidos nas amostras soldadas sob ação da purga com N<sub>2</sub>, TT6 ao TT9.

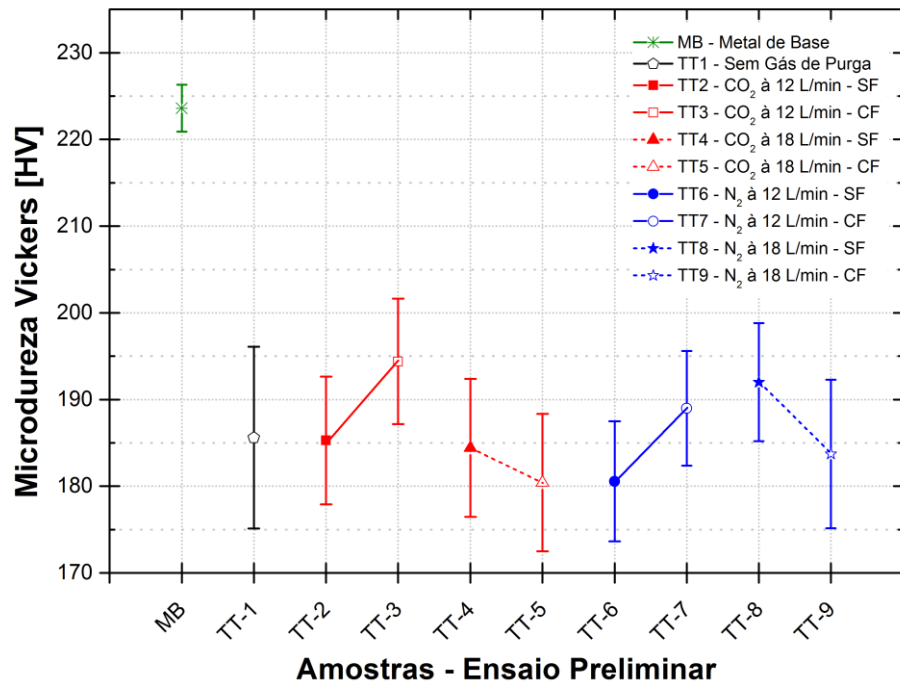


Figura 4.19 - Variações da microdureza Vickers nos TT's, MB na parte interna lado da raiz e ZF do TT1 ao TT9

O maior valor de dureza visualizado na Figura 4.19 refere-se ao metal de base (MB). Este maior valor analisado, além da composição química, pode estar relacionado à microestrutura deste material, vista as diferenças constatadas nas Figs. 4.14 e 4.15. É possível também que o processo de fabricação mecânica do componente tubular tenha mantido certo nível de encruamento residual, que também contribuiria com o nível de microdureza avaliado.

Observando ainda na Figura 4.19, apenas o efeito da variação na vazão dos gases de purga sobre a microdureza, os pontos médios apresentaram certa oscilação. Entretanto, independente do gás de purga utilizado e das variações impostas a estes e aos TT's, os valores médios diferenciados não refletem de imediato um comportamento. Tal afirmação está sendo levada em conta, devido ao fato de que, o desvio padrão indica a não ocorrência de modificações significativas, pois os valores podem ser considerados praticamente iguais.

#### 4.6 Considerações finais

Visando resumir os resultados obtidos nesta etapa de análises preliminares chegou se as seguintes conclusões:

- A parametrização adotada nestes ensaios, com tubos de teste de aço inox austenítico AISI 304, possibilitou uma raiz de referência (condição TT1) uniforme e com

níveis dimensionais que viabilizaram boas análises em comparações visuais e dimensionais propostas.

– Dentro da faixa de vazão trabalhada o gás  $N_2$  quando aplicado como purga proporcionará menor aparência oxidada que o gás  $CO_2$  ou uma soldagem sem proteção gasosa da raiz. Mesmo a purga com  $CO_2$  apresentando progressiva intensificação quanto à aparência oxidada na região da ZAC, conforme se eleva a vazão, a ZF manterá sua aparência oxidada em menor intensidade que uma soldagem sujeita simplesmente ao ar atmosférico sem aplicação de purga.

– É preciso ter cuidado com a pressão que o gás purga, dependendo do nível de vazão, possa exercer sobre a raiz. Os ensaios até aqui realizados confirmam que cuidados relacionados à exaustão do gás de purga podem proporcionar uma raiz de aspecto visual mais uniforme. Além de reduzir distorções por estrias, minimizar depressões na raiz ou falta de fusão e até mesmo, o risco de perfuração total da junta solda.

– Com relação à análise das variáveis dimensionais na raiz, a partir de imagens das amostras seccionadas transversalmente, os melhores níveis de reforço foram desenvolvidos pelos TT's que possuíam furos para exaustão. Acredita-se que a redução no efeito de sobrepressão tenha sido a principal responsável por tal comportamento.

– Os TT's que não possuíam furos para exaustão apresentaram bruscas alterações nas variáveis dimensionais, chegando a comprometer a qualidade da raiz (Fig. 4.7-4).

– As variações impostas na vazão dos gases de purga aparentemente repercutem em maiores alterações das variáveis dimensionais quando a purga é com gás  $CO_2$ , do que com o gás  $N_2$ .

– As variações de purga testadas aparentemente interferem na diluição afetando com maior intensidade a purga com  $CO_2$ , portanto uma análise mais rigorosa em ensaios direcionados especificamente a este fenômeno seria necessária.

– As previsões microestruturais avaliadas pelo diagrama WRC-92 mostrou boa exatidão quando observado os valores por meio de ensaio magnético do teor de ferrita.

– As microestruturas não apresentaram comportamentos apreciavelmente destacáveis entre as variações de purga. Basicamente se observou a presença de veios de ferrita em meio à austenita, com orientação ao sentido de solidificação.

– A análise da microdureza entre as amostras do diversos TT's revelou que não houve alteração significativa dentre as variações de purga testadas e a condição de

referência sem gás de purga. Mesmo com oscilações entre valores médios, todas estiveram dentro da faixa de desvio padrão.

A partir destes resultados, mantendo-se os parâmetros de soldagem já encontrados, foram prosseguidos novos testes conforme resultados apresentados a seguir no Cap. V. Reavaliando o comportamento dos gases de purga já pré-avaliados, só que ampliando a quantidade de amostras por TT para análise, níveis de vazão e acrescentando outros gases como: o Argônio comercializado como puro (considerado inerte) e amplamente recomendado pela literatura, além de duas misturas a base de Argônio com adições de 25% de CO<sub>2</sub> e 2% O<sub>2</sub>, pelas suas disponibilidades em composições já balanceadas prontas para consumo e de relativa facilidade de aquisição no mercado local. Além das características inerentes a aparência oxidada e das variáveis dimensionais, uma nova avaliação do teor de ferrita em ensaio por ferritoscópio conforme proposta metodológica do Item 3.7.3 (Cap. III). Entender o perfil microestrutural da zona fundida frente a todas as condições e correlacionar à avaliação do teor de ferrita em regiões distintas na zona fundida (borda e raiz). O perfil da microdureza frente estas novas modificação e por fim, uma avaliação corrosiva no intuito de se confrontar possíveis alterações desenvolvidas como consequência dos processos de purga.



# CAPÍTULO V

## Ensaio Variando as Condições de Purga

### 5.1 Parâmetros das purga e soldagens

Antes da realização das soldas foi efetuada uma previa inspeção quanto ao tempo necessário à pré-purga do tubo de teste (TT) utilizado. Conforme metodologia proposta no Item 3.5 obteve-se os resultados práticos transcritos na Tab. 5.1.

Tabela 5.1 - Avaliação da pré-purga com Argônio

Purga-Vazão	Variação Gasosa (%)					Observação
	1 min	2 min	3 min	4 min	5 min	
Ar- 6 L/min	1,1 CO <sub>2</sub>	0,3 CO <sub>2</sub>	0,2 CO <sub>2</sub>	0,1 CO <sub>2</sub>	0,2 CO <sub>2</sub>	Não detectado O <sub>2</sub>
	98,9 Ar	99,7 Ar	99,8 Ar	99,9 Ar	99,8 Ar	
Ar- 12 L/min	0,4 CO <sub>2</sub>	0,3 CO <sub>2</sub>	0,2 CO <sub>2</sub>	0,2 CO <sub>2</sub>	0,1 CO <sub>2</sub>	Não detectado O <sub>2</sub>
	99,6 Ar	99,7 Ar	99,8 Ar	99,8 Ar	99,9 Ar	
Ar- 18 L/min	0,1 O <sub>2</sub>	0,2 CO <sub>2</sub>	0,1 CO <sub>2</sub>	0,1 O <sub>2</sub>	0,1 CO <sub>2</sub>	Não mais detectado O <sub>2</sub> após 5 min
	0,4 CO <sub>2</sub>			0,1 CO <sub>2</sub>		
	99,4 Ar	99,8 Ar	99,9 Ar	99,8 Ar		

A Figura 5.1 representa a ilustração dos resultados da Tab. 5.1. Nesta avaliação foram confrontadas recomendações da literatura, onde Fletcher (2006) relata que a pré-purga deve ser aplicada visando reduzir o nível de oxigênio residual para 1% ao se trabalhar com material inoxidável, garantindo assim maior qualidade da raiz soldada.

Na Figura 5.1 se observa que a partir de 2 minutos de pré-purga aplicado ao TT os níveis de O<sub>2</sub> e CO<sub>2</sub> já se encontram abaixo de 1%, e que praticamente permanecem estabilizados até o intervalo de 5 min de realização do teste. Com base nestes resultados padronizou-se para todos os testes, que a realização da soldagem só seria iniciada após um tempo superior a 5 min de pré-purga. Tendo assim garantida a prévia exaustão do ambiente a ser purgado e aliado isto a maximização dos efeitos atribuídos pós-soldagem a cada gás de purga aplicado segundo as condições de teste (Tab. 3.4).

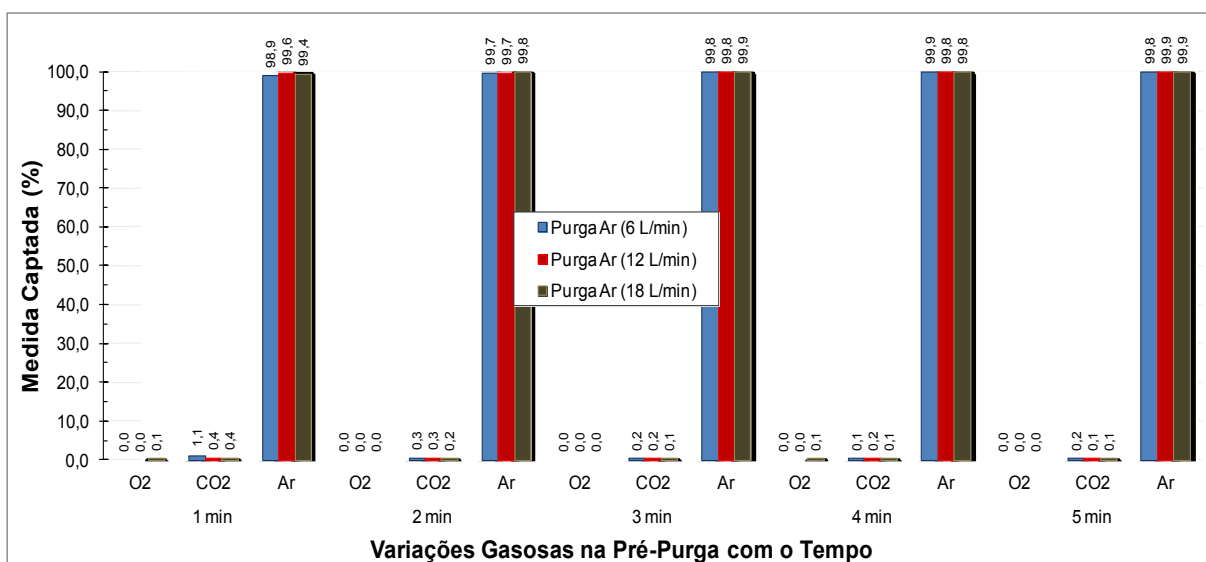


Figura 5.1 – Comportamento da pré-purga.

Na realização da soldagem pelo processo GMAW manteve-se a utilização do sistema de controle tecnológico STT<sup>®</sup> conforme os parâmetros levantados nos ensaios preliminares (Cap. IV), com: Corrente de Base ( $I_b$ ) em 160 A; Corrente de Pico ( $I_p$ ) em 300 A; Velocidade de Soldagem ( $Vel_s$ ) de 50,1 cm/min; Vazão do gás de proteção Ar + 2%O<sub>2</sub> em 15 L/min, distância de bico-contato-peça de 12 mm.

Na Tabela 5.2 estão os valores captados pelo sistema digital de aquisição de dados em cada uma das condições propostas para esta etapa de testes, descritas na Tab. 3.4, onde se variou a vazão e o tipo de gás de purga. Três níveis de vazões foram assim impostos: 6, 12 e 18 L/min. A condição de referência sem aplicação de gás de purga (TT1), sujeita apenas ao ambiente atmosférico, foi confrontada frente variações de purgas com: CO<sub>2</sub> comercialmente puro; Argônio comercialmente puro; Nitrogênio comercialmente puro; mistura comercial de Ar + 25%CO<sub>2</sub>; e mistura comercial de Ar + 2%O<sub>2</sub>.

É possível observar pelos valores da Tab. 5.2 que os parâmetros de soldagem se mantiveram com poucas variações. A corrente média registrada apresentou um valor mediano de 185 A com uma variação de  $\pm 2$  A. De modo similar a tensão média apresentou valor mediano de 20,2 V com uma variação de  $\pm 0,3$  V. Tal comportamento fortalece a idéia de que a energia de soldagem entre as condições de teste foi mantida com mínima variação possível, dado o controle de todos parâmetros de soldagem e a robustez da fonte utilizada.

Tabela 5.2 - Condições de testes e dados aqusitados

Tubo de Teste (TT)	Gás de Purga – Vazão (L/min)	$I_{Méd}$ (A)	$I_{RMS}$ (A)	$U_{Méd}$ (V)	$U_{RMS}$ (V)
1	Sem Purga	186	199	20,1	21,2
2	CO <sub>2</sub> – 6	185	198	20,1	21,1
3	CO <sub>2</sub> – 12	185	198	20,2	21,2
4	CO <sub>2</sub> – 18	186	199	20,3	21,3
5	Ar – 6	185	198	20,2	21,2
6	Ar – 12	185	198	20,2	21,2
7	Ar – 18	184	197	20,1	21,2
8	N <sub>2</sub> – 6	187	200	20,0	21,1
9	N <sub>2</sub> – 12	185	197	20,2	21,2
10	N <sub>2</sub> – 18	185	197	20,3	21,3
11	Ar+25%CO <sub>2</sub> – 6	184	197	20,4	21,5
12	Ar+25%CO <sub>2</sub> – 12	183	195	20,5	21,5
13	Ar+25%CO <sub>2</sub> – 18	186	199	20,2	21,3
14	Ar+2%O <sub>2</sub> – 6	185	198	20,1	21,1
15	Ar+2%O <sub>2</sub> – 12	185	198	19,9	21,0
16	Ar+2%O <sub>2</sub> – 18	185	198	19,9	20,9

$I_{Méd}$  - Corrente Média;  $I_{RMS}$  - Corrente Eficaz pelo valor médio quadrático;  $U_{Méd}$  - Tensão Média;  $U_{RMS}$  - Tensão Eficaz pelo valor médio quadrático.

Uma vez soldados, os TT's foram conduzidos à análise posteriores. Seguindo os procedimentos metodológicos propostos no Capítulo III e os devidos ajustes comentados a seguir, iniciando pela análise do aspecto visual das oxidações desenvolvidas.

## 5.2 Análises do aspecto de oxidação das raízes

Conforme as duas formas de avaliação propostas no Item 3.6.1, a seguir estão apresentadas as análises dos aspectos de oxidação que as amostras dos TT's produzidos apresentaram ao longo as raízes.

### 5.2.1 Análise da oxidação nas regiões de purga via programa

Numa tentativa de correlacionar as diferentes tonalidades ao longo das raízes adotou-se o procedimento descrito no tópico 3.7.1 avaliando a coloração de imagens das raízes obtidas pós-soldagem. Os primeiros dados avaliados para determinar o perfil da intensidade

de pixels em cada uma das regiões de análises proposta na Fig. 3.11 foram coletados conforme esquema da Fig. 5.2.

No programa utilizado para as análises das imagens são estabelecidos intensidades para as correlações entre pixels de acordo com as características do setor analisado. Na Fig. 5.3 o gráfico apresenta limites entre zero e 160, sendo que, o deslocamento vertical de cima para baixo no gráfico em uma imagem colorida indica que ao chegar à intensidade zero ter-se-á tonalidades de aparência tendendo a preta. O deslocamento contrário, verticalmente de baixo para cima, culminará em intensidades cada vez mais claras. Sendo que este valor dependerá das características da imagem e da resolução de pixels processada pelo instrumento de aquisição, podendo chegar a 255 (branco). Entretanto, numa avaliação colorida seriam necessário espectros para cada uma das tonalidades primárias, o que dificultaria a avaliação pretendida. De modo que, na continuidade desta avaliação serão convertidas as imagens obtidas tons de cinza.

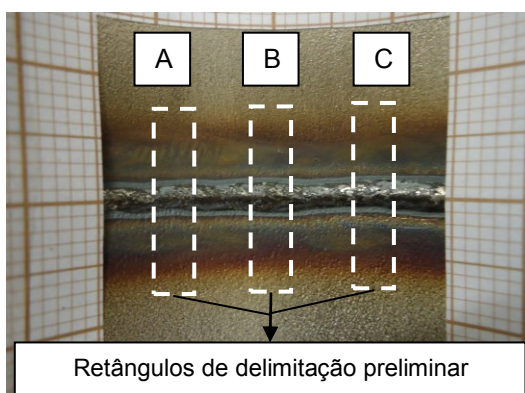


Figura 5.2 – Amostra sem aplicação de gás de purga (prévia avaliação – TT1)

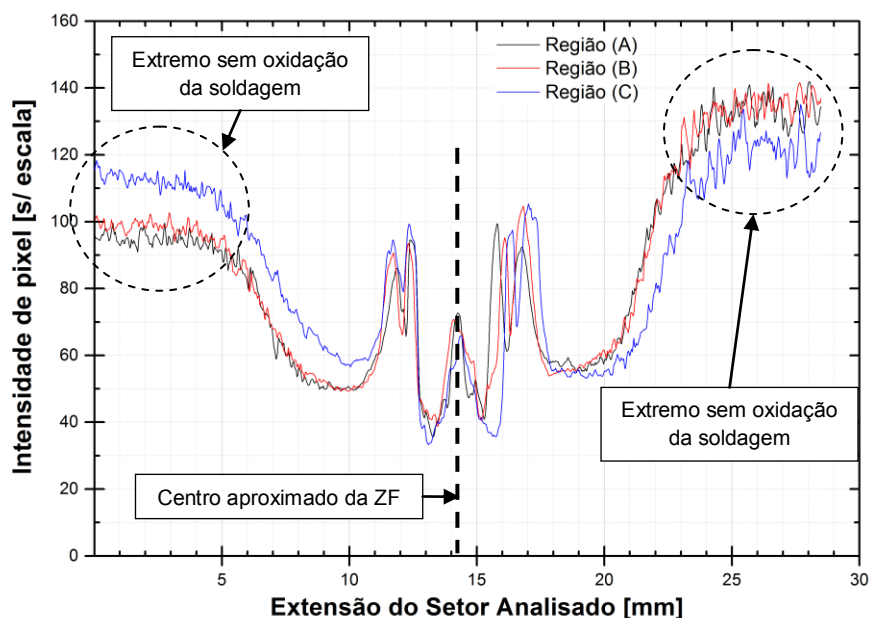


Figura 5.3 – Perfil das intensidades de pixel coloridas no TT1 (Avaliação preliminar)

Observando o comportamento das curvas da Fig. 5.3 é possível perceber que os óxidos presentes na região proporcionaram variações de cores tendendo a escurecer em setores distintos ao longo do comprimento analisado. Entretanto, é preciso certos cuidados com este procedimento adotado quanto à distribuição da iluminação na coleta das imagens. Observa-se que nos extremos dos setores analisados em cada uma das regiões, mesmo constatando pela Fig. 5.2 que não existe mais interferência quanto à formação de óxidos da soldagem, diferentes intensidades de pixel foram registradas. Outro ponto em destaque é que da ZF para as laterais os perfis de óxidos são bem similares, fator inerente ao comportamento da atmosfera local e aos padrões do TT utilizado, uma vez que os parâmetros de soldagem foram mantidos controlados.

Mediante a avaliação dos resultados obtidos a partir da Fig. 5.3 as análises seguintes foram conduzidas apenas em uma das margens partindo do centro da ZF, onde o espectro adotado para avaliação comparativa entre os ensaios foi coletado conforme delimitação ilustrada na Fig. 5.4, a seguir.

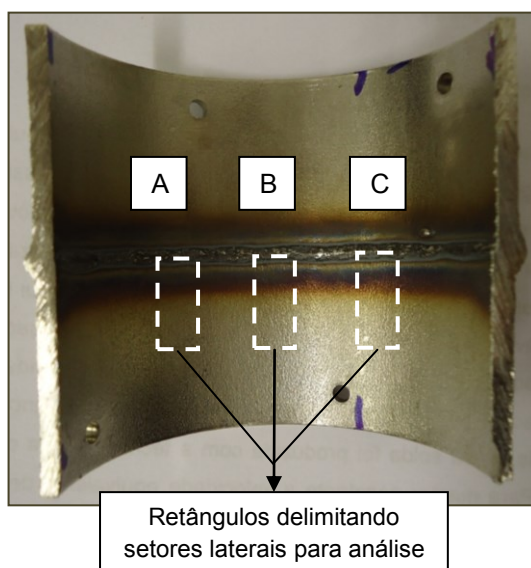


Figura 5.4 – Esquema adotado para as análises comparativas entre todas as soldas obtidas

As imagens da região oxidada pós-soldagem conforme os TT's ensaiados estão apresentadas na Fig. 5.5. Nesta, as imagens estão apresentadas em seu aspecto colorido natural.

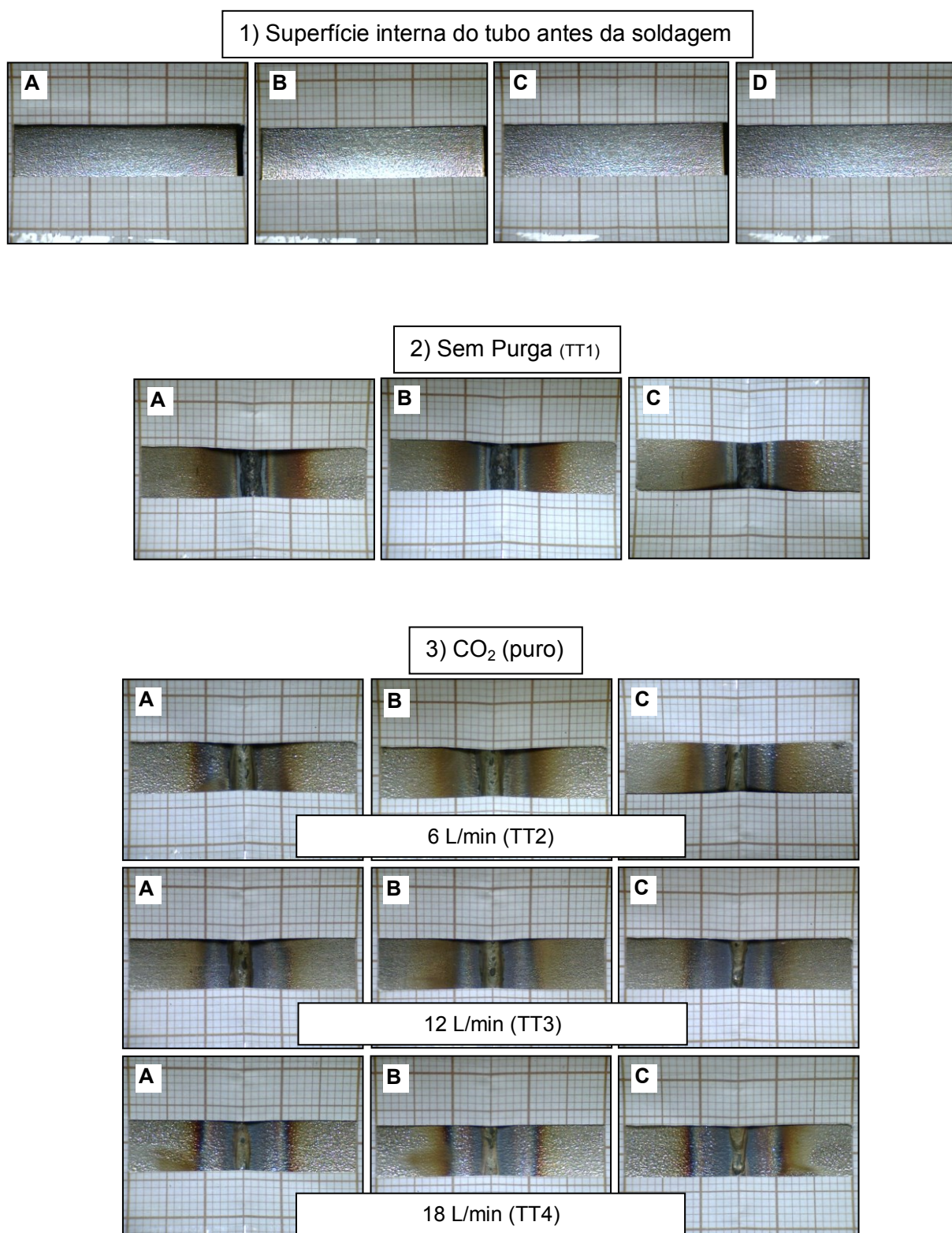


Figura 5.5 – Imagens capturadas coloridas: **1)** Superfície interna do tubo antes da soldagem; **2)** Raiz sem gás de purga; **3)** Raízes purgadas com CO<sub>2</sub> (continua)



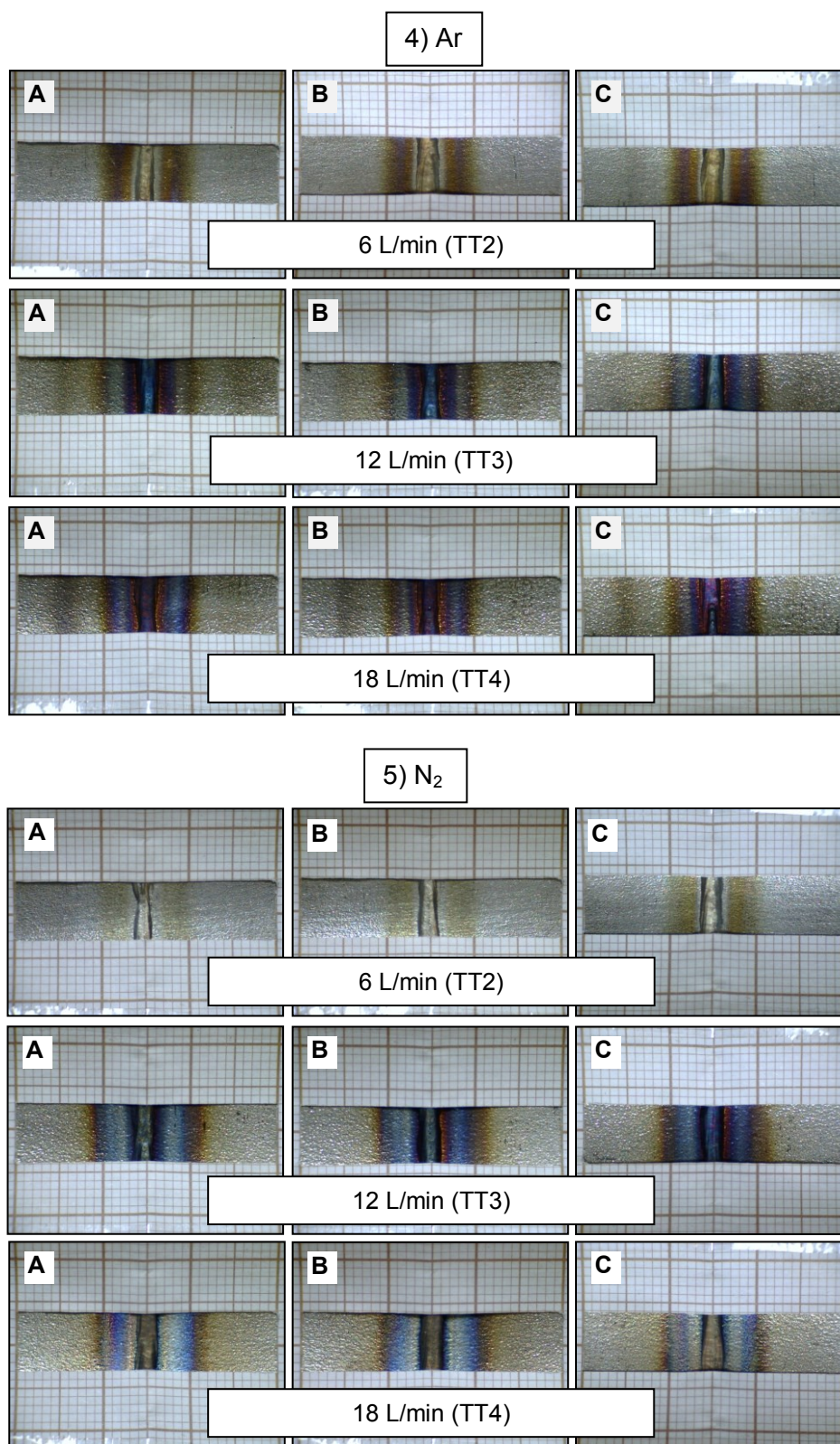


Figura 5.5 – Imagens capturadas coloridas: **4)** Raízes purgadas com Ar; **5)** Raízes purgadas com N<sub>2</sub> (continua)

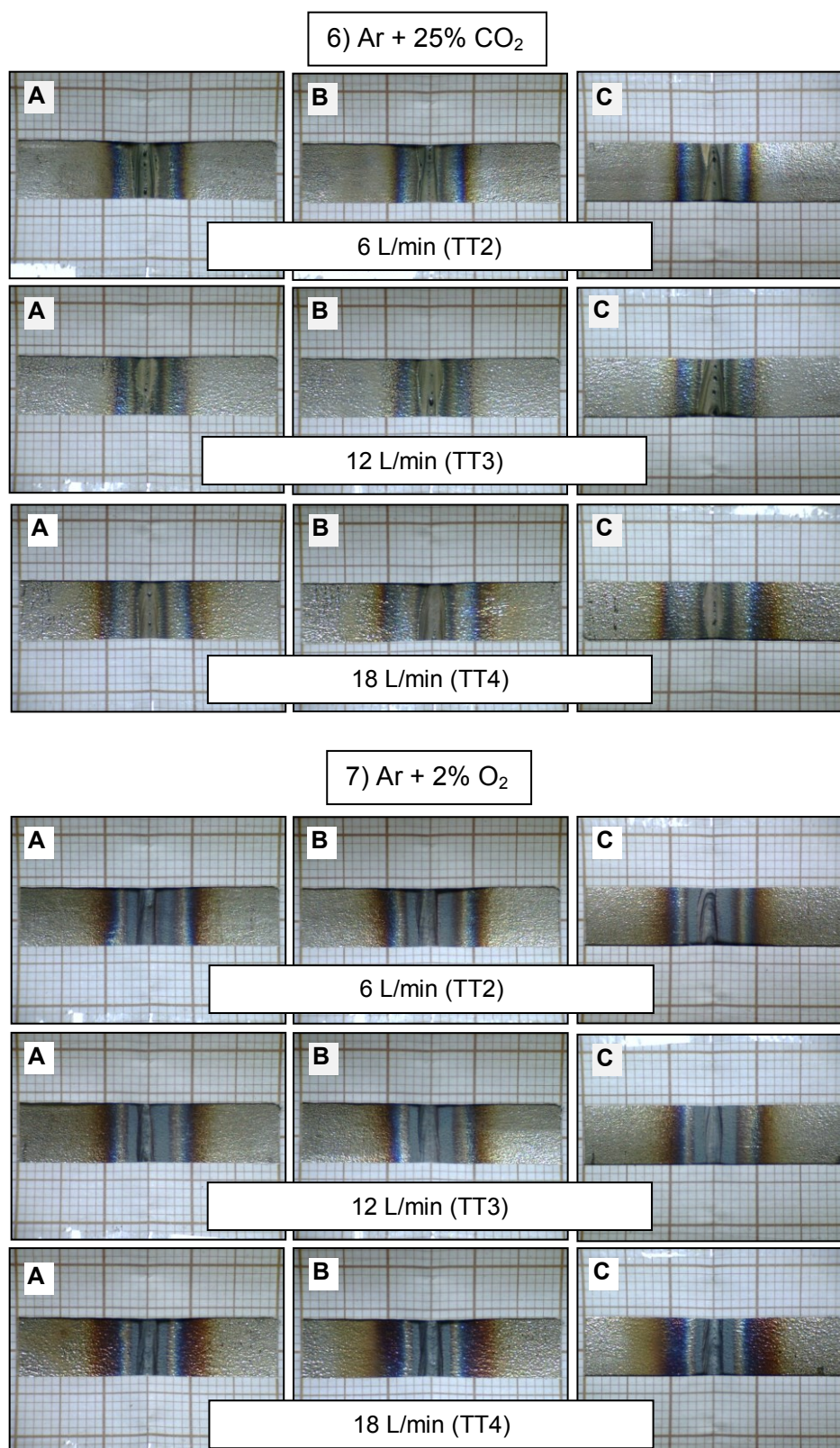


Figura 5.5 – Imagens capturadas coloridas: **6)** Raízes purgadas com a mistura de Ar+25%CO<sub>2</sub>; e **7)** Raízes purgadas com a mistura de Ar+2%O<sub>2</sub>



A Figura 5.6 reapresenta as imagens da Fig. 5.5 em tons de cinza.

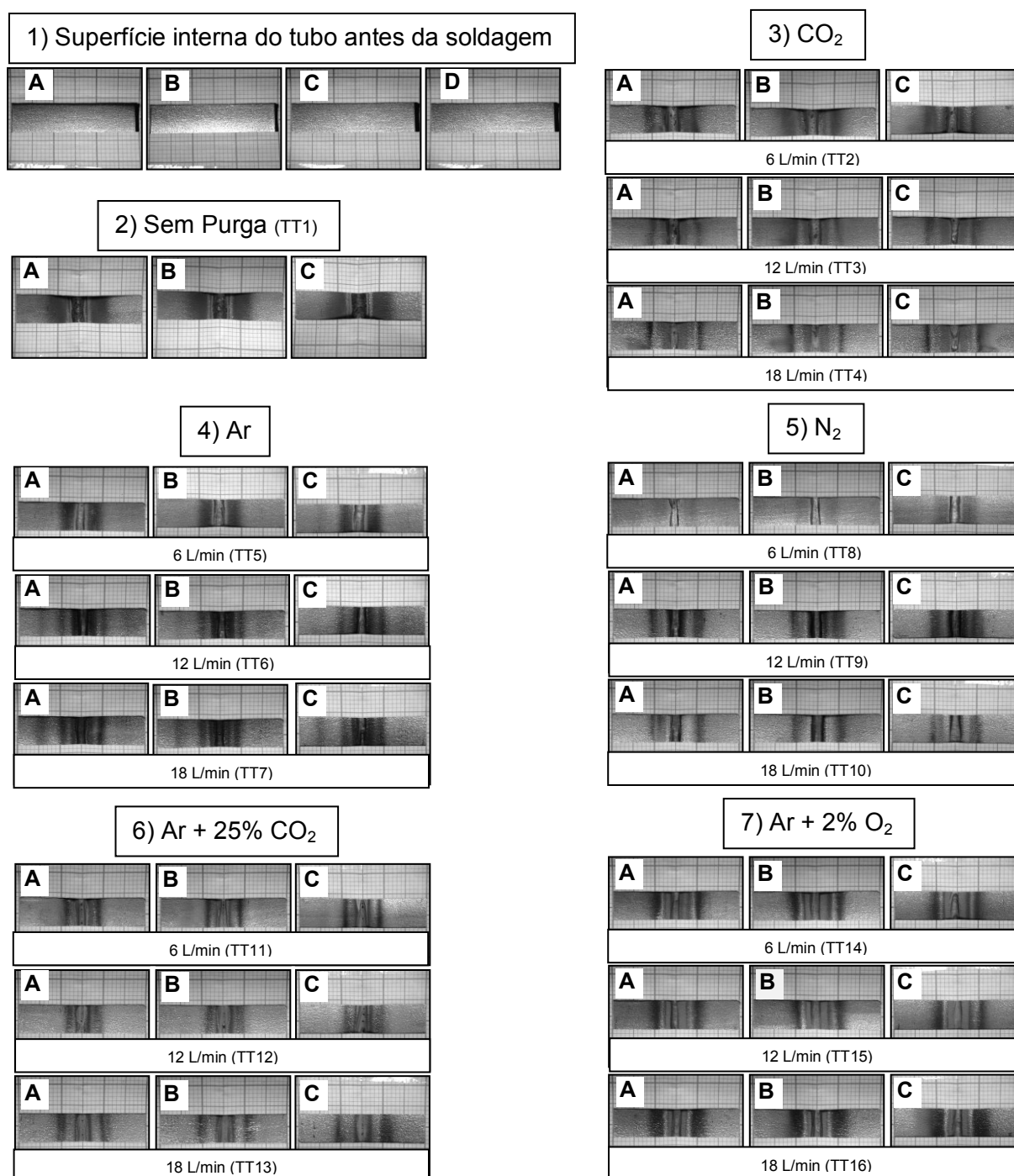


Figura 5.6 – Imagens capturadas rerepresentadas em tons de cinza: **1)** Superfície interna do tubo antes da soldagem; **2)** Raiz sem gás de purga; **3)** Raízes purgadas com CO<sub>2</sub>; **4)** Raízes purgadas com Ar; **5)** Raízes purgadas com N<sub>2</sub>; **6)** Raízes purgadas com a mistura de Ar+25%CO<sub>2</sub>; e **7)** Raízes purgadas com a mistura de Ar+2%O<sub>2</sub>

A Figura 5.7 apresenta o perfil do espectro das configurações em tons de cinza da Fig. 5.6.

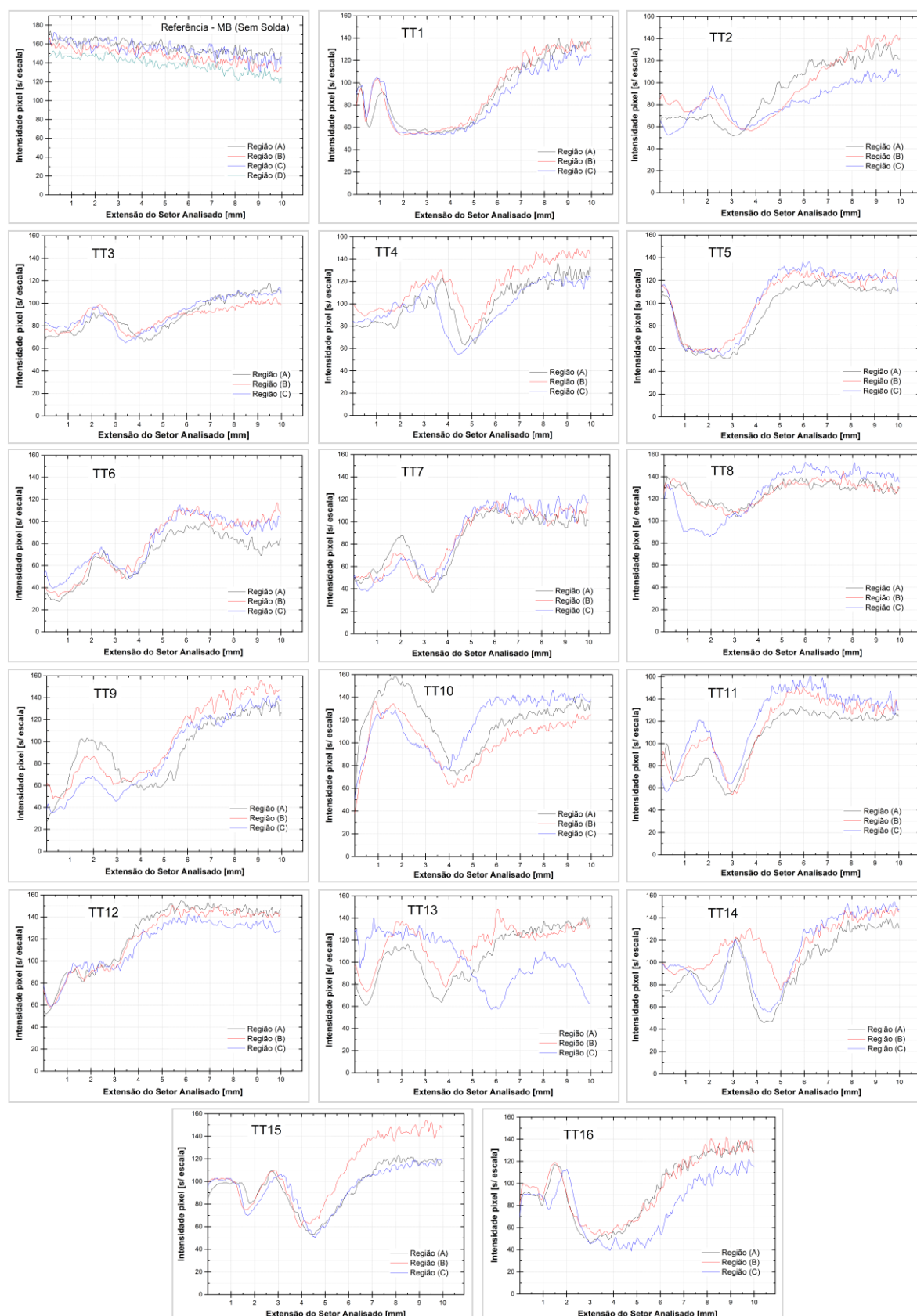


Figura 5.7 – Perfil das intensidades em pixels conforme tonalidades em tons de cinza

A configuração das imagens em tons de cinza visou simplificar a obtenção dos espectros de perfil dos óxidos. Caso contrário se teria diversas correlações pelos variados padrões das cores observadas nas imagens da Fig. 5.5, como: marrom, azul, roxa e de preta até cinza. Visando assegurar que cada curva obtida estivesse realmente relacionada aos trechos oxidados pelo processo soldagem/purga, manteve o controle dimensional de cada região restringindo a uma área de 10x4 mm.

As intensidades dos espectros da Fig. 5.7 foram então correlacionadas entre si por meio da área desenvolvida abaixo de cada curva. Já na Tabela 5.3 se encontram os valores destas áreas conforme setores avaliados em cada amostra.

Tabela 5.3 - Áreas abaixo das curvas de intensidade do espectro avaliada em termos de pixels

Amostras	Área abaixo das curvas representadas na Fig.5.8 [pixel.mm]					
	A	B	C	D	Média	Desv. Pad.
MB*	1567,29	1475,49	1542,78	1383,43	1492,25	82,27
TT1	890,13	910,71	852,33	-	884,39	29,61
TT2	927,89	946,42	822,16	-	898,82	67,03
TT3	891,70	880,64	907,74	-	893,36	13,63
TT4	1010,63	1159,61	969,50	-	1046,58	100,02
TT5	930,06	1016,75	1026,58	-	991,13	53,11
TT6	693,66	799,39	809,72	-	767,59	64,23
TT7	833,34	852,26	866,91	-	850,84	16,83
TT8	1262,19	1260,22	1262,89	-	1261,77	1,38
TT9	922,61	1007,80	889,05	-	939,82	61,22
TT10	1193,34	1023,12	1180,15	-	1132,20	94,70
TT11	1036,91	1133,34	1209,23	-	1126,49	86,36
TT12	1240,03	1207,76	1151,89	-	1199,89	44,59
TT13	1061,72	1161,08	1021,40	-	1081,40	71,89
TT14	979,84	1163,01	1081,02	-	1074,62	91,76
TT15	952,11	1094,41	942,51	-	996,35	85,06
TT16	943,06	961,19	791,71	-	898,65	93,06

\* Sem soldagem

O resultado final da análise de imagens via programa está resumido na Fig. 5.8. Os valores expressos em termos de [pixels.mm], dado o modo como foram processadas as

imagens neste programa computacional, indicam que para maiores valores desta correlação as tonalidades de óxidos desenvolveram aspecto mais suaves. No sentido contrário, ou seja, a redução dos valores indica que os tons de óxidos presentes tendem a escurecer.

A Figura 5.8 reinterpreta o comportamento do aspecto oxidado presente entre os diversos TT's conforme todas as variações das condições de purga, expressos a partir dos valores médios da Tab. 5.3.

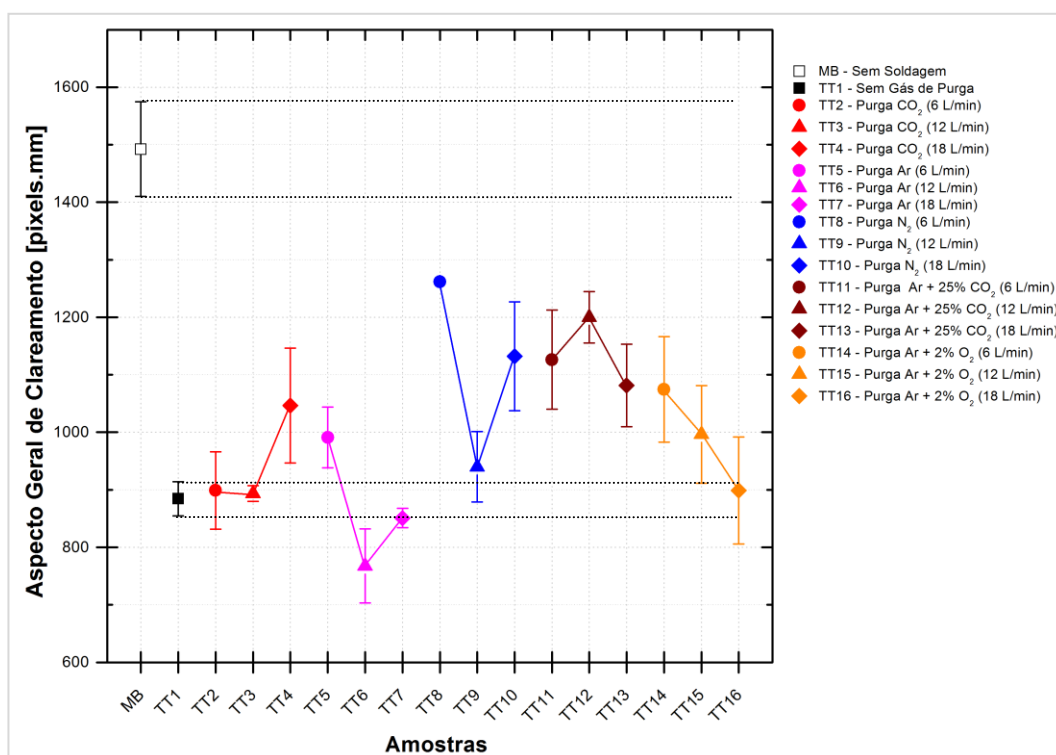


Figura 5.8 – Comportamento dos óxidos na superfície das amostras purgadas

O que se constata na Fig. 5.8 é que todas as amostras apresentaram óxidos com tendência a variar seu aspecto médio conforme se alterou a vazão de purga. Entretanto, numa observação mais detalhada correlacionando às imagens coloridas destas amostras (Fig. 5.6) nota-se que cada tipo de purga parece estar propício a desenvolver óxidos em cores distintas. A elevação da vazão demonstrou uma tendência média a intensificar a aparência de óxidos na maioria dos casos. Os melhores destaques foram observados em amostras purgadas com N<sub>2</sub> e Ar+25%CO<sub>2</sub> apresentando óxidos mais claros mesmo elevando a vazão, entretanto a presença de CO<sub>2</sub> sempre contribuiu para a presença de óxidos com tonalidades de marrom.

Em destaque das imagens coloridas da Fig. 5.5 se verifica que a com Ar puro ficou razoável somente em baixa vazão. Com a ampliação comparativa ilustrada na Fig. 5.9 entre

a purga com  $N_2$  e a com Ar é possível constatar com maior clareza que a raiz na zona fundida apresentou baixo nível de óxidos na purga realizada com  $N_2$ .

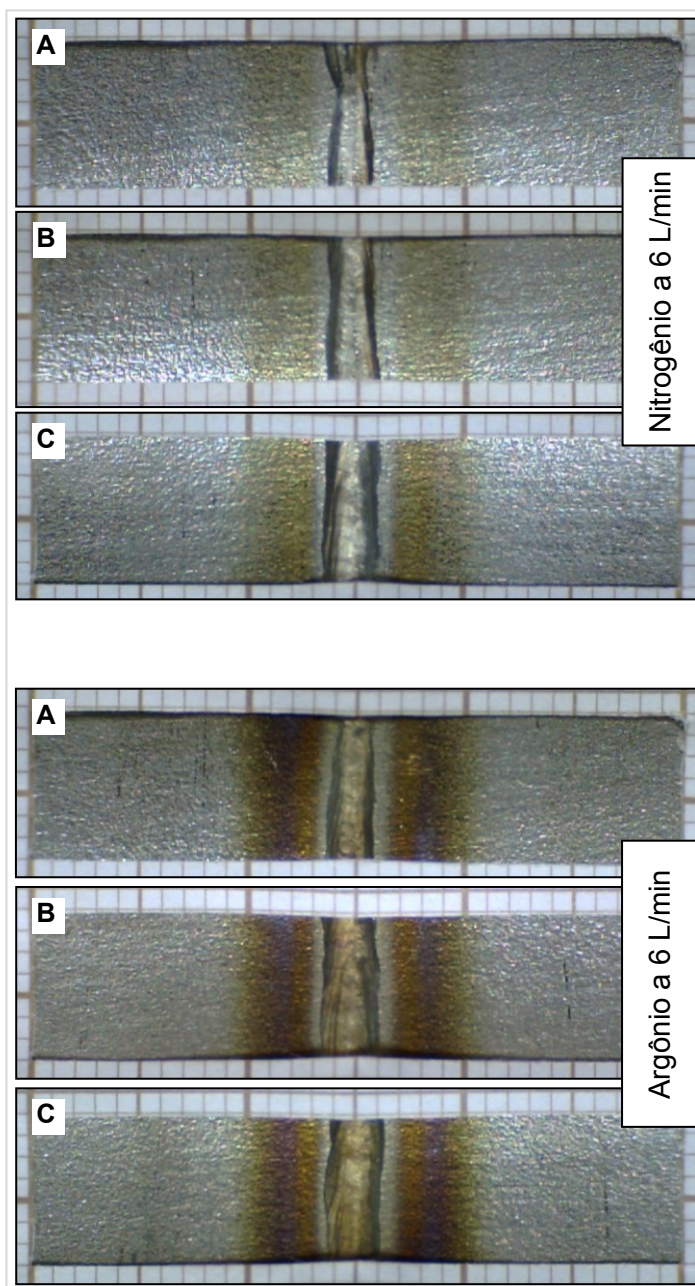


Figura 5.9 – Purgas de  $N_2$  e Ar em destaque nas menores vazões

### 5.2.2 Análise da oxidação via inspeção por questionário

Continuando com a avaliação do aspecto de oxidação da raiz foi efetuada uma avaliação das peças *in loco* por diferentes avaliadores. Seguindo o questionário proposto na

Fig. 5.10, que estabelece notas quanto às características relativas à intensidade de oxidação, variando de péssima (1) a boa (5) obteve-se os resultados expostos na Tab. 5.4.

**Questionário: Análise Qualitativa Visual**

Observando cada amostra apenas na região da raiz soldada atribua uma nota quanto à características relativa à intensidade de oxidação. Para tanto, utilize a escala proposta a seguir:

Escala		
Nota	Característica	Observação
1	Péssima	Aparência muito oxidada
2	Ruim	Aparência oxidada com características menos intensas que a anterior
3	Razoável	Aparência oxidada com tonalidades suaves
4	Aceitável	Aparência oxidada ainda presente mas com pouca percepção
5	Boa	Aparência oxidada ausente

**Sua Avaliação**

Grupo 1																
Nº da Amostra	1	2	3	4	5	6	7	8	9	10	11	12	13	14	15	16
Nota atribuída																

Figura 5.10 – Questionário aplicado para avaliação *in loco* das raízes dos TT's soldados

Após prévio tratamento estatístico os dados foram distribuídos em termos de frequência e avaliados por meio da técnica do Qui-quadrado ( $\chi^2$ ) e assim estruturada a Tab. 5.4. As notas dos avaliadores distribuídas conforme o questionário proposto da Fig 5.10 está organizado no Apêndice A.

Na Tabela 5.4 nota-se que conforme as características obtidas por meio da observação de diferentes avaliadores, a purga com N<sub>2</sub> na menor vazão demonstra melhor aspectos visual, sobressaindo-se sobre todas as demais. Todas as outras condições apresentaram características de oxidação muito similares. Fato este que comprova a dificuldade de se estabelecer um perfil de diferenciação da oxidação nas amostras purgadas, também se constatou na aplicação da técnica do Item 5.2.3. Mesmo a aplicação

de um questionário subjetivo ainda pode expor o fato de que as pessoas podem ter diferentes conceitos quanto à aparência de um aspecto oxidado.

Tabela 5.4 - Resultado da avaliação *in loco*

Variações		Frequência das notas por característica de avaliação					Qui-quadrado calculado ( $\chi^2$ )
Gás de Purga	Vazão	Péssima	Ruim	Razoável	Aceitável	Boa	
Sem Gás	0 L/min	2	3		2		5,1
CO <sub>2</sub>	6L/min		3	2	2		5,1
CO <sub>2</sub>	12L/min		2	3	2		5,1
CO <sub>2</sub>	18L/min		2	4	1		8,0
Ar	6L/min			2	2	3	5,1
Ar	12L/min	4	3				10,9
Ar	18L/min	3	4				10,9
N <sub>2</sub>	6L/min		1	1		5	12,3
N <sub>2</sub>	12L/min	1	2	3		1	3,7
N <sub>2</sub>	18L/min		1	2	4		8,0
Ar+25%CO <sub>2</sub>	6L/min	1	2	3	1		3,7
Ar+25%CO <sub>2</sub>	12L/min	1	1	3	2		3,7
Ar+25%CO <sub>2</sub>	18L/min	1	1	4	1		6,6
Ar+2%O <sub>2</sub>	6L/min	1	1	2	3		3,7
Ar+2%O <sub>2</sub>	12L/min	2		3	2		5,1
Ar+2%O <sub>2</sub>	18L/min	3	2	1	1		3,7

\*Valores de Qui-quadrado significativos ao nível de 5% de probabilidade com 4 graus de liberdade

### 5.2.3 Resumo das avaliações da oxidação efetuadas

Mediante os resultados obtidos pelas avaliações do aspecto de oxidação das amostras purgas fica evidente que purgas com gás inerte (Ar), semi inerte (N<sub>2</sub>) ou de natureza mais reativa como CO<sub>2</sub> ou misturas de Ar+25%CO<sub>2</sub> e Ar+2%O<sub>2</sub> na faixa de vazão estudada pode apresenta níveis distintos oxidação. Mesmo nível de vazão aplicada proporcionando oscilação entre o aspecto oxidado, os óxidos apresentaram colorações diferenciadas que parecem estar relacionadas ao tipo de gás de purga aplicado tornando difícil uma comparação bem diferenciada de qualidade entre as amostra obtidas. Apesar de controlar a qualidade da purga aplicada, neste trabalho chegando a níveis menores que 1% em teste de controle com Ar, conforme recomendação da literatura como a de Fletcher (2006), o baixo nível de óxidos presente ainda desenvolverá aspecto de oxidação na superfície e a elevação no nível de vazão pode estar contribuindo para este efeito.

Retornando às condições preliminares, avaliadas no Cap. IV, o aspecto das purgas com CO<sub>2</sub> manteve aparências praticamente similares, apenas as purgas com N<sub>2</sub> que chegaram a desenvolver aparências de maior contraste da formação de óxidos nos níveis de maior vazão. Mesmo assim, o aspecto quanto à formação de óxido dos ensaios



preliminares ainda está dentro da faixa obtida nesta etapa de avaliações do presente capítulo.

Mesmo uma análise auxiliando a outra a primeira análise efetuada via programa aponta para resultados mais consistentes. Pois, descarta um fato envolvido na segunda análise do aspecto de oxidação, de que as pessoas podem ter diferentes conceitos de tonalidade, o que levou a segunda análise a resultados muito parecidos.

### **5.3 Análises de variáveis dimensionais no perfil transversal das raízes**

Nesta etapa foram reavaliadas as variáveis dimensionais propostas no Item 3.6.1 segundo perfis transversais das raízes. Conforme a linha de avaliação conduzida nos levantamentos preliminares foi mantida: área do reforço representada pela letra “A”; extensão transversal do reforço letra “L”; a letra “h” quantificando o reforço; além do ângulo “ $\theta$ ” observado entre as linhas de transição ZF com o metal de base na raiz, entre os dois lados de base. Para se obter resultados mais representativos em cada TT foram seccionadas três amostras.

O resultado das macrografias, conforme posição de corte: A, B e C esquematizada na Fig. 3.11 estão apresentados na Fig. 5.11.

A partir das imagens ilustradas na Fig. 5.11 foram quantificadas as variáveis dimensionais propostas anteriormente. A realização da análise dimensional foi viabilizada utilizando os recursos de um programa analisador de imagens, com prévia calibração segundo a referência dimensional de cada amostra.



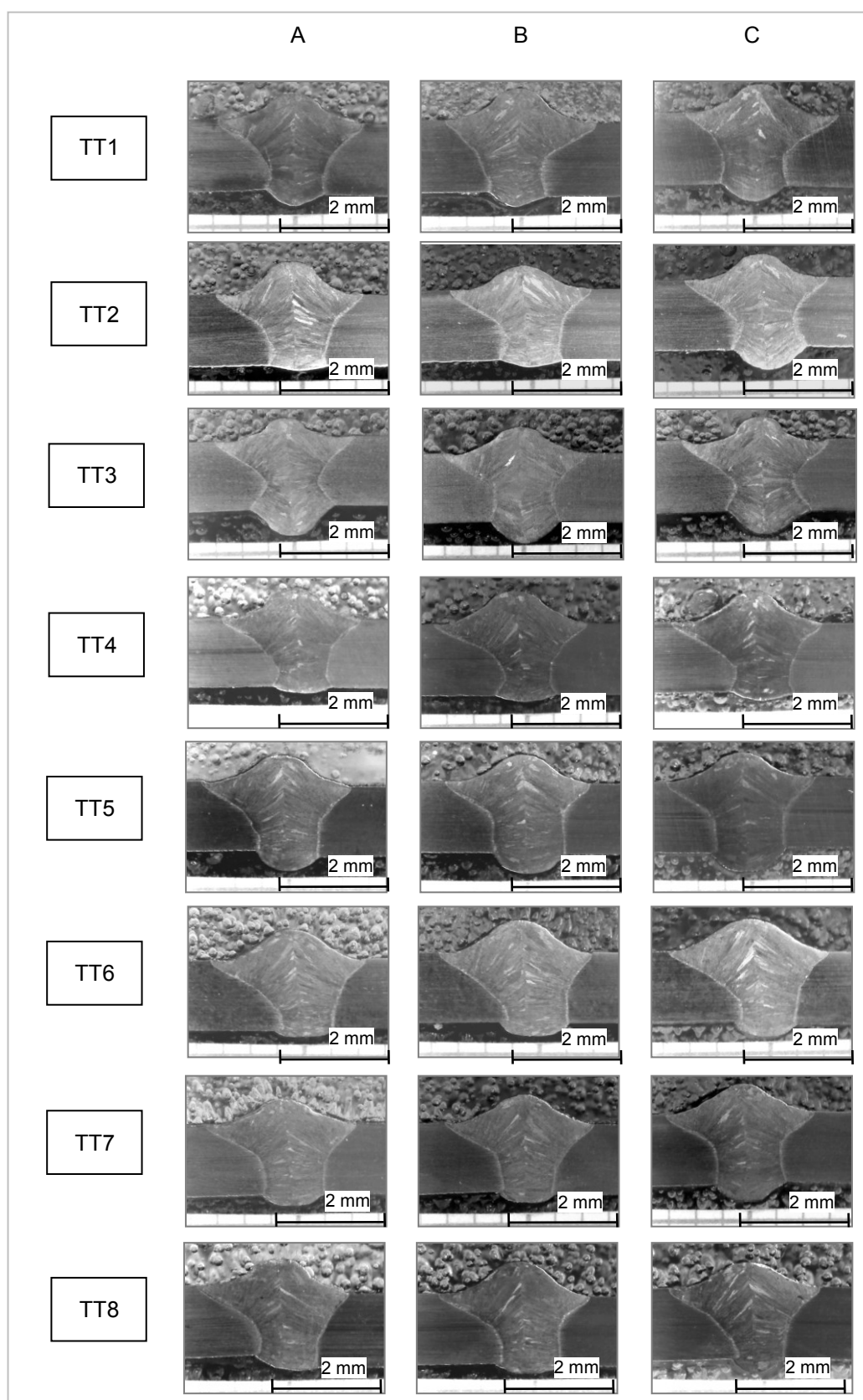


Figura 5.11 – Macrografias das amostras conforme condições de teste analisadas (continua)

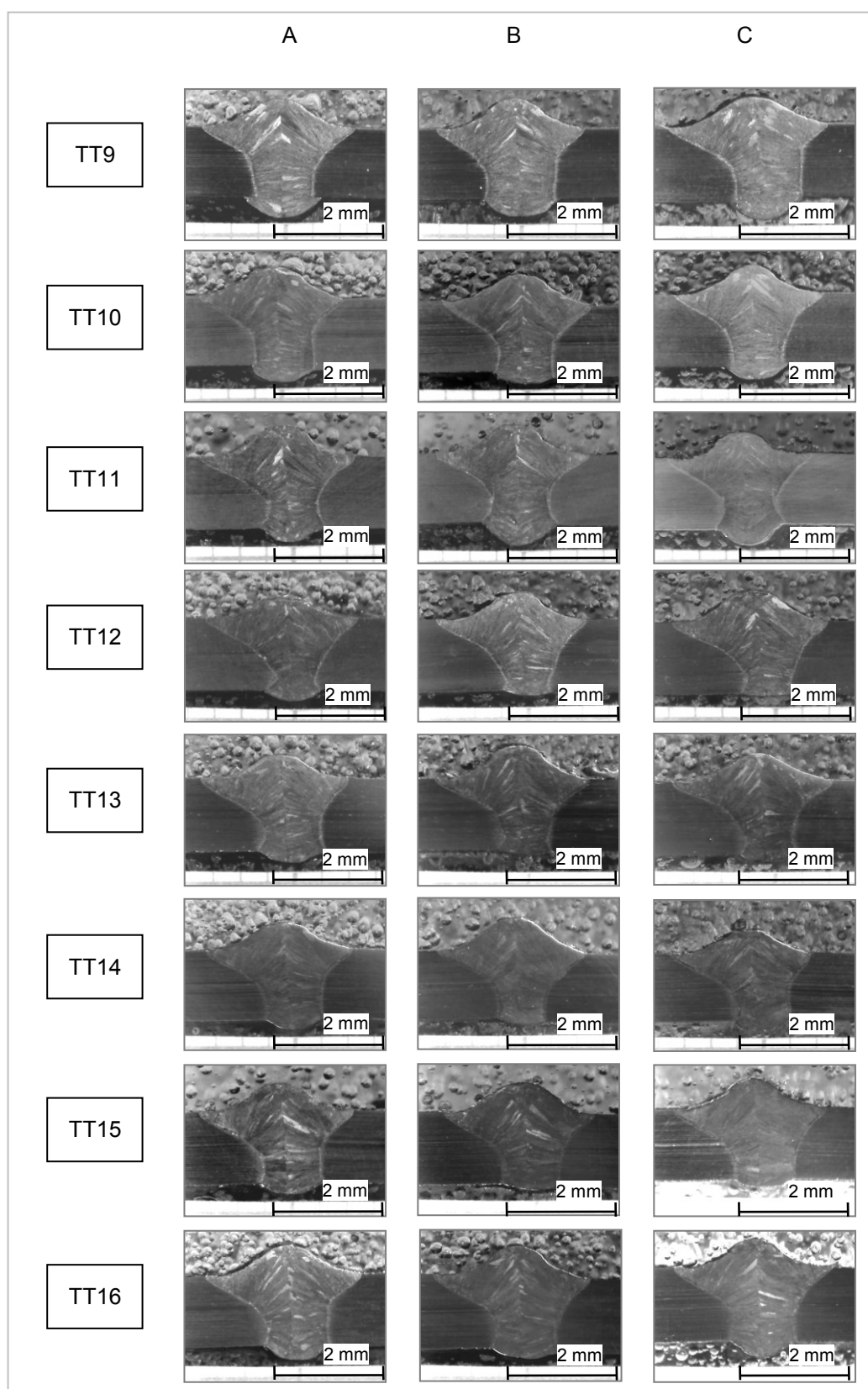


Figura 5.11 – Macrografias das amostras das 16 condições de teste analisadas

Tabela 5.5 - Variáveis dimensionais da raiz

Tubos de Teste (TT)	Seções Amostrais	Largura_ L [mm]			Altura_ h [mm]			Área_ A [mm <sup>2</sup> ]			Inclinação da Base da Raiz_ $\theta$ [graus]		
		Medidas	Média	Desv. Pad	Medidas	Média	Desv. Pad	Medidas	Média	Desv. Pad	Medidas	Média	Desv. Pad
1	A	2,12	2,19	0,18	0,53	0,53	0,06	0,67	0,70	0,15	31,44	29,10	5,50
	B	2,06			0,47			0,57			22,81		
	C	2,39			0,59			0,86			33,04		
2	A	2,11	2,33	0,24	0,17	0,22	0,06	0,22	0,29	0,10	51,47	58,27	7,48
	B	2,31			0,26			0,36			57,06		
	C	2,58			0,82			1,52			66,28		
3	A	3,21	2,93	0,34	1,08	0,90	0,15	2,10	1,67	0,38	74,52	59,85	18,86
	B	2,55			0,80			1,40			38,58		
	C	3,02			0,83			1,51			66,45		
4	A	2,23	2,29	0,11	0,24	0,27	0,04	0,39	0,39	0,03	61,27	62,25	9,87
	B	2,23			0,25			0,37			72,58		
	C	2,42			0,31			0,42			52,91		
5	A	2,38	2,63	0,22	0,63	0,71	0,08	1,04	1,29	0,22	14,31	3,17	9,65
	B	2,75			0,71			1,38			-1,98		
	C	2,77			0,78			1,46			-2,81		
6	A	2,24	2,39	0,19	0,24	0,42	0,16	0,43	0,76	0,29	-9,24	-7,96	3,57
	B	2,60			0,49			0,98			-3,93		
	C	2,34			0,53			0,86			-10,72		
7	A	2,43	2,38	0,23	0,45	0,48	0,15	0,80	0,83	0,28	5,23	3,52	13,79
	B	2,13			0,34			0,57			-11,05		
	C	2,59			0,64			1,12			16,38		
8	A	2,30	2,26	0,25	0,28	0,36	0,12	0,45	0,56	0,11	7,32	-4,24	17,75
	B	2,48			0,31			0,55			4,63		
	C	1,99			0,50			0,67			-24,68		
9	A	2,87	2,72	0,15	0,76	0,72	0,08	1,50	1,37	0,15	-10,62	4,41	13,60
	B	2,72			0,62			1,21			15,87		
	C	2,57			0,77			1,40			7,97		
10	A	2,26	2,22	0,06	0,54	0,45	0,13	0,82	0,71	0,20	-0,70	5,72	11,18
	B	2,15			0,30			0,48			18,63		
	C	2,25			0,52			0,83			-0,76		
11	A	2,37	2,57	0,23	0,52	0,67	0,15	0,73	1,09	0,38	59,23	70,12	13,43
	B	2,83			0,82			1,49			85,12		
	C	2,52			0,68			1,05			66,01		
12	A	2,08	1,91	0,16	0,38	0,21	0,16	0,53	0,28	0,22	79,19	54,93	21,78
	B	1,77			0,16			0,19			48,55		
	C	1,87			0,08			0,11			37,06		
13	A	2,49	2,20	0,25	0,41	0,25	0,15	0,60	0,38	0,22	60,38	64,45	3,69
	B	2,01			0,12			0,16			65,38		
	C	2,11			0,23			0,37			67,58		
14	A	2,17	2,11	0,29	0,37	0,27	0,11	0,56	0,40	0,18	33,96	34,38	12,38
	B	1,79			0,16			0,21			22,21		
	C	2,37			0,27			0,42			46,96		
15	A	2,30	2,18	0,11	0,37	0,27	0,10	0,64	0,43	0,21	41,56	23,19	17,23
	B	2,10			0,17			0,22			20,61		
	C	2,13			0,28			0,43			7,40		
16	A	2,41	2,46	0,05	0,48	0,44	0,13	0,79	0,70	0,17	33,18	33,84	4,95
	B	2,50			0,29			0,51			39,09		
	C	2,48			0,54			0,81			29,25		

O comportamento das variáveis dimensionais está apresentado na Fig. 5.12.

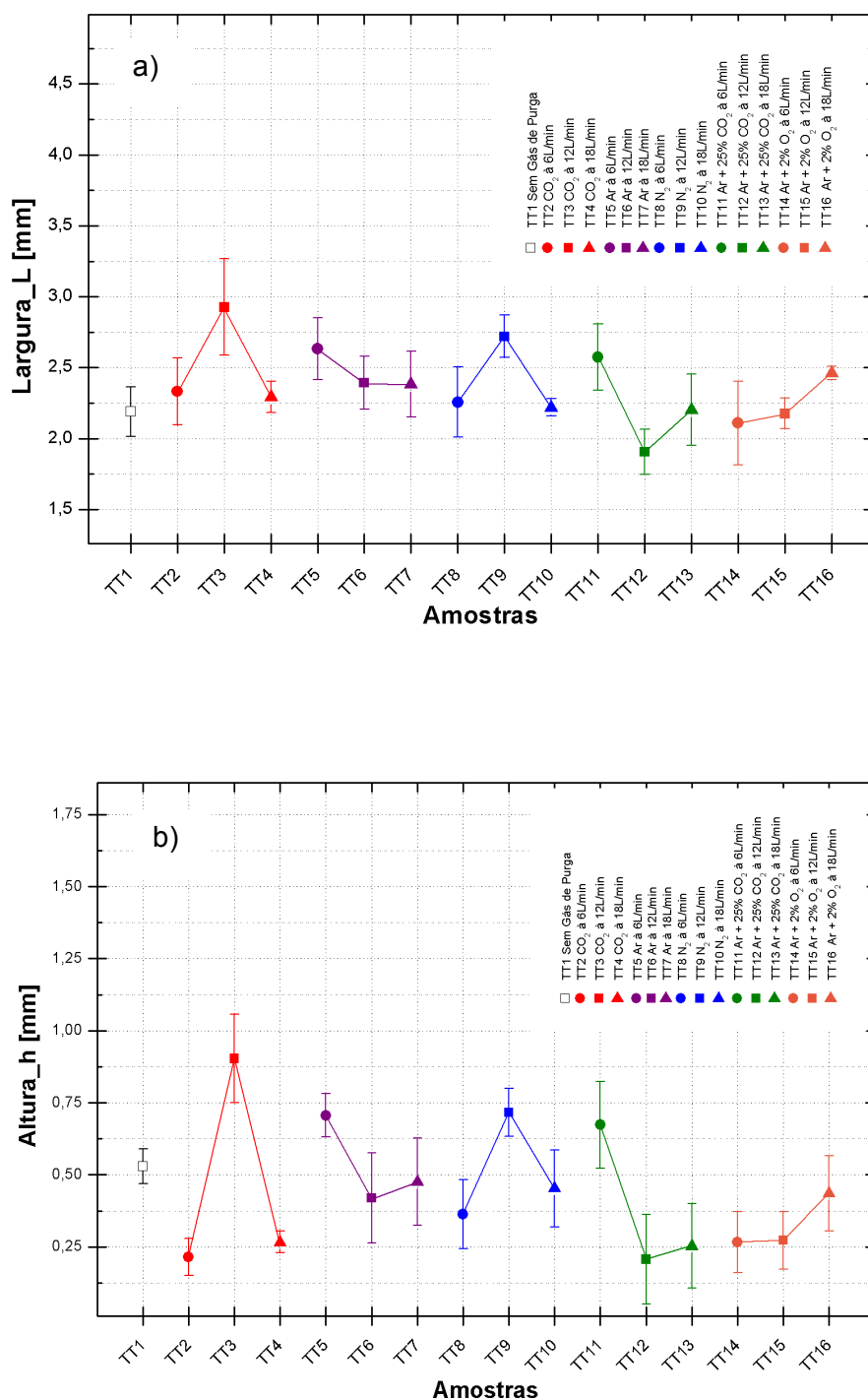


Figura 5.12 – Comportamento das variáveis dimensionais: (a) Largura\_ L; (b) Altura\_ h; (c) Área\_ A; e (d) Ângulo\_θ entre as linhas de transição na raiz (zona fundida - ZF e metal de base) (continua)

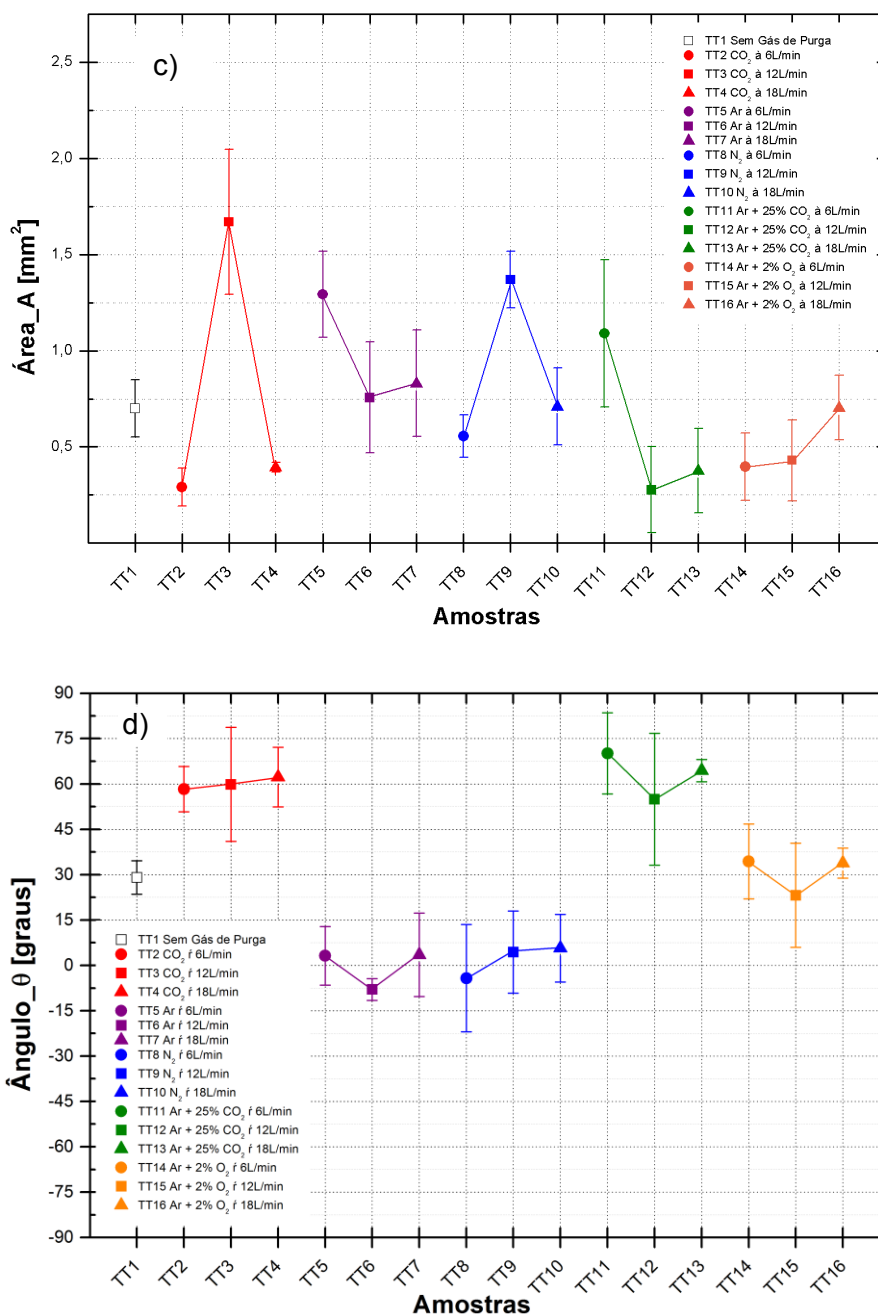


Figura 5.12 – Comportamento das variáveis dimensionais: (a) Largura\_ L; (b) Altura\_ h; (c) Área\_ A; e (d) Ângulo\_θ entre as linhas de transição na raiz (zona fundida - ZF e metal de base)

Na Figura 5.12 se evidencia que as variáveis L, h e A, estão diretamente interligadas no sentido de haver um padrão de dependência quanto à tendência média das curvas dos seus respectivos valores, comportamento observado em purga com o mesmo gás ou mistura gasosa conforme se eleva a vazão imposta. Mesmo com oscilações médias entre o perfil destas variáveis o nível de reforço esteve abaixo do limite máximo especificado pela

norma AWS D10.9 de 1,6 mm, ou seja, não foi desenvolvido reforço excedente em nenhuma condição e mesmo nos menores níveis de reforço não houve problemas como falta de fusão.

Verifica-se que o  $\text{CO}_2$  e o  $\text{N}_2$  tem o mesmo comportamento com o aumento da vazão (com o aumento da vazão de 6 para 12 l/min ocorre um aumento das variáveis para em seguida diminuir). É possível que este fato esteja relacionado a condutividade térmica com a vazão destes gases, sendo difícil de correlacionar a um fato apenas, novos ensaios e procedimentos terão que ser buscados para diferenciar este fato.

Com a elevação da vazão das purgas com argônio puro se observa uma leve tendência média a reduzir às variáveis dimensionais L, h com maior destaque para a variável A. A adição de  $\text{CO}_2$  na proporção de 25% ao Argônio proporciona similar comportamento gráfico, entretanto com a elevação da vazão a redução das variáveis dimensionais citadas anteriormente parece sofrerem uma ligeira redução, observada em termos de valores médios. O comportamento contrário é observado ao de aplicar a mistura de  $\text{Ar}+2\%\text{O}_2$ , onde a vazão eleva progressivamente a amplitude destas variáveis, entretanto ainda permanece ao nível da condição de referência sem gás de purga.

A variável  $\theta$  tende a apresentar um perfil médio praticamente constante para cada tipo de gás de purga, independente da vazão do gás. No caso do comportamento do perfil das curvas do ângulo  $\theta$ , comparando as curvas entre os diferentes gases se observa oscilações bem diferenciadas. As amostras purgadas com gases que possuíam elementos químicos mais oxidantes como  $\text{CO}_2$  (puro),  $\text{Ar}+25\%\text{CO}_2$  e  $\text{Ar}+2\%\text{O}_2$  apresentaram o ângulos positivos e é possível que este efeito esteja relacionado à condutividade térmica do gás. As principais variações quanto a este aspecto entre as curvas é observada quando no ambiente de purga está presente o  $\text{CO}_2$ . As purga em que a presença do elemento químico  $\text{O}_2$  está claramente evidente como a de referência (TT1 sem purga) e as em que se impôs a mistura de  $\text{Ar}+2\%\text{O}_2$  mantiveram-se positivas e no mesmo patamar. Já os gases Ar e  $\text{N}_2$  proporcionam pouca alteração quanto a este aspecto, oscilando entre valores positivos e negativos em torno de zero, deixando estas laterais onde se quantificou o ângulo  $\theta$  com aspecto paralelo.

#### **5.4 Análises do perfil microestrutural do cordão de solda**

Após levantamento de dados, adequação de parâmetros e ajustes metodológicos, viabilizados pelo estudo realizado na etapa de ensaios preliminares, testes e a forma de avaliação dos resultados das juntas purgadas foram modificados e ampliados. Conforme proposta metodológica do Cap. III, além de gases como: dióxido de carbono, argônio e

nitrogênio, foram acrescentados nesta etapa de análise final misturas gasosas: Ar+25%CO<sub>2</sub> e Ar+2%O<sub>2</sub>.

#### 5.4.1 Análise da diluição

Depois de retiradas as amostras de cada condição de teste conforme procedimento metodológico do Cap. III ilustrados nas Figs. (3.11 e 3.12) e reveladas as macrografias procedeu-se a análise da diluição ( $\delta$ ). Os dados dimensionais foram obtidos por meio de um programa analisador de imagens e organizados na Tab. 5.6.

Na Tabela 5.6 constam os valores medidos em cada uma das secções das amostras (A, B e C) conforme as macrografias apresentadas anteriormente na Fig. 5.11. O perfil dos valores médios e o respectivo desvio padrão podem ser visualizados na Fig. 5.13.

Tabela 5.6 - Avaliação da Diluição -  $\delta$

Tubos de Teste (TT)	Secções Amostrais									$\delta_{\text{Médio}}$ [%]	Desv. Pad. <sub>(<math>\delta</math>)</sub> [%]
	A			B			C				
	Área <sub>(MB)</sub> [mm <sup>2</sup> ]	Área <sub>(T<sup>**</sup>)</sub> [mm <sup>2</sup> ]	$\delta_A$ [%]	Área <sub>(MB)</sub> [mm <sup>2</sup> ]	Área <sub>(T<sup>†</sup>)</sub> [mm <sup>2</sup> ]	$\delta_B$ [%]	Área <sub>(MB)</sub> [mm <sup>2</sup> ]	Área <sub>(T<sup>†</sup>)</sub> [mm <sup>2</sup> ]	$\delta_C$ [%]		
1	3,45	10,78	32,00	3,45	11,54	29,90	3,69	11,19	32,98	31,63	1,57
2	3,21	10,95	29,31	3,64	11,90	30,59	3,71	12,00	30,92	30,27	0,85
3	3,74	11,91	31,40	3,74	11,69	31,99	4,11	11,07	37,13	33,51	3,15
4	3,28	11,11	29,52	2,86	11,07	25,84	3,63	11,37	31,93	29,10	3,07
5	4,16	12,02	34,61	4,14	12,81	32,32	4,16	12,66	32,86	33,26	1,20
6	3,75	11,51	32,58	4,66	13,18	35,36	4,07	13,18	30,88	32,94	2,26
7	3,80	11,13	34,14	3,32	10,94	30,35	3,79	11,95	31,71	32,07	1,92
8	3,63	11,39	31,87	3,51	11,50	30,52	3,54	11,30	31,33	31,24	0,68
9	3,66	11,99	30,52	4,02	12,40	32,42	4,09	12,95	31,58	31,51	0,95
10	3,22	11,38	28,30	3,20	11,05	28,96	2,91	10,51	27,69	28,32	0,64
11	3,10	11,16	27,78	3,67	12,25	29,96	3,32	10,51	31,59	29,78	1,91
12	3,21	10,91	29,42	3,13	10,28	30,45	3,25	11,35	28,63	29,50	0,91
13	3,40	10,73	31,69	2,81	10,48	26,81	3,14	10,87	28,89	29,13	2,45
14	3,28	11,09	29,58	2,83	10,70	26,45	3,59	11,36	31,60	29,21	2,59
15	3,77	11,57	32,58	3,41	10,78	31,57	3,91	11,23	34,81	32,99	1,66
16	3,88	11,63	33,36	3,97	11,64	34,11	4,06	11,88	34,18	33,88	0,45

MB – Metal de Base; <sup>\*\*</sup> Total

Na Figura 5.13 fica evidente, que dado o desvio padrão desenvolvido, a diluição não sofreu bruscas alterações pela simples mudança dos tipos e vazão dos gases de purga. Entretanto, percebe-se uma leve tendência em reduzir a diluição com o aumento da vazão, se for observado apenas o comportamento dos valores médios obtidos, com exceção da purga com Ar+2%O<sub>2</sub>. Esta tendência pode estar relacionada à retirada de calor da poça de fusão com o aumento da vazão do gás de purga, fato este que deve ser mais bem investigados em trabalhos futuros. Para o gás Ar+2%O<sub>2</sub> é possível que o aumento da diluição com a vazão esteja sendo propiciada pelo nível de O<sub>2</sub> livre, pois o gás de proteção utilizado foi o mesmo, mas este comportamento precisa ser mais bem investigado e os dispositivos de controle da vazão utilizado neste trabalho não permitem impor maiores níveis de vazão.

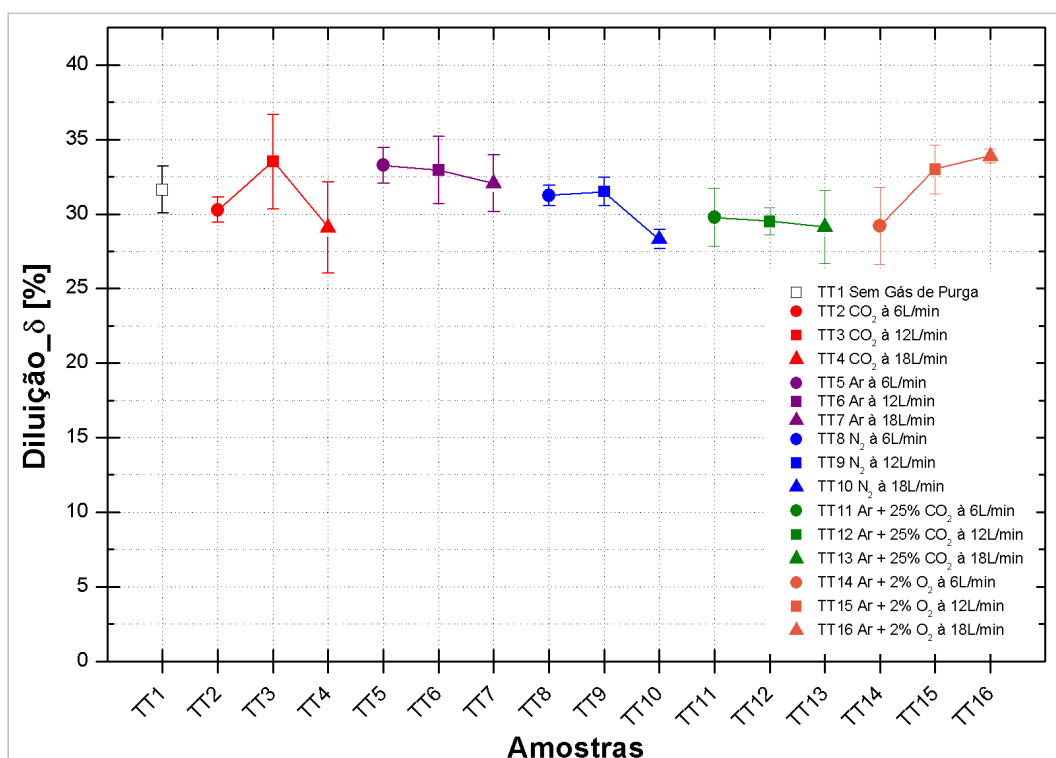


Figura 5.13 – Comportamento da Diluição\_δ

O resultado da diluição obtido nesta etapa de ensaios, quando comparada a condições similares do ensaio preliminar as purgas com gás CO<sub>2</sub>, demonstra que esteve dentro da faixa de desvio padrão obtida. A diferença ocorreu na condição de purga com N<sub>2</sub> que nesta etapa dos ensaios demonstrou tendência decrescente contrária à esperada frente à elevação da vazão. Entretanto, como as amostras de um modo geral estão dentro de uma



mesma faixa de desvio padrão, pode-se dizer que não houve alterações significativas tanto para o CO<sub>2</sub> quanto para o N<sub>2</sub>, quando comparado aos ensaios anteriores.

#### 5.4.2 Avaliação do teor de ferrita por ensaio magnético

Tomando por base as características esperadas segundo os materiais de estudo, na região da zona fundida (ZF), conforme avaliação realizada em capítulos anteriores prosseguiu-se com uma avaliação aprofundada por meio de ensaio magnético em um ferritoscópio seguindo as descrições propostas no Item 3.6.3.

A Tabela 5.7 apresenta as medidas obtidas pelo ferritoscópio na face do cordão de solda. Após prévio tratamento estatístico, os valores da Tab. 5.7 foram ilustrados na Fig. 5.14. Nesta figura é possível observar o comportamento do teor de ferrita desenvolvido na face do cordão, região envolta pelo gás de proteção da tocha (Ar + 2%O<sub>2</sub>) na vazão parametrizada e mantida a 15 L/min.

Tabela 5.7 - Teor de ferrita (%) na face do cordão

Amostras	Medidas na face do cordão																Média	Desv. Padr.
	1 <sup>a</sup>	2 <sup>a</sup>	3 <sup>a</sup>	4 <sup>a</sup>	5 <sup>a</sup>	6 <sup>a</sup>	7 <sup>a</sup>	8 <sup>a</sup>	9	10	11	12	13	14	15	16		
*MB	0,8	1,3	0,9	0,8	1,5	0,7	1,0	1,3	0,8	1,3	0,9	0,8	--	0,7	1,0	--	0,9	0,08
**TT1	5,0	5,1	4,9	5,3	5,0	5,5	5,3	5,7	5,0	5,1	4,9	5,3	5,0	5,5	5,3	5,7	5,2	0,38
TT2	5,6	4,7	5,2	4,2	5,1	5,8	5,7	5,2	5,6	4,7	5,2	--	5,1	5,8	5,7	5,2	5,3	0,41
TT3	5,2	4,9	5,6	4,8	5,3	5,7	4,7	5,5	5,2	4,9	5,6	4,8	5,3	5,7	4,7	5,5	5,1	0,31
TT4	4,9	5,1	5,5	5,3	5,1	4,9	5,4	5,0	4,9	5,1	5,5	5,3	5,1	4,9	5,4	5,0	5,2	0,29
TT5	5,8	5,0	4,8	4,8	5,7	5,1	4,9	5,7	5,8	5,0	4,8	4,8	5,7	5,1	4,9	5,7	5,2	0,38
TT6	5,1	5,1	4,9	5,2	5,9	4,7	5,4	5,4	5,1	5,1	4,9	5,2	5,9	4,7	5,4	5,4	5,3	0,35
TT7	5,4	4,8	5,1	6,1	4,9	4,9	5,2	5,2	5,4	4,8	5,1	6,1	4,9	4,9	5,2	5,2	5,0	0,37
TT8	4,8	5,1	4,5	5,3	5,6	5,1	5,4	4,8	4,8	5,1	4,5	5,3	5,6	5,1	5,4	4,8	5,0	0,32
TT9	5,0	5,3	4,9	4,5	5,0	4,8	4,8	5,2	5,0	5,3	4,9	4,5	5,0	4,8	4,8	5,2	5,0	0,26
TT10	5,8	5,2	4,8	5,4	5,2	4,6	5,1	4,9	5,8	5,2	4,8	5,4	5,2	4,6	5,1	4,9	5,1	0,31
TT11	5,0	4,8	5,3	5,1	4,7	5,0	4,9	4,7	5,0	4,8	5,3	5,1	4,7	5,0	4,9	4,7	5,0	0,27
TT12	5,0	5,7	5,4	5,0	5,3	5,4	5,1	5,7	5,0	5,7	5,4	5,0	5,3	5,4	5,1	5,7	5,5	0,38
TT13	5,4	5,9	6,2	5,2	5,7	5,3	4,9	6,0	5,4	5,9	--	5,2	5,7	5,3	4,9	6,0	5,5	0,35
TT14	5,1	5,1	5,4	4,9	5,2	4,6	4,7	5,2	5,1	5,1	5,4	4,9	5,2	4,6	4,7	5,2	5,0	0,33
TT15	5,4	5,3	5,6	5,4	5,0	5,1	5,2	5,0	5,4	5,3	5,6	5,4	5,0	5,1	5,2	5,0	5,2	0,22
TT16	5,3	4,8	5,6	5,3	5,1	5,1	5,1	5,1	5,3	4,8	5,6	5,3	5,1	5,1	5,1	5,1	5,1	0,22

\*MB – Metal de Base; \*\*TT – Tubo de Teste

O comportamento dos valores ilustrados na Fig. 5.14 demonstra claramente que a ZF, nesta região analisada, manteve o mesmo padrão, e conforme o desvio padrão obtido não ocorreram diferenças significativas na quantidade de ferrita presente na face da ZF. Tal comportamento reforça que a idealização do tipo de junta trabalhada, assim como, alterações impostas nesta etapa dos ensaios permitiram um bom nível de estabilidade dos resultados. Este comportamento demonstra também que os gases de purga não interagiram com o gás de proteção, descartando também a existência de uma relação direta entre a vazão do gás de purga e a quantidade de ferrita formada na região da face do cordão de solda.

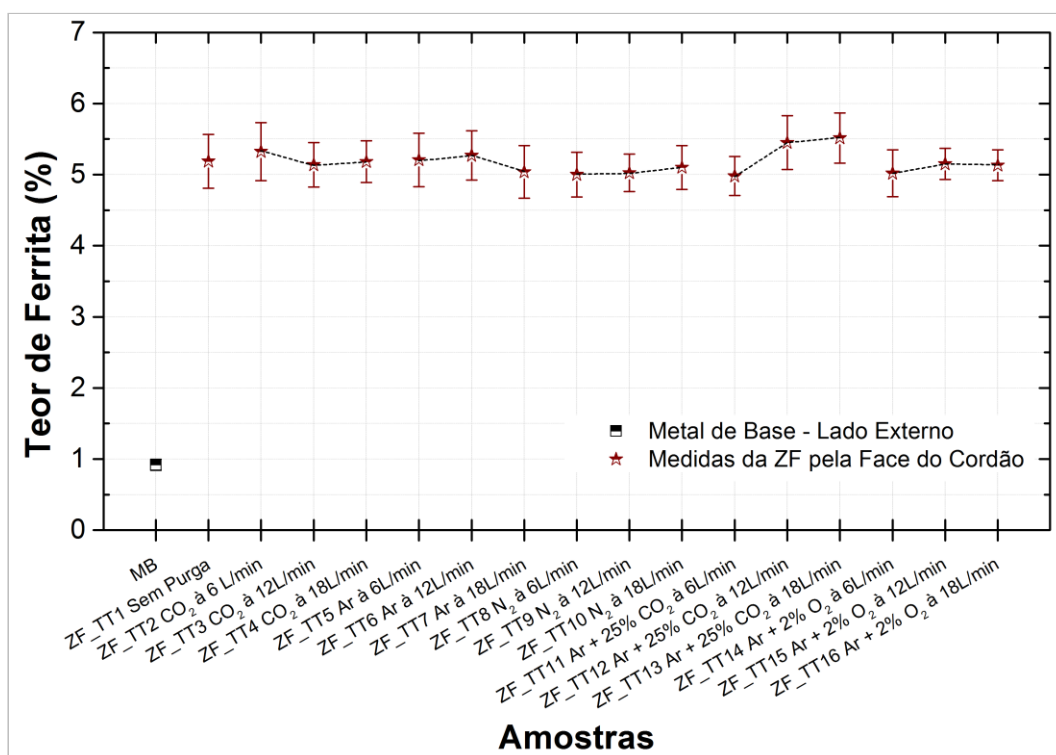


Figura 5.14 - Comportamento do teor de ferrita na superfície dos cordões

Liao e Chen (1998) também constataram em suas soldas multipasse realizada em aço inoxidável AISI 304 a boa estabilidade com a mistura 98%Ar+2%O<sub>2</sub>, aplicada como gás de proteção, pelo baixo nível de respingos e a formação de fases ferríticas, avaliadas por meio de leitura magnética e expressa em termos de número de ferrita com valores em torno de 9,9. A diferença dos valores encontrados para o estudado aqui realizado sobre o teor de ferrita pode ser explicado em função das condições de soldagem, soldas multipasse, composições diferentes de arames eletrodos aplicados no processo, além da própria

oscilação que análise por ferritoscópio pode propiciar, segundo Modenesi (2001) em  $\pm 1\%$  e também a posição da zona utilizada para realização da leitura, que estes autores não informam e é de fundamental importância, como será verificado nos dados experimentais expostos a seguir.

Na Tabela 5.8 estão organizados os valores resultantes das medidas realizadas no lado interno dos TT's soldados. Estes valores refletem o esquema de análise ilustrado na Fig. 3.15-(c), como forma de avaliar o teor de ferrita na superfície da raiz dos cordões de solda.

A Figura 5.15 apresenta a quantidade de ferrita em função dos diversos tipos de gases aplicados como purga na raiz do cordão de solda. Constata-se que existe uma pequena, mas distinta variação em termos dos valores médios frente às diferentes condições de purga. Ao se comparar estes resultados com os valores da Fig. 5.14 é possível identificar, que certos valores se apresentaram ligeiramente acima do nível de ferrita desenvolvido na face do cordão.

Quanto ao efeito proporcionado pelas alterações nos níveis de vazão de purga é possível observar na Fig. 5.15 que o aumento da vazão apresentou valores médios similares nos TT's submetidos ao CO<sub>2</sub> (puro), Ar (puro), misturas de Ar+25%CO<sub>2</sub> e Ar+2%O<sub>2</sub>. Apenas os testes realizados com N<sub>2</sub> (puro) aparentemente não desenvolveram o mesmo comportamento em termos de valores médios. No caso da purga com N<sub>2</sub> é possível que o comportamento gamagênico deste elemento químico esteja exercendo influência sobre a fase austenítica mantendo-a ou impossibilitando a elevação do nível de ferrita.

Mantendo a avaliação do teor de ferrita formado na ZF se acrescentou valores medidos na posição central das amostras conforme procedimento ilustrado na Fig. 3.15-(b). Os valores obtidos desta etapa do ensaio estão organizados na Tab. 5.9 e acrescentam um posicionamento importante para avaliação do teor de ferrita desenvolvido na ZF. Estes resultados complementam as informações gráficas da Fig. 5.14.

Tabela 5.8 - Teor de ferrita (%) na superfície da raiz

Amostras	Medidas na superfície da raiz								Média	Desv. Padr.
	1 <sup>a</sup>	2 <sup>a</sup>	3 <sup>a</sup>	4 <sup>a</sup>	5 <sup>a</sup>	6 <sup>a</sup>	7 <sup>a</sup>	8 <sup>a</sup>		
MB	0,6	0,6	0,6	0,6	0,6	0,6	0,7	0,8	0,5	0,08
TT1	5,5	5,8	5,7	5,5	5,7	5,5	5,1	5,4	5,5	0,22
TT2	6,2	6,1	5,9	6,0	5,8	5,4	5,2	5,2	5,7	0,40
TT3	5,7	5,5	5,4	5,1	5,3	5,3	4,7	5,1	5,3	0,30
TT4	6,8	6,5	6,3	6,7	6,0	5,8	5,5	6,1	6,2	0,45
TT5	5,5	5,8	5,7	6,4	6,2	5,7	5,6	6,1	5,9	0,32
TT6	4,8	6,3	6,5	5,4	5,5	6,3	5,4	5,6	5,7	0,58
TT7	6,8	5,4	5,9	6,1	6,2	6,3	6,5	5,5	6,1	0,48
TT8	6,0	6,1	5,4	5,4	5,7	5,4	5,3	5,3	5,6	0,32
TT9	5,8	5,5	4,9	5,5	5,4	4,8	5,6	5,0	5,3	0,36
TT10	4,9	5,4	5,2	5,5	6,1	5,0	5,6	5,0	5,3	0,40
TT11	5,8	4,8	5,3	5,7	5,7	5,8	6,7	5,2	5,6	0,56
TT12	5,7	6,4	6,3	6,7	6,0	6,6	5,5	6,7	6,2	0,46
TT13	6,3	6,6	6,8	6,4	6,6	6,1	6,6	6,4	6,5	0,22
TT14	6,4	5,4	4,8	5,2	5,8	5,9	6,0	5,0	5,6	0,41
TT15	6,3	6,8	5,6	6,3	6,1	5,8	5,5	6,2	6,1	0,43
TT16	6,2	6,2	6,3	6,1	5,7	5,7	5,8	5,7	6,0	0,26

Posteriormente na Fig. 5.16 estão separadas as avaliações do teor de ferrita conforme cada condição de purga. Além dos três níveis de vazão impostos aos testes, estão correlacionados dados do MB e da condição de referência sem aplicação de gás de purga, mas sujeito ao ar ambiente.

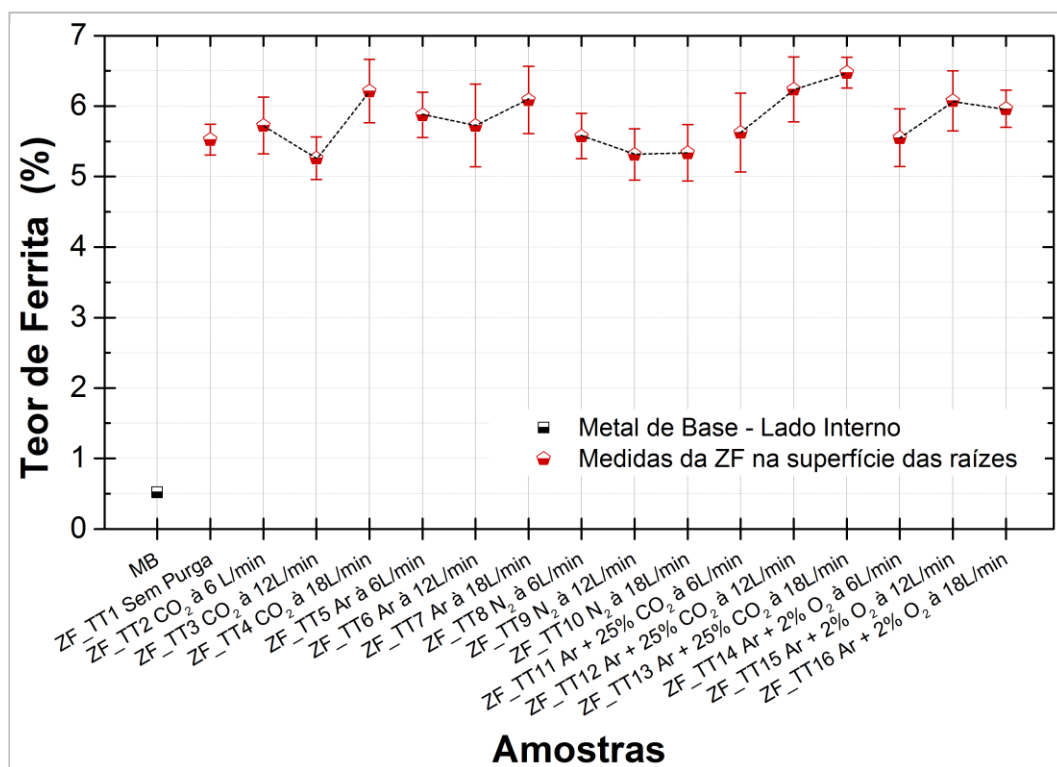


Figura 5.15 - Comportamento do teor de ferrita na superfície das raízes dos cordões

Os valores relativos ao teor de ferrita, conforme Fig. 5.16, ainda demonstra proximidade das expectativas previstas pela análise do diagrama WRC-92, Item 4.4. Cada imagem da Fig. 5.16 apresenta um respectivo gás ou misturas gasosas e as curvas refletem os níveis de ferrita nas regiões distintas: face-centro-raiz. A partir destas ilustrações é possível identificar uma discrepância no valor médio dos resultados, proporcionando apenas uma leve diferença no teor de ferrita da raiz para a face do cordão separada por tipo de purga. Os valores do teor de ferrita tendem a se diferenciarem com melhor destaque em amostras que a vazão do gás de purga havia sido elevada. Mantendo-se mais evidente no gás ou misturas de natureza química mais reativa, que pode ser entendido também como os de maior potencial para oxidação conforme cita Liao e Chen (1998). Este fato pode estar relacionado com a camada de óxido que foi observada nas raízes após as soldagens, uma vez que a intensidade da aparência de oxidação é função da espessura destas camadas e se mostra dependente do nível de oxigênio presentes no gás, conforme verificado também por Trigwell e Selvaduray (2005).

Tabela 5.9 - Teor de ferrita (%) no centro da zona fundida

Amostras	Medidas centrais								Média	Desv. Padr.
	1 <sup>a</sup>	2 <sup>a</sup>	3 <sup>a</sup>	4 <sup>a</sup>	5 <sup>a</sup>	6 <sup>a</sup>	7 <sup>a</sup>	8 <sup>a</sup>		
MB	1,8	1,9	1,9	1,9	1,7	1,6	1,3	1,7	1,7	0,21
TT1	7,2	7,2	7,1	7,1	7,9	7	7,1	7,3	7,2	0,28
TT2	7,5	7,5	8,3	8,3	7,5	7,5	7,5	7,5	7,7	0,37
TT3	7,3	7,3	7,4	7,4	7,4	7,4	7,4	7,3	7,4	0,05
TT4	7,6	7,5	7,5	7,3	7,7	7,6	7,4	7,3	7,5	0,15
TT5	7,6	7,7	7,4	7,4	7,2	7,3	7,3	7,4	7,4	0,16
TT6	7,6	7,6	7,4	7,4	7,5	7,5	7,7	7,5	7,5	0,1
TT7	7,2	7	6,8	6,9	7,3	7,2	6,9	7,1	7,1	0,18
TT8	7,6	7,7	7,3	7,3	7,2	7,1	7,3	7,6	7,4	0,22
TT9	7,6	7,6	7,4	7,4	7,3	7,3	7,3	7,4	7,4	0,12
TT10	7,2	7,2	7,2	7	7	7,2	7,2	7	7,1	0,1
TT11	7,1	7,2	7,2	7,2	7,1	7,1	7,1	7,1	7,1	0,05
TT12	7,4	7,4	7,4	7,4	7,5	7,1	7,2	7,2	7,3	0,14
TT13	7,5	7,6	7,6	7,9	7,8	7,8	7,4	7,5	7,6	0,18
TT14	7,6	7,6	7,5	7,3	7,2	7,2	7,2	7,2	7,4	0,18
TT15	7,6	7,5	6,9	7,3	7,5	7,6	7,5	7,5	7,4	0,23
TT16	7,6	7,6	7,7	7,8	7,7	7,7	7,7	7,7	7,7	0,06

O novo posicionamento para coleta de dados: centro da zona fundida revela valores mais elevados para o teor de ferrita conforme Tab. 5.9. Conforme ilustrações da Fig. 5.17, independente do tipo de gás de purga ou mistura gasosa aplicada como purga nos testes, na posição central sempre apresentou maior teor de ferrita. Este fato demonstra claramente que tanto na raiz quanto na face do cordão, independente da aparente tendência à leve diferenciação de valores para quanto à formação de ferrita, o efeito das reações gasosas podem ser constatado pela observação de óxidos desenvolvidos nestas regiões (Fig. 5.5), o que pode estar propiciando a perda de elementos de liga, como o Cr, o que explicaria a redução da ferrita. Pesquisas realizadas por Liao e Chen (1998), assim como, Ferreira (2007) constataram que a mistura gasosa Ar+2%CO<sub>2</sub> quando usada como proteção na tocha pode interferir na composição de cromo da amostra e reduzir o teor de ferrita.

Avaliando-se ainda o comportamento médio das curvas na Fig. 5.16 se constata que a

simples aplicação das purgas em estudo nos TT's, possibilitou que o teor de ferrita se apresentasse maior que o do ensaio sem gás de purga, na maioria dos casos. Sendo que, a elevação no nível de vazão da purga, ampliou ainda mais esta tendência média. A exceção aparentemente apresentada pelo gás  $N_2$ , conforme comentada em outras comparações, pode ainda estar associada ao perfil gamagênico deste elemento químico.

O perfil das curvas apresentadas na Fig. 5.16 demonstra claramente que nas superfícies do cordão face e raiz, onde estão depositados os óxidos do processo de soldagem ocorre redução no teor de ferrita, uma vez que no centro de todos os cordões das diversas condições testadas o teor de ferrita é sempre maior. Em ensaios investigando a elevação nos teores de oxigênio realizados por Trigwell e Selvaduray (2005) com purgas de argônio ultra puro, aplicadas a peças de inox eletropolido, a camada de óxidos ficava mais intensa a medida que se aumentava o teor de oxigênio na mistura. Os autores relataram que a correlação Cr/Fe tendia a ser menor conforme se elevava o nível de  $O_2$  na mistura. Caso interferências similares estejam influenciando também as correlações Cr/Ni, segundo relatos de Modenesi (2001) existem possibilidades de que durante a soldagem dependendo das taxas de resfriamento, maior seria a quantidade de ferrita e menor a extensão de transformações austeníticas. Neste sentido, a elevação do nível de vazão imposto aos TT's, uma vez que os gases de purga não interagem com o gás de proteção na tocha (estabilidade ilustrada na Fig. 5.14), pode também estar atuando como um redutor do gradiente térmico na superfície da raiz. O que contribuiria também na elevação o teor de ferrita, conforme tendência detectada no ensaio com ferritoscópio.

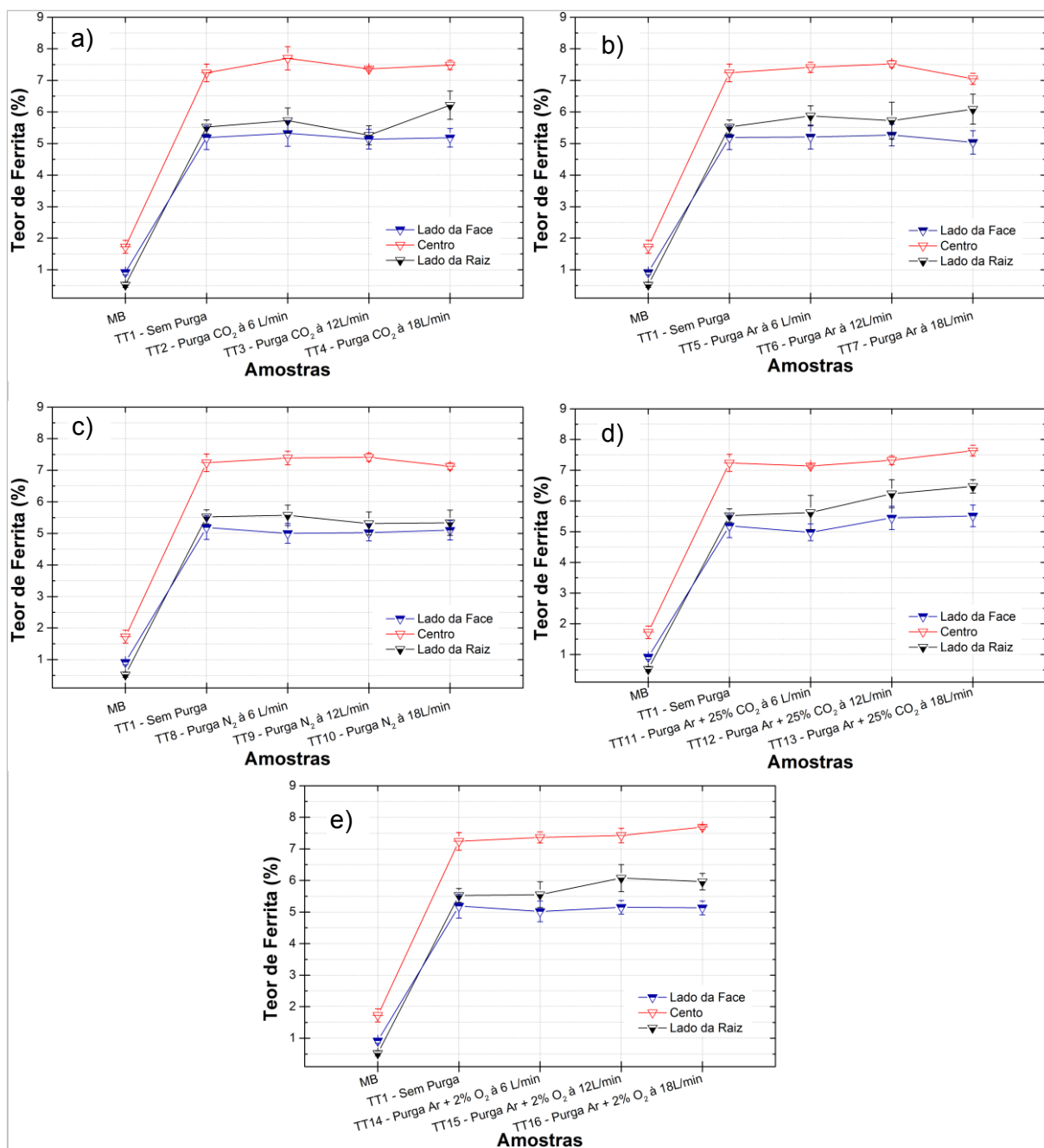


Figura 5.16 - Comportamento do teor de ferrita na avaliação Face-Centro-Raiz: a) Purga CO<sub>2</sub> (puro); b) Purga Ar (puro); c) Purga N<sub>2</sub> (puro); d) Purga Ar+25%CO<sub>2</sub>; e) Purga Ar+2%O<sub>2</sub>

Observando só as medidas das amostras relativas ao metal de base (MB) na Fig. 5.16 se constata que existe uma pequena variação média entre o teor de ferrita das superfícies em relação aos valores medidos no centro da parede do tubo. A avaliação indica que o teor de ferrita apresenta-se em torno de 1%. Esta análise foi efetuada no material conforme recebido do fornecedor local, sem a interferência do processo de soldagem. Segundo



Modenesi (2001), os aços inoxidáveis austeníticos no seu processo de produção, normalmente são submetidos a tratamentos, que visam permitir a estrutura encruada manter o carbono em solução sólida, conferindo ao material uma estrutura essencialmente austenítica com uma menor quantidade possível de outros constituintes, buscando melhores propriedades de ductilidade e resistência à corrosão. Deste modo, os baixos valores observados para o teor de ferrita no metal de base estão de acordo com as características deste material em função da sua natureza de produção industrial.

A Figura 17 apresenta todos os valores avaliados para o teor de ferrita só que agrupados segundo a condição gasosa atuante na amostra.

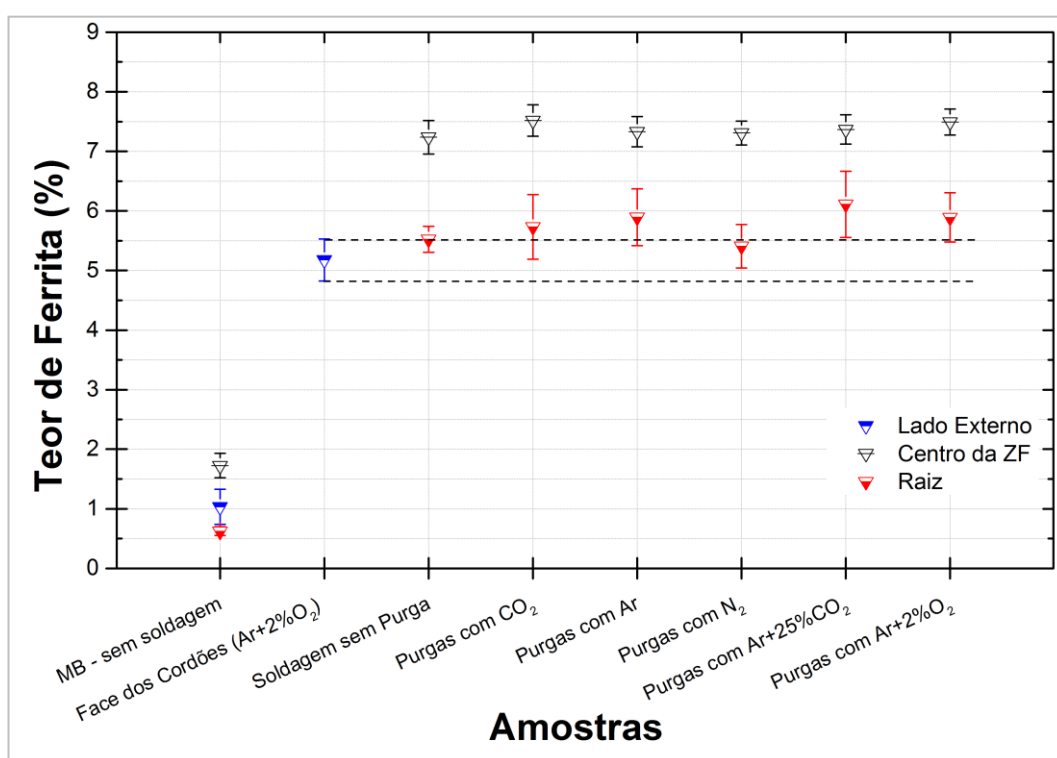


Figura 5.17 – Comportamento do teor de ferrita (%) frente a cada condição gasosa

Um fato importante que pode ser constatado a partir da montagem dos dados conforme a Fig. 5.17 é que para todas as condições de soldagem realizadas nesta etapa experimental, na raiz a quantidade de ferrita sempre foi levemente superior a da face, mesmo na condição sem gás de purga. Demonstrando que não existe influência marcante do tipo de gás de purga no teor de ferrita na raiz do cordão de solda, se comparado ao patamar obtido por meio do gás de proteção.

Visando melhor compreender o perfil de formação da ferrita ao longo da ZF, uma vez que as medidas apresentadas nas de Fig. 5.14 a 5.17 destacam maiores valores no centro do cordão, foram tomadas as amostras do TT4 (com purga a base de CO<sub>2</sub> na máxima vazão

de teste, 18 L/min) para esta análise. Desta avaliação mais detalhada em perfil transversal-vertical, ao longo de uma linha central a ZF, conforme esquema proposto no Cap. III (Fig. 3.15-d) se obteve os valores da Tab. 5.10.

Tabela 5.10 - Teor de ferrita (%) transversal-vertical na ZF do TT4

Medidas	Cortes da amostra (Fig. 6.1-d)			Média	Desv. Padr.
	A	B	C		
1 <sup>a</sup> (Borda_Face)	5,0	4,1	4,2	4,4	0,49
2 <sup>a</sup>	5,7	6,4	6,2	6,1	0,36
3 <sup>a</sup>	7,0	7,1	7,4	7,2	0,21
4 <sup>a</sup>	7,4	7,5	7,6	7,5	0,10
5 <sup>a</sup>	7,7	7,5	7,8	7,7	0,15
6 <sup>a</sup>	7,8	7,5	7,8	7,7	0,17
7 <sup>a</sup>	7,5	7,6	7,7	7,6	0,10
8 <sup>a</sup>	7,4	7,5	7,5	7,5	0,06
9 <sup>a</sup>	7,1	7,5	7,2	7,3	0,21
10 <sup>a</sup> (Borda_Raiz)	6,6	6,5	6,0	6,4	0,32

A Figura 5.18 apresenta o comportamento da ferrita dada pelos valores médios da Tab. 5.10. Nota-se que mesmo dentro do nível de formações microestrutural previsto, por meio do diagrama WRC-92 (Item 4.4), a natureza do processo de soldagem pode proporcionar variação no teor de ferrita ao longo da ZF. Esta análise reforça o âmbito de influência das interações gasosas desenvolvidas e diferenciadas da face pelo arco elétrico em relação à raiz do cordão de solda pelo fundo da poça de fusão e o gás de purga, que pode ser tanto pelas interações físico-químicas e seu ambiente térmico. Se remetida a Fig. 5.16-e, onde os gases de purga na raiz e de proteção na tocha foram respectivamente os mesmos, ou seja, a mesma composição química, esta diferença entre o teor de ferrita na face e da raiz do cordão ainda esteve evidente e se manteve frente às condições de vazão impostas.

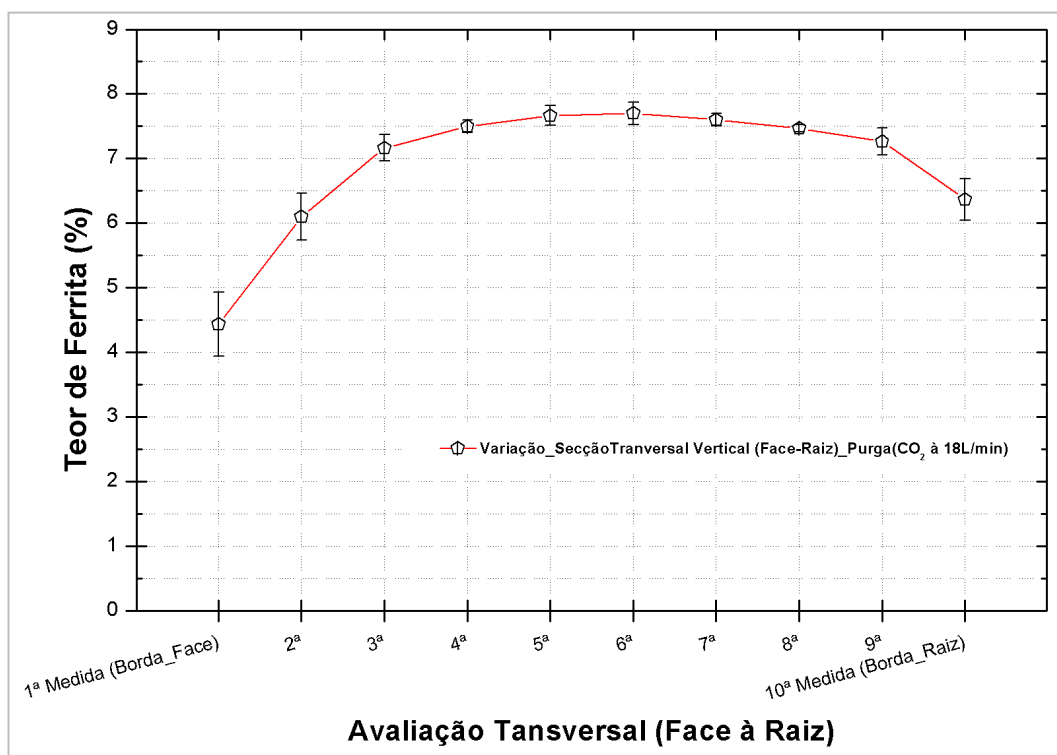


Figura 5.18 – Comportamento do teor de ferrita (%) sentido Face-Raiz em corte transversal na ZF do TT4: purga com CO<sub>2</sub> a 18 L/min

Complementando os resultados até aqui expostos, partiu-se para uma análise micrográfica da ZF selecionando somente as condições de maior vazão dos gases de purga, que será discorrido no Item 5.4.3 a seguir.

#### 5.4.3 Análise da microscopia óptica

A partir das amostras retiradas nas três regiões seccionadas nos TT's foi conduzida a investigação micrográfica proposta no Item 3.6.2. Nesta etapa experimental as análises visaram avaliar as microestruturas desenvolvidas na zona fundida. O objetivo foi comparar as microestruturas formadas na parte superior do cordão soldado com a da raiz (Fig. 3.13), por corte transversal, e localizar potenciais influências dos gases de purga sobre a microestrutura, apesar de já ter realizado as medidas de ferrita no item acima.

No microscópio óptico foram selecionadas imagens com ampliações de 50x e 1000x. As amostras analisadas representam às máximas interferências gasosas de purga aplicadas

no estudo, ou seja, na vazão de 18 L/min comparadas com a condição de referência sem purga na raiz.

A Figura 5.19 ilustra ampliações das amostras em 50x. Nesta ampliação é possível observar o comportamento transversal em um aspecto ainda macro da zona fundida. Na parte superior do cordão foi mantida a mesma condição gasosa, ou seja, sempre foi utilizado como gás de proteção Ar + 2%O<sub>2</sub>. Na raiz partiu-se da condição de referência sem gás de purga e foram variados em seguida gases em três níveis de vazão: 6, 12 e 18 L/min.

Ainda na Fig. 5.19 é possível observar que ao longo das bordas da zona fundida é mantido um aspecto praticamente homogêneo das regiões escuras que caracterizam os veios de ferrita a serem analisados em maiores ampliações. Não são detectadas descontinuidades ou inclusão mesmo em meios a todas as variações de purga impostas.

Para avaliação das microestruturas ilustradas a partir da Fig. 5.20 se seguiu o padrão comparativo proposto na Fig. 3.13.

A Figura 5.20 representa a condição de referência com amostra retirada do TT1 soldado sem aplicação de gás de purga. Devido ao posicionamento das regiões para as análises propostas são muito comuns pequenas distorções, que mesmo controladas as etapas de preparação das amostras e lixamento, podem ainda serem desenvolvidas durante o polimento. Entretanto, é possível observar que nas imagens obtidas da amostra do TT1 as ampliações de 1000x revelam pouca diferença entre as microestruturas formadas.

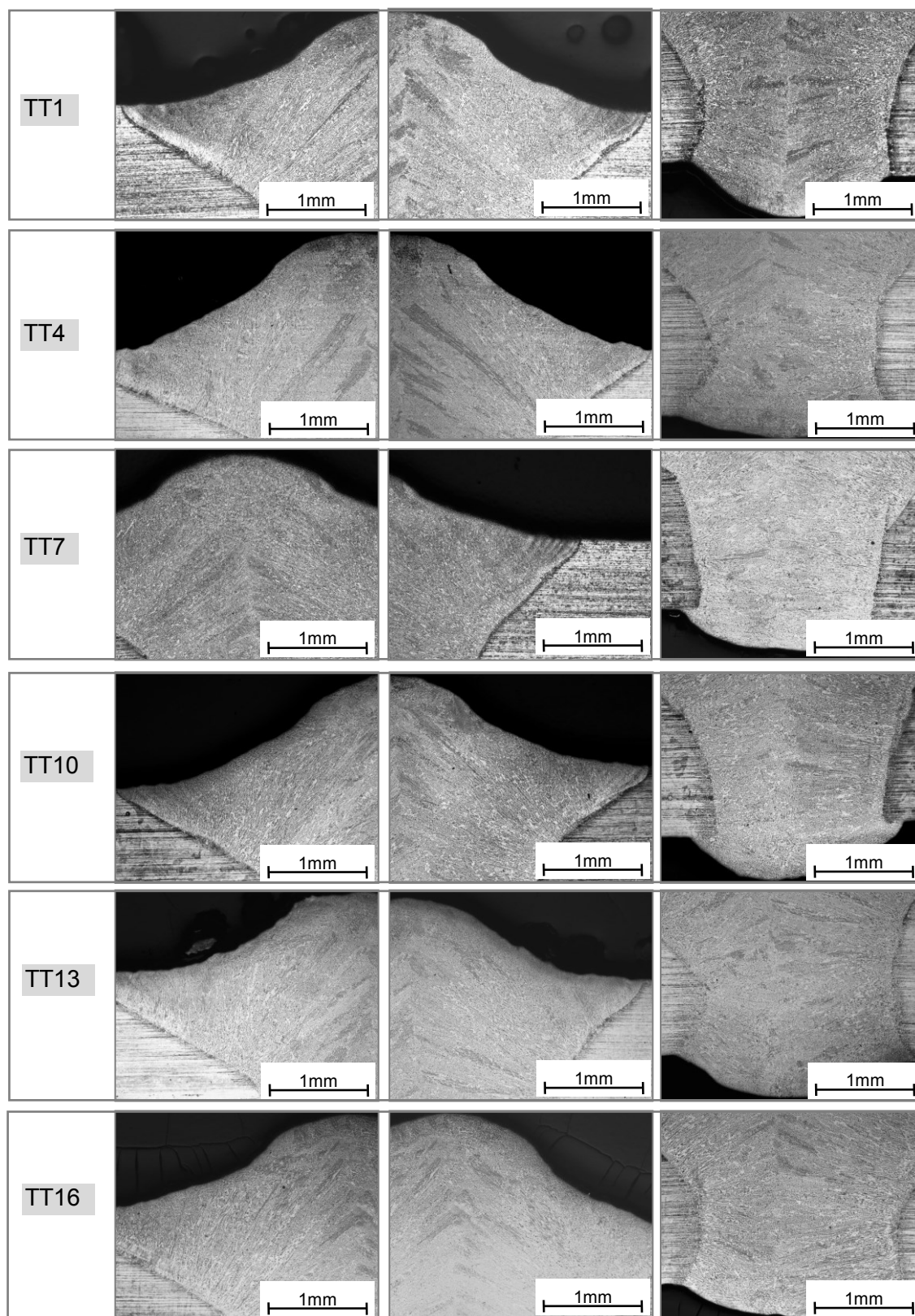


Figura 5.19 – Metalografias da secção transversal dos Tubos de Teste: TT1 – Sem gás de Purga; TT4 –  $\text{CO}_2$  a 18 L/min; TT7 – Ar a 18 L/min; TT10 –  $\text{N}_2$  a 18 L/min; TT13 – Ar + 25% $\text{CO}_2$  a 18 L/min; e TT16 – Ar + 2% $\text{O}_2$  a 18 L/min; destacando a parte superior e raiz do cordão com ampliação de 50x

As microestruturas formadas nas proximidades da face do cordão na ZF do TT1 (sem aplicação de gás de purga) ilustradas na Fig. 5.20 são basicamente constituídas por austenita com veios de ferrita distribuídos na forma de espinha e/ou laminar. Na raiz a microestrutura é similar, sem diferentes formações microestruturais. O comportamento alinhado dos veios de ferrita nas imagens laterais tanto da borda superior, quanto da inferior na região da raiz, segue o comportamento de formação colunar típicos de zonas fundidas em peças soldadas devido ao posicionamento de corte da amostra. O aspecto de alinhamento dos grãos se apresenta na provável direção de extração do calor, conforme observado em menores ampliações já apresentadas na Fig. 5.19. Nas imagens centrais borda superior e raiz, da Fig. 5.20, a posição de corte transversal das amostras revela a região de entrelaçamento dos grãos colunares oriundos das laterais. Não se observam ampliações ou reduções dimensionais de forma significativa, que destaquem grandes diferenças entre as bordas superior e inferior na raiz, quanto à ampliação ou redução do campo austenítico.

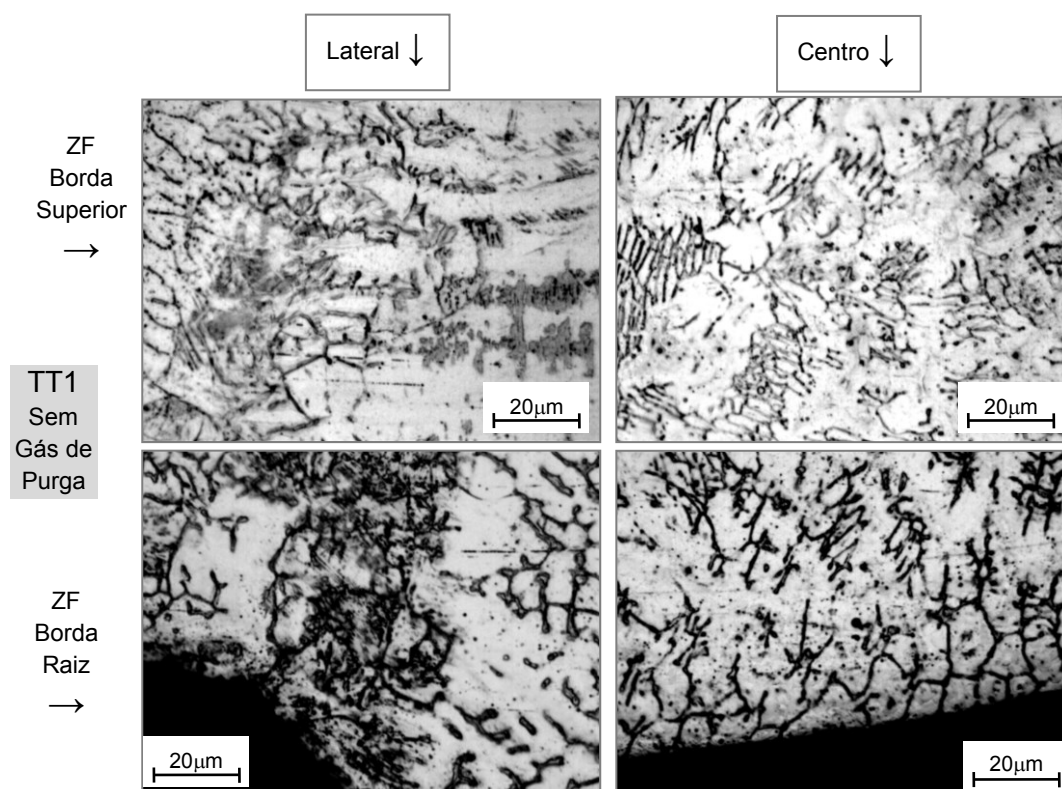


Figura 5.20 – Micrografias das bordas com ampliação de 1000x do TT1 – Sem aplicação de gás de purga

Na Figura 5.21 tem-se a micrografia de uma amostra transversal ao cordão purgado com  $\text{CO}_2$  em uma vazão de 18 L/min. A presença de veios de ferrita está visualmente

distribuída de forma bem homogênea tanto na borda superior da ZF, quanto na raiz. Similar à condição de referência, sem purga, não é possível distinguir alterações significativas nas fases austenítica e ferrítica. Mesmo o carbono sendo um elemento que pode contribuir fortemente para a formação austenita segundo Modenesi (2001), sua presença aqui no gás utilizado para purga na forma de dióxido de carbono não promoveu mudanças visíveis nesta microestrutura.

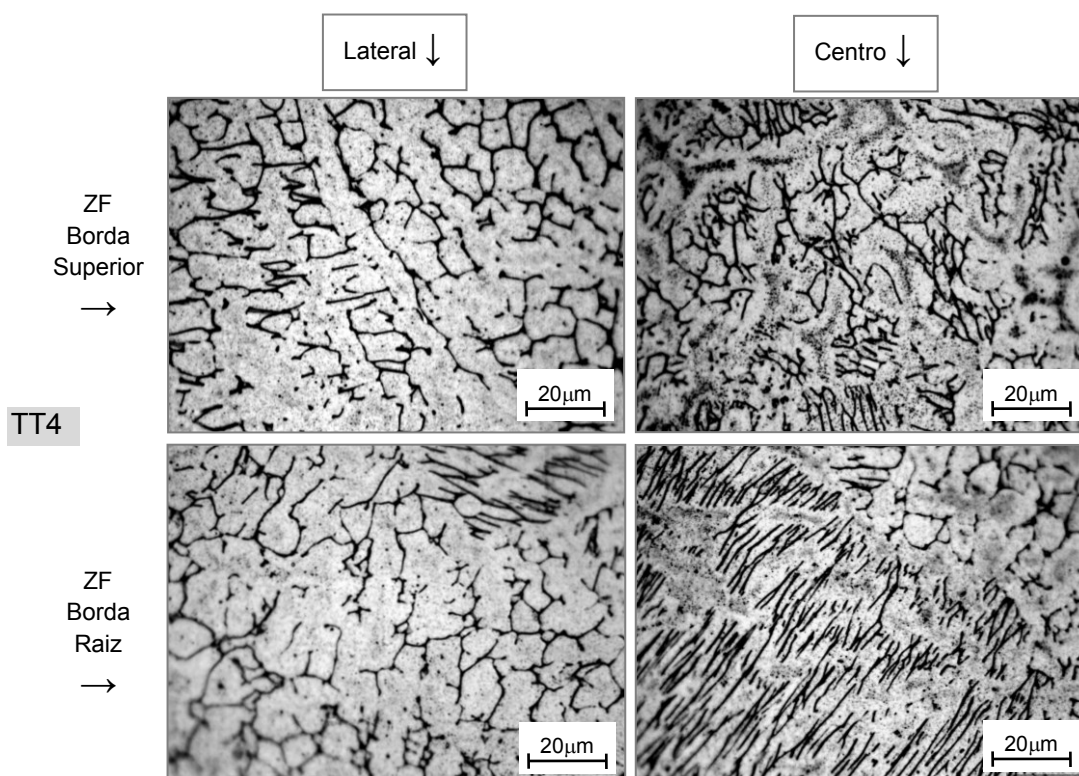


Figura 5.21 – Micrografias com ampliação de 1000x do TT4 – purgado com CO<sub>2</sub> a 18 L/min

Na Figura 5.22 é mostrada a micrografia da ZF purgada com o gás inerte Argônio. O comportamento microestrutural desta amostra analisada não apresentou modificações distintas em relação aos demais casos. Nas imagens da borda superior da ZF comparadas as da borda da raiz o comportamento da fase austenítica permaneceu homogêneo e distribuídos de forma similar.

A partir das comparações entre as micrografias das purgas de maior vazão segundo as condições de purga aqui utilizadas, complementando com as imagens alocadas no Apêndice A, observa-se que, a formação de ferrita em espinha e rendilhada acontecem em proporções aparentemente similares. Este comportamento também foi avaliado em estudos

desenvolvido por Inoue *et. al.* (2000), relatando que este comportamento torna difícil estabelecer um padrão comparativo entre as fases destas microestruturas ferríticas neste tipo de material (inoxidável austenítico 304).

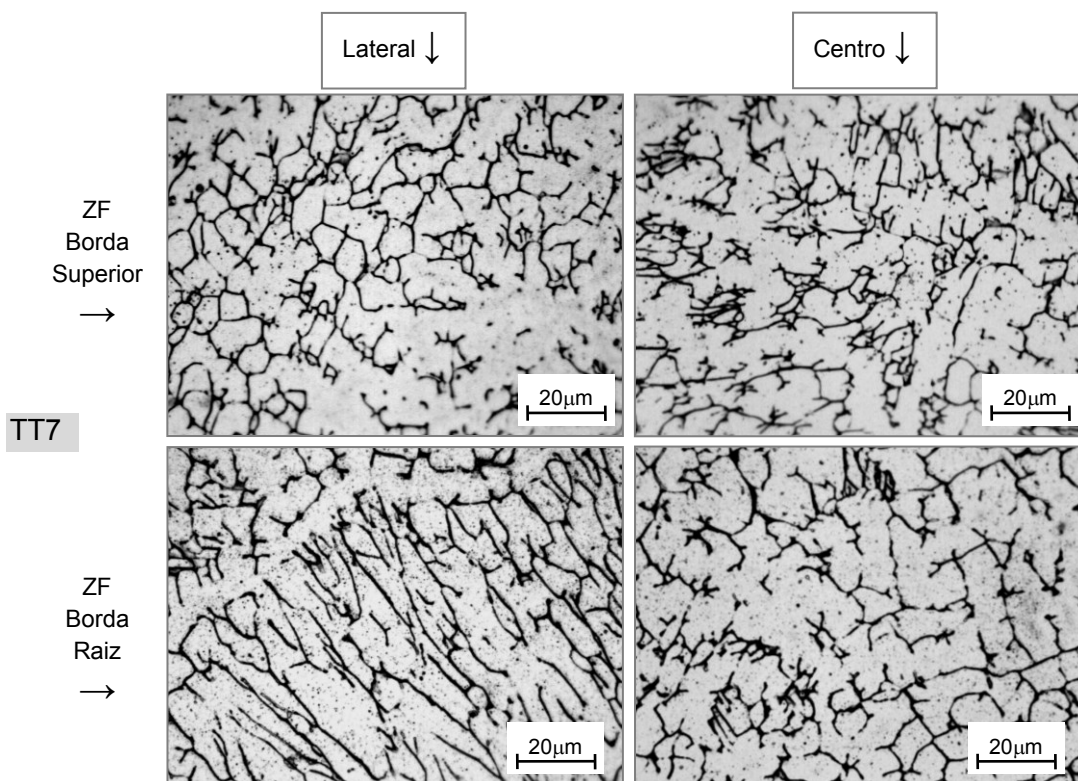


Figura 5.22 – Micrografias com ampliação de 1000x do TT7 – purgado com Ar a 18 L/min

A microestrutura austenítica também dentro as amostras não apresentou grandes diferenciações visíveis e esteve presente sempre homogeneamente distribuída.

#### 5.4.4 Ensaio de microdureza

A microdureza média foi avaliada na escala Vickers. Seguindo padrões de análise previamente propostos no Item 3.6.4, a microdureza Vickers foi coletada em sete pontos ao longo de distâncias padrões da borda da raiz. Os valores obtidos estão organizados na Tab. 5.11 a seguir:



Tabela 5.11 - Microdureza Vickers na raiz dos TT's

Tubos de Teste (TT)	Medidas Coletadas							Média	Desv. Pad.
1	215	192	201	203	207	212		205,00	8,27
2	172	173	183	185	185	169	176	177,57	6,68
3	187	176	190	188	169	181	174	180,71	7,99
4	205	200	209	174	187	180	201	198,25	7,80
5	192	186	195	188	166	166	170	186,20	9,71
6	198	186	183	166	179	175	182	181,29	9,86
7	192	192	181	192	193	185	175	187,14	7,01
8	204	214	187	182	179	178	186	186,00	9,53
9	183	192	174	181	184	195	194	186,14	7,78
10	195	192	188	181	175	175	171	182,43	9,34
11	208	225	215	188	232	225	210	219,17	9,58
12	206	228	197	182	213	212	220	209,60	8,62
13	234	236	205	189	240	215	232	229,25	9,64
14	207	205	205	197	184	202	209	201,29	8,54
15	211	202	194	196	190	201	196	198,57	6,83
16	195	174	181	168	167	232	225	172,50	6,45
MB*	277	282	298	296	254	256	305	288,25	10,34

\* Metal de base como recebido.

Na Figura 5.23 os valores da microdureza, obtidos nas proximidades da margem das raízes purgadas, revela que os gases de purga mantiveram comportamentos bem diferenciados quanto esta propriedade. A purga com os gases mais inertes como Ar (ensaios TT5, TT6 e TT7) e N<sub>2</sub> (ensaios TT8, TT9 e TT10) manteve o mesmo comportamento independente das variações de vazão impostas. Já os gases com o elemento químico reativo: CO<sub>2</sub>, na condição puro (ensaio TT2, TT3 e TT4) e na mistura de Ar+25%CO<sub>2</sub> aumentaram a dureza conforme se elevou a vazão de purga. Entretanto, a mistura de Ar+25%CO<sub>2</sub> apresentou maiores valores para a microdureza, mesmo com a avaliação dos teores de ferrita realizados no lado da superfície da raiz demonstrando serem praticamente os mesmos (Fig. 5.15). O comportamento apresentado pelas amostras purgadas com a mistura de Ar+25%CO<sub>2</sub> precisaria ser melhor investigado, uma vez que as análises realizadas no contexto deste trabalho não possibilitaram chegar a uma conclusão precisa sobre tal diferencial.

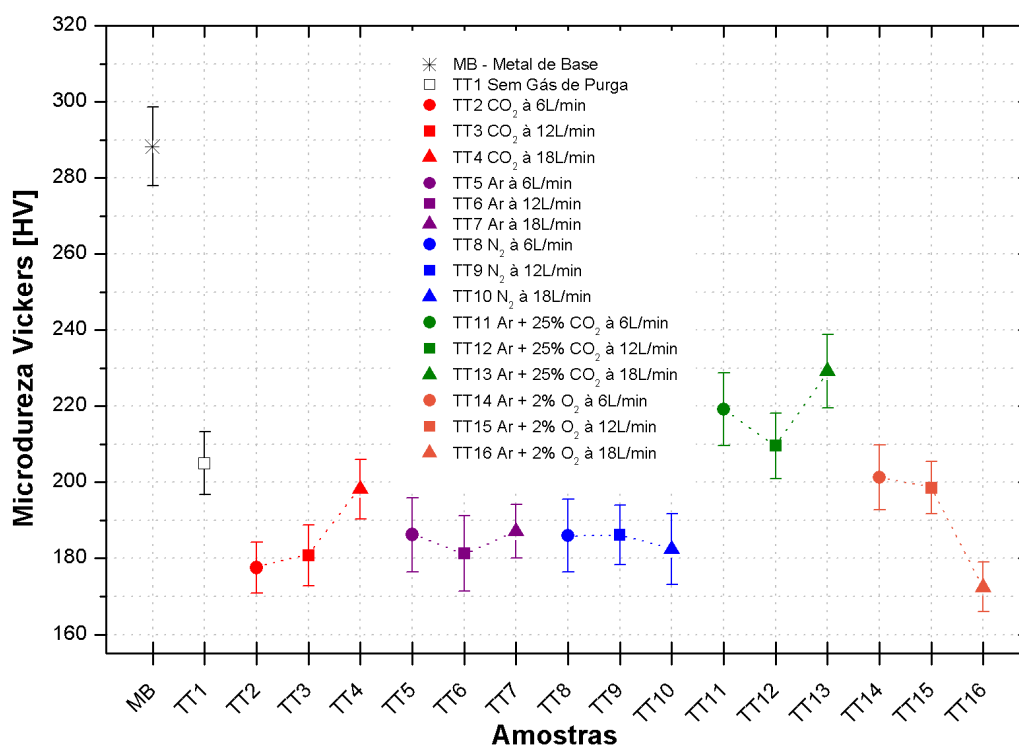


Figura 5.23 – Comportamento da microdureza no Metal de Base e raiz na Zona Fundida.

A mistura de purga de Ar+2%O<sub>2</sub> conforme a Fig. 5.23 mostrou tendência a reduzir a microdureza do material conforme o nível de vazão da purga foi elevado. Entretanto, dentro das condições de vazões impostas, os mínimos valores detectados para a microdureza com as purgas desta mistura, se manteve no mesmo patamar dos valores desenvolvidos com os gases mais inertes (Ar e N<sub>2</sub>).

## 5.5 Análise da corrosão

### 5.5.1 Avaliação pela imersão em cloreto de ferro III

Seguindo a sequência proposta no Item 3.7.1 foi obtida a primeira amostra para avaliação e ajustes frente ao ensaio por imersão em Cloreto de Ferro III. O aspecto superficial após o ensaio pode ser observado na Fig. 5.24.

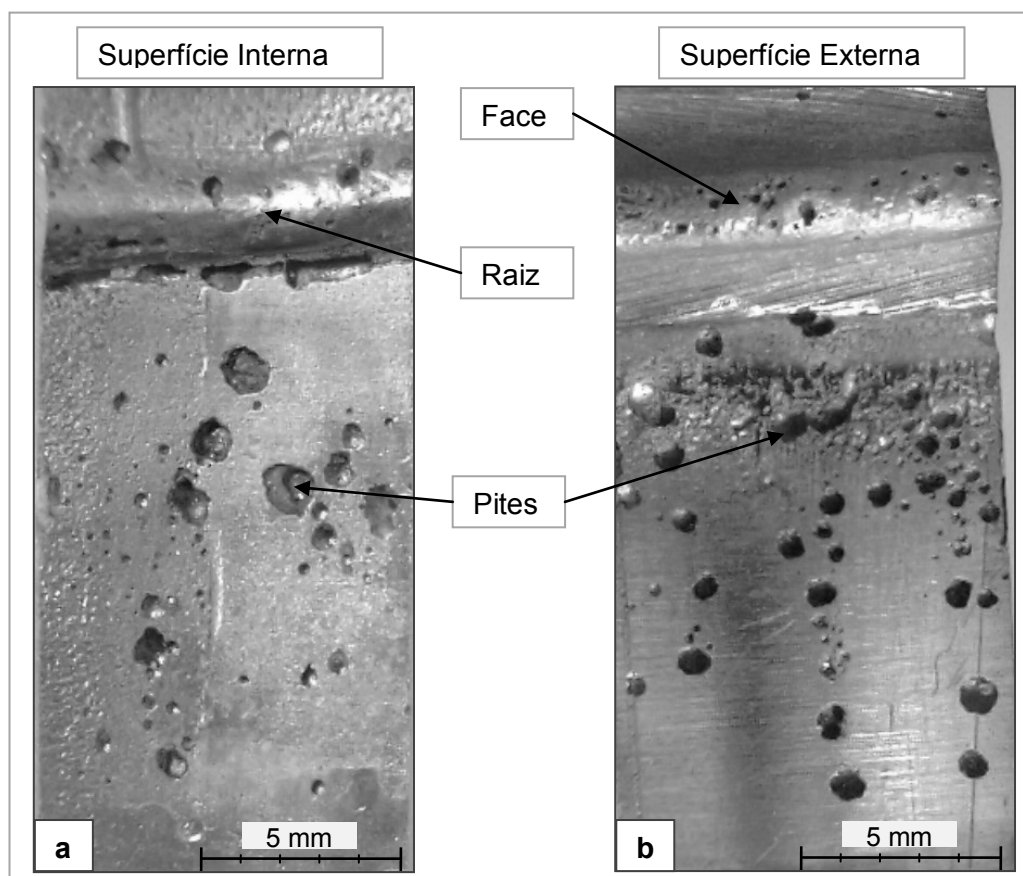


Figura 5.24 – Macro ampliação: amostra de pré-teste solda TT1 após 5h imersa em Cloreto de Ferro III a 50 °C.

Na Figura 5.24, após 5 horas de início do ensaio foi possível constatar a presença de corrosão pontual, ou seja, por pite tanto ao longo da superfície interna quanto da superfície externa, o que evidencia que a avaliação de corrosão por meio desta solução proporciona rápida degradação ao material em estudo. Em aproximadamente 7% do tempo sugerido pela norma ASTM G48, se observa degradação da amostra mesmo na macro ampliação, destacando-se a presença de pites com diferentes dimensões e distribuídos generalizadamente, tanto no Metal de Base (MB), como na Zona Afetada pelo Calor (ZAC) e a Zona Fundida (ZF) independente do lado observado (Face e Raiz), como mostra a Fig. 5.25 (a) e (b).

O pequeno, mas presente desgaste por corrosão uniforme também pôde ser observado. Com o método comparativo proporcionado pela aplicação de uma máscara modelando a superfície a ser corroída antes e sobrepondo-a depois, têm-se os resultados visíveis nas imagens ampliadas da Fig. 5.25.

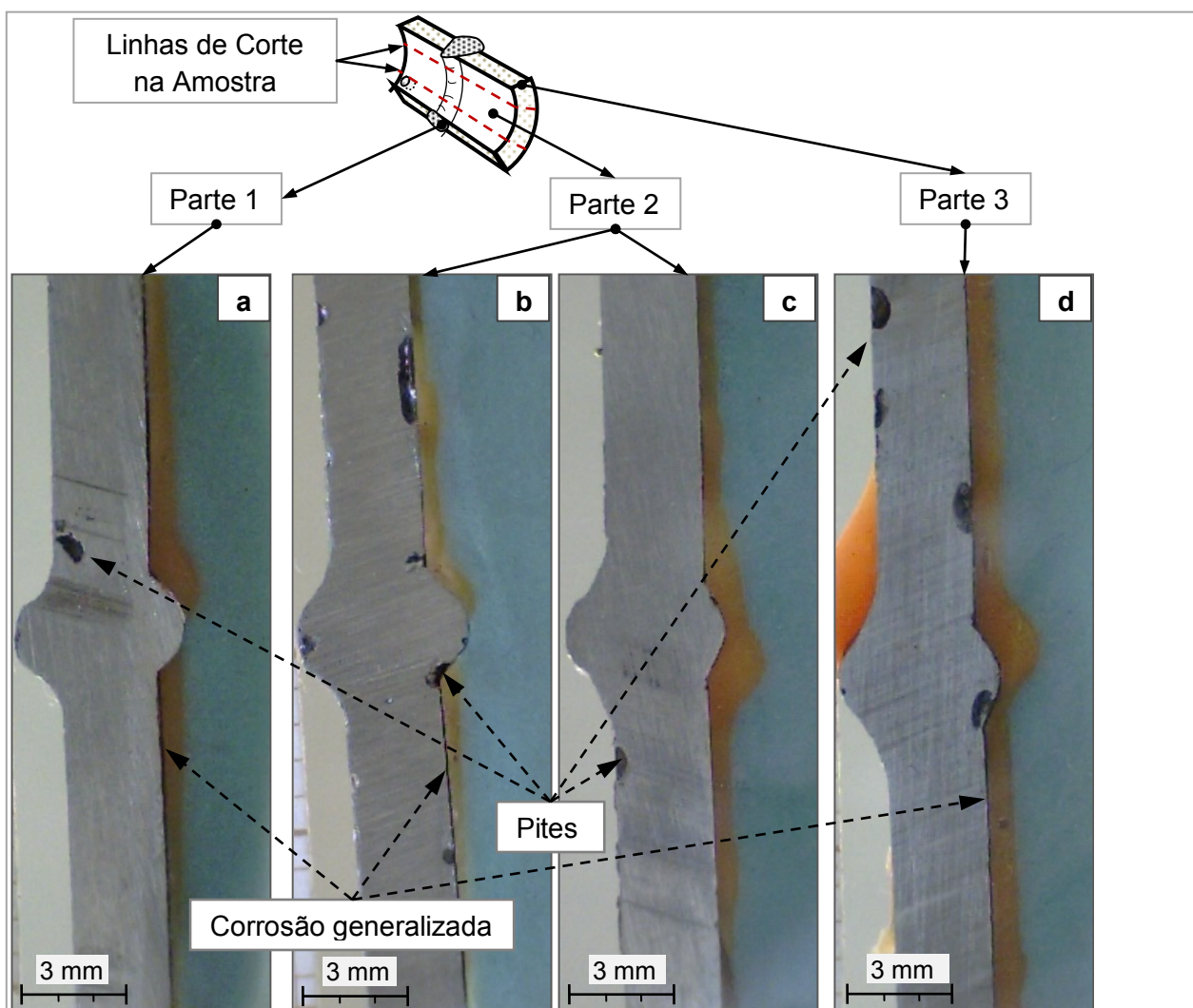


Figura 5.25 – Amostra TT1 corte transversal com aplicação de máscara

Na Figura 5.25 estão ilustradas faces da amostra cortadas para apreciação pela análise aplicando a técnica da máscara. Conforme se observa na Fig. 5.25 por meio das quatro superfícies transversais conforme indicações (a), (b), (c) e (d) estão revelados os indícios de uma corrosão uniforme na superfície da amostra analisada. Este tipo de corrosão se dá de modo uniforme e generalizado, e não pontual como no caso dos pites, conforme se observa na linha escura contínua formada entre o molde da máscara e o contorno da superfície da amostra corroída. Entretanto, devido à severidade da corrosão por pite, constatada previamente na Fig. 5.24, este segundo efeito corrosivo observado na Fig. 5.25 pode ser considerado um fator secundário e não determinante para se avaliar a vida útil do material em estudo.

A agressividade do efeito corrosivo por pite pode ser observado nas imagens da Fig. 5.26 em todas as regiões da amostra soldada em análise.

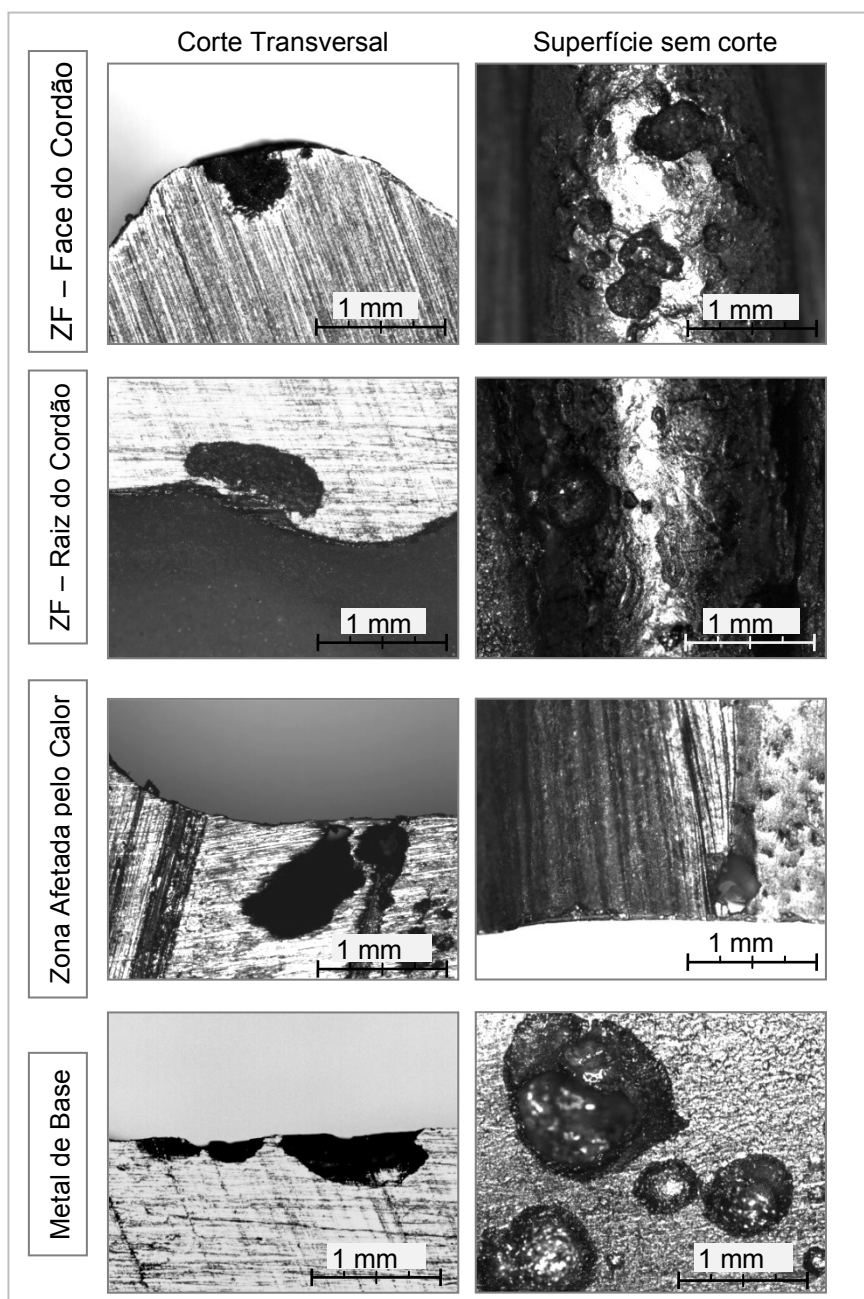


Figura 5.26 – Destaques aos ataques dos pites por regiões com ampliação em 50x

Com esta prévia avaliação é possível concluir que a proporção da solução de cloreto férrico utilizada, desenvolveu alta sensibilidade corrosiva na peça de pré-teste utilizando o banho termicamente controlado.

O intervalo de tempo aplicado possibilitou o surgimento de pites generalizados em todas as regiões sob análise, aparentemente com diferentes intensidades.

Ao se comparar o resultado dos dois métodos aplicados a avaliação de corrosão em cloreto de ferro III fica evidente que a corrosão por pites proporcionará modificações mais significativa no material de estudo. A avaliação por máscara não mostrou bom destaque

visual para se obter uma correlação confiável na avaliação e/ou correlação ao comportamento corrosivo das diferentes regiões, tanto da superfície interna como da externa dos TT's soldados para o material utilizado neste estudo.

Nova avaliação foi conduzida visando agora ajustar parâmetros e estabelecer uma condição padrão para o ensaio final. Três novas amostras foram preparadas e submetidas ao meio corrosivo seguindo as condições até então levantadas. Desta vez, apenas reavaliando o surgimento dos pites visando ajustar o tempo necessário para que se possa estabelecer comparações ente às diversas regiões que se formam devido ao processo de soldagem. Foram registradas as imagens das regiões oxidadas antes e depois do ensaio de corrosão. Além das condições de controle do primeiro ensaio foi aumentada a quantidade de solução visando manter a mesma proporção conforme recomendações da norma ASTM G48.

Na Figura 5.27 estão ilustradas as superfícies antes e após a imersão no meio corrosivo. Mediante as observações realizadas neste grupo de amostras se ajustou os dispositivos e procedimentos para a análise comparativa final, discutida a seguir.

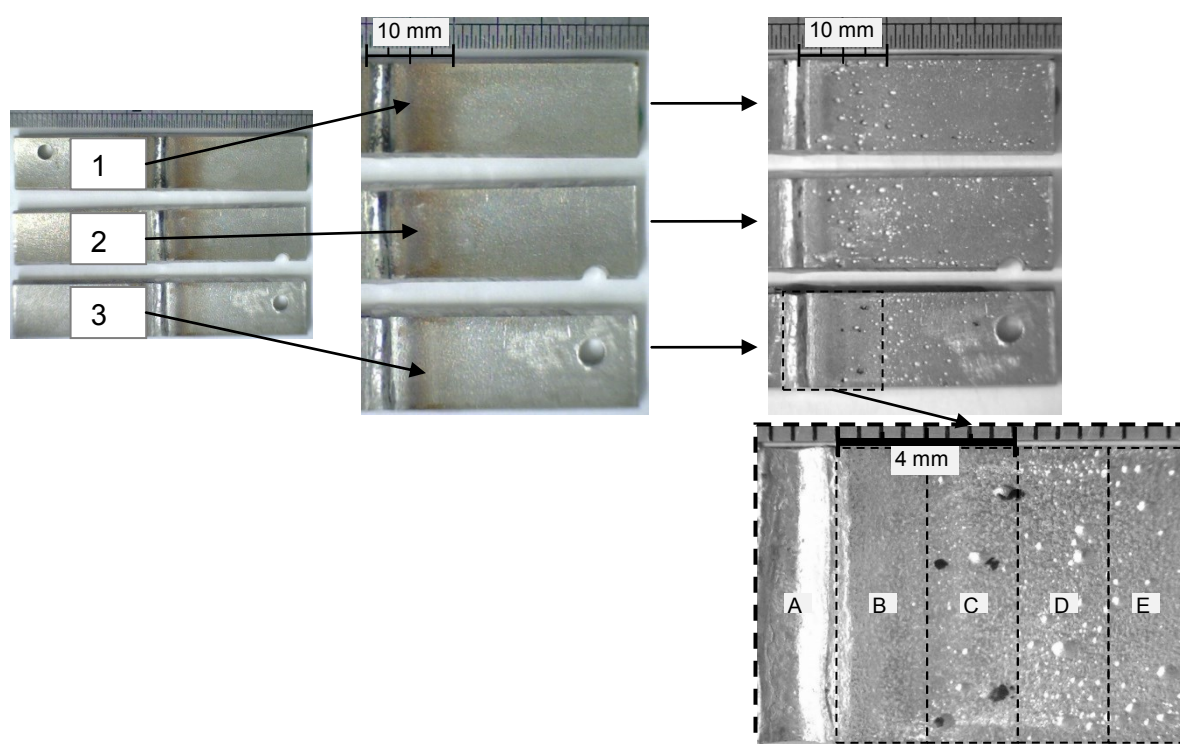


Figura 5.27 – Lado da raiz das amostras submetidas à corrosão por imersão em Cloreto de Ferro III.

Avaliando as imagens obtidas na Fig. 5.27 é possível distinguir claramente que o meio de cloreto férrico proporcionou certo nível de corrosão em todas as amostras. Conforme se

desloca da ZF e se distância da ZAC é evidente a degradação nas amostras pela formação de pites. Estes pites estão aglomerado claramente no metal de base.

Apesar do tipo de corrosão preferencial acontecer mediante a formação de pites, não ficou bem nítido o impacto desta degradação na ZF e ZAC. A camada de óxidos oriundas do processo de soldagem e as respectivas influências de purga foram degradadas no meio corrosivo, ficando evidente a necessidade de se aumentar o tempo de exposição à solução corrosiva.

Com o levantamento relatado até este ponto foi conduzido os ajustes para o ensaio final. A primeira modificação necessária constatada foi a ampliação do tempo de exposição ao meio corrosivo, Cloreto de Ferro III, para 24h. Apesar da norma ASTM G48 recomendar 72h de exposição, constatou-se a partir do tempo utilizado para pré-teste que para uma análise a nível superficial deste material não se necessitaria aplicar tal recomendação. Com o destaque visual macro no MB já evidente, se precisaria apenas de uma maior ampliação nos efeitos de degradação na ZF e ZAC.

A temperatura do banho corrosivo foi mantida na faixa mais estreita de  $50\pm 1$  °C. O monitoramento necessário para garantir a eficiência de tal controle foi possível graças à disposição de dois termopares. Os termopares foram posicionados estrategicamente conforme disposição ilustrada na Fig. 3.18. A concentração do meio corrosivo foi novamente mantida proporcionalmente segundo as especificações da norma ASTM G48 ajustado pelos resultados dos ensaios prévios.

O resultado da análise de perda de massa neste ensaio final está organizado na Tab. 5.12.

Tabela 5.12 – Variação de massa

Amostras [Área Padronizada( $A_p$ ) 60x10(mm)]	Massa inicial [ $M_i$ (g)]	Massa após ensaio [ $M_f$ (g)]	Massa Total Degradada [ $\Delta M = M_i - M_f$ (g)]	Proporção de Massa Degradada [ $\Delta M / M_i$ (%)]	Perda de massa [ $\Delta M / A_p$ (g/mm <sup>2</sup> )]
MB	12,5983	11,0758	1,5225	12,08	2,5375E-03
TT1	13,2907	11,7627	1,5280	11,50	2,5467E-03
TT4	13,1915	11,6726	1,5189	11,51	2,5315E-03
TT7	12,4959	10,7136	1,7823	14,26	2,9705E-03
TT10	13,3332	11,4801	1,8531	13,90	3,0885E-03
TT13	12,7909	11,1681	1,6228	12,69	2,7047E-03
TT16	13,0724	11,6451	1,4273	10,92	2,3788E-03

Na Figura 5.28 estão representados os valores relativos a degradação de massa que cada amostra desenvolveu durante o ensaio de corrosão por imersão no Cloreto de Ferro III.

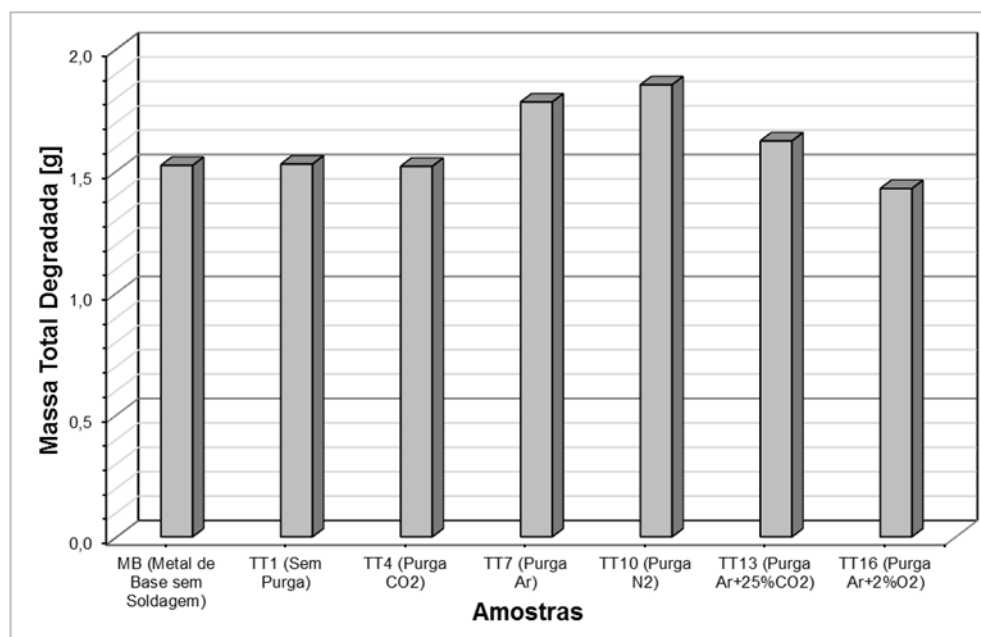


Figura 5.28 – Perda de massa por amostra

Observando o comportamento dos valores no gráfico da Fig. 5.28 nota-se que os valores de maior degradação em perda de massa esteve relacionado as amostras purgadas com Argônio (TT7) e Nitrogênio (TT10). Já, as amostras purgadas com gases mais reativos, assim como, a condição sem solda (Amostra – MB) apresentaram menor nível de degradação por perda de massa. Os valores obtidos apontam para o fato de que as amostras que apresentaram maiores características de oxidação, conseqüentemente maior camada de óxido, nesta solução houve uma redução de material degradado. Entretanto, o efeito degenerativo da corrosão por pite envolve outros aspectos que nesta avaliação não foi possível realizar.

Cotinuando a proposta metodológica para a avaliação da corrosão partiu-se para uma quantificação do aspecto superficial desenvolvido pelos pites conforme imagens representativas expostas no Apêndice C. Uma vez que as amostras foram mantidas sem lixamento das superfícies, visando preservar a camada superficial dos óxidos oriundos do processo de soldagem, optou-se por avaliar o número de pontos relacionados a corrosão e a degradação nas superfícies das amostras. Na Tab. 5.13 estão os valores resultantes da avaliação da corrosão superficial no lado da raiz (região interna do tubo) e lado da face (região externa do tubo) em meio de cloreto de ferro III.



Tabela 5.13 – Avaliação superficial da corrosão (Ensaio Cloreto de Ferro III)

Amostras	*Lado-Raiz (Proteção gasosa conforme condições de purga)									**Lado-Face (somente: Ar+2%O <sub>2</sub> )		
	Área: A			Áreas: B e B'			Áreas: C, D, E, F e G			Área Total		
	ZF			ZAC			MB					
	Nº de regiões corroídas	Área cumulativa de pites (mm <sup>2</sup> )	Degradação superficial (%)	Nº de regiões corroídas	Área cumulativa de pites (mm <sup>2</sup> )	Degradação superficial (%)	Nº de regiões corroídas	Área cumulativa de pites (mm <sup>2</sup> )	Degradação superficial (%)	Nº de regiões corroídas	Área cumulativa de pites (mm <sup>2</sup> )	Degradação superficial (%)
MB	-	-	-	-	-	-	20	4,75	4,76	201	112,79	16,75
TT1	10	4,74	33,27	14	1,818	6,38	89	26,05	36,56	274	121,97	17,57
TT4	15	6,98	48,98	7	3,46	12,14	70	23,20	32,56	262	113,80	17,38
TT7	12	4,01	28,11	15	12,29	43,11	96	30,89	43,36	269	127,48	20,17
TT10	14	6,78	47,55	21	11,95	41,91	96	27,35	38,38	-	-	-
TT13	14	5,60	39,32	7	2,77	9,72	98	27,69	38,86	-	-	-
TT16	14	7,65	53,69	10	1,37	4,81	77	17,84	25,03	-	-	-
Média									268,33	121,09	18,37	
Desv. Pad.									6,03	6,88	1,56	

\* Medidas dentro de regiões delimitadas em 9,5 mm X 1,5 mm;

\*\* Medidas sem delimitar regiões na placa de teste, ou seja, utilizando toda superfície disponível;

Amostra: MB – sem interferência de solda e Lado Interno avaliado nas 7 regiões: de “A” a “G”.

O comportamento de degradação da superfície pode ser observado na Fig. 5.29. As raízes purgadas, assim como, a amostra comparativa sem aplicação de solda foram comparadas aos dados da face dos cordões uma vez que nestes o gás de proteção (Ar+2%O<sub>2</sub>) não foi modificado durante as soldagens.

Nota-se na Fig. 5.29 que os piores níveis de degradação na superfície interna (Lado da Raiz) foram desenvolvidos nas amostras purgadas com Ar (TT7) e N<sub>2</sub> (TT10). Tal comportamento manteve características muito similares aos dados de perda de massa destas amostras observado na Fig.5.28.

O dados levantados para complementar a avaliação do comportamento da junta soldada frente ao meio corrosivo de cloreto de ferro III, foi conduzido por avaliações a nível superficial. No lado da raiz foram observados e tomadas as medidas na ZF, ZAC e MB enquanto que no lado da face avaliou-se a área total. Estes valores estão apresentados na Tab. 5.13.

Fica evidente na Fig. 5.29 que todas as amostras soldadas apresentaram indícios de piora na corrosão superficial. Os efeitos do processo de soldagem influenciam mais severamente o lado da raiz, desenvolvendo em setores relacionado a ZF e MB em todos os piores casos de corrosão. É possível constatar ainda, que mesmo as amostras purgas com Ar (puro) e N<sub>2</sub> (puro) não mantiveram proximidade aos valores observados para a degradação da superfície, quando comparada a condição de referência ideal, que seria o comportamento observado para o metal de base sem soldagem.

Ainda se observa nos dados da Fig. 5.29, ao avaliar o percentual de degradação superficial de cada região em relação aos valores de degradação da superfície do lado da face, que todas as amostras apresentaram oscilação diferenciadas. Do lado da face foi tomada toda a extensão de cada amostra a assim determinando o seu valor médio e respectivo desvio padrão. De um modo geral este lado apresentou menor degradação da superfície. Já, nas amostras soldadas o lado relativo a raiz desenvolveu sempre maiores proporções de degradação superficial principalmente sempre nas regiões da ZF e MB. As execuções estiveram sempre relacionadas a ZAC desenvolvendo valores mais críticos para as amostras purgadas com Ar (TT7) e N<sub>2</sub> (TT10).

A avaliação da degradação superficial indicando melhor desempenho para a região da ZAC (Fig. 5.29) nas amostras que estiveram sujeitas a ambientes mais reativos, como o TT1 ao ar ambiente, TT4 gás CO<sub>2</sub>, TT13 mistura de Ar+25% CO<sub>2</sub> e TT16 mistura de Ar+2% O<sub>2</sub>, o que não necessariamente indica que a corrosão por pites, preferencial neste material, tenha melhorado. Este fato evidencia que a perda de massa quantificada na Fig. 5.28 está ocorrendo com maior intensidade nas outras regiões como ZF e MB, o que do ponto de vista quanto a formação de pites pode ser um problema, pois uma perda de massa localizada pode proporcionar a rápida propagação do pite e o colapso da estrutura nos materiais purgados com estes gases.

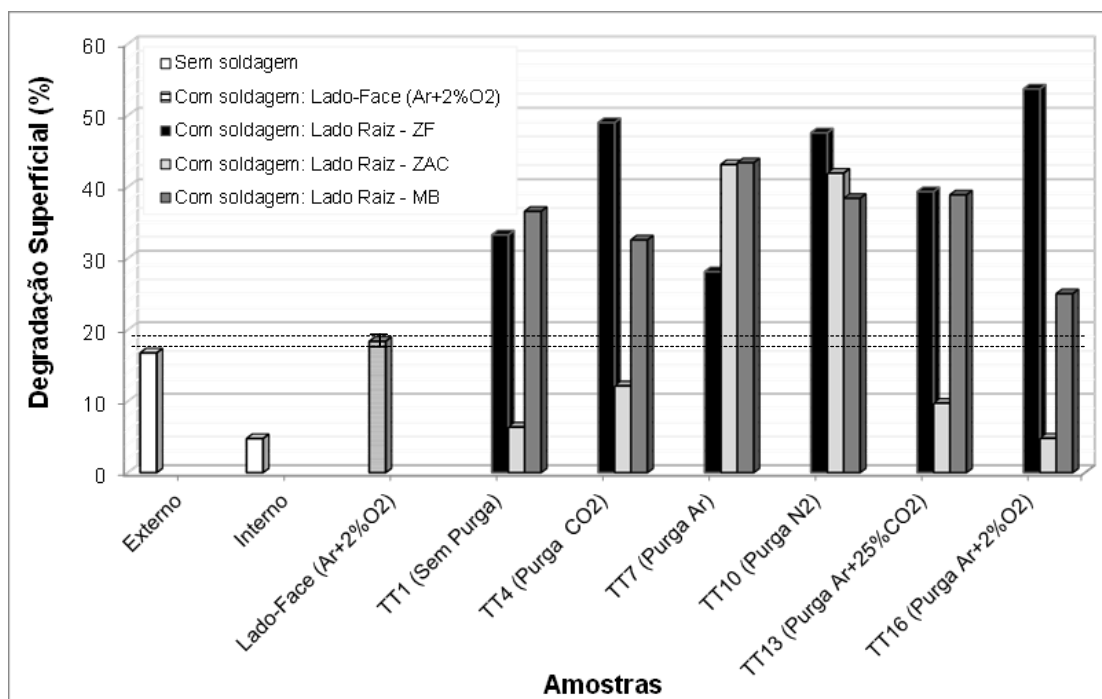


Figura 5.29 – Performance da corrosão a nível superficial

A avaliação da degradação superficial nas amostras TT7 e TT10 purgadas respectivamente com Argônio e Nitrogênio, mesmo indicando maiores índices, em contrapartida, revela que a perda de massa ocorrida nas amostras não se concentra preferencialmente em uma dada região, mas ocorre distribuída em todos os setores ZF, ZAC e MB. Deste modo, a degradação por pites generalizada se apresenta mais distribuída, minimizando efeitos localizados apresentados nas demais amostras ensaiadas, o que poderá conferir melhor qualidade em termos de vida útil dos materiais obtidos com estas purgas.

### 5.5.2 Avaliação pela análise potenciodinâmica

Nesta etapa conforme proposto no Item 3.7.2 foram avaliadas as principais condições de teste e maiores níveis de vazão de purga. Nestas amostras o setor de análise foi restrito a ZF.

O resultado desta análise pode ser observado nas curvas ilustradas na Fig. 5.30. Diferentes variações podem ser constatadas segundo os dados gráficos de cada curva. Dado o fato de que a superfície das amostras foi preparada com prévio lixamento, a camada de óxidos consequente do processo de soldagem fora removida da raiz. As densidades de corrente variaram nas áreas de interesse dentro de uma faixa de  $10^{-10}$  a  $10^{-3}$  A/cm<sup>2</sup>.

A avaliação das curvas apresentadas na Fig. 5.30 trata-se de um processo complexo que nem sempre as correlações de Tafel podem ser aplicadas. Observa-se nestas curvas que o aspecto anódico-catódico não revela a correta correlação para a determinação do potencial de corrosão ( $E_{corr}$ ) pelos procedimentos de Tafel, uma vez que não se formam com as devidas proporcionalidades. Este aspecto também foi observado e discutido por Flitt e Schweinsberg (2005) ao interpretarem curvas de polarização sob diversas situações variando materiais e ambientes corrosivos e confrontando investigações de outros autores. Deste modo, apenas o potencial de pite será equiparado, justificado pelo formato que as curvas o apresentaram, caracterizando o rompimento da película passiva e possibilitando maior segurança em um ponto de análise para esta técnica potenciodinâmica. A partir deste ponto, o que se constatou foi apenas o crescimento dos pites pelo efeito corrosivo. Pites estes constatados nas imagens da Fig. 5.31 em (a) e (b).

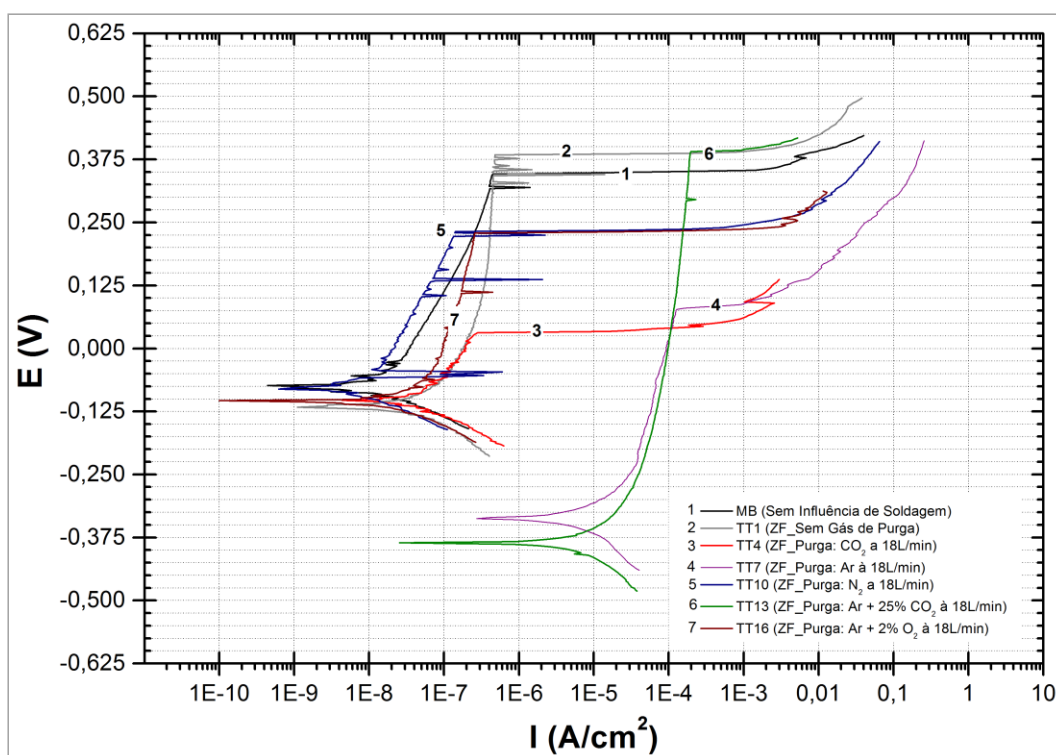


Figura 5.30 – Curvas potenciodinâmicas: MB – Metal de Base; TT1 – sem purga, TT4 – CO<sub>2</sub> a 18 L/min; TT7 – Ar a 18 L/min; ; TT10 – N<sub>2</sub> a 18 L/min; TT13 – Ar + 25%CO<sub>2</sub> a 18 L/min; e TT16 – Ar + 2%O<sub>2</sub> a 18 L/min

Com relação ao potencial de ruptura do pite, observou-se variações nos resultados dentro de uma faixa de aproximadamente 0,025V a 0,400V. Dentre as amostras ensaiadas representando as principais condições de teste somente as amostras TT1 e TT13 ultrapassaram o valor obtido para o Metal de Base sem a interferência do processo de

soldagem, tido como condição referencial. As demais condições apresentaram piores desempenhos, com destaque para a amostra do TT4 purgada com CO<sub>2</sub> puro que demonstrou a pior atuação, rompendo a camada passiva em um potencial de valor um pouco superior a 0,025V.

A presença e desenvolvimento dos possíveis pites podem ser observado nas imagens da Fig. 5.31, obtidas por microscopia eletrônica de varredura – MEV.

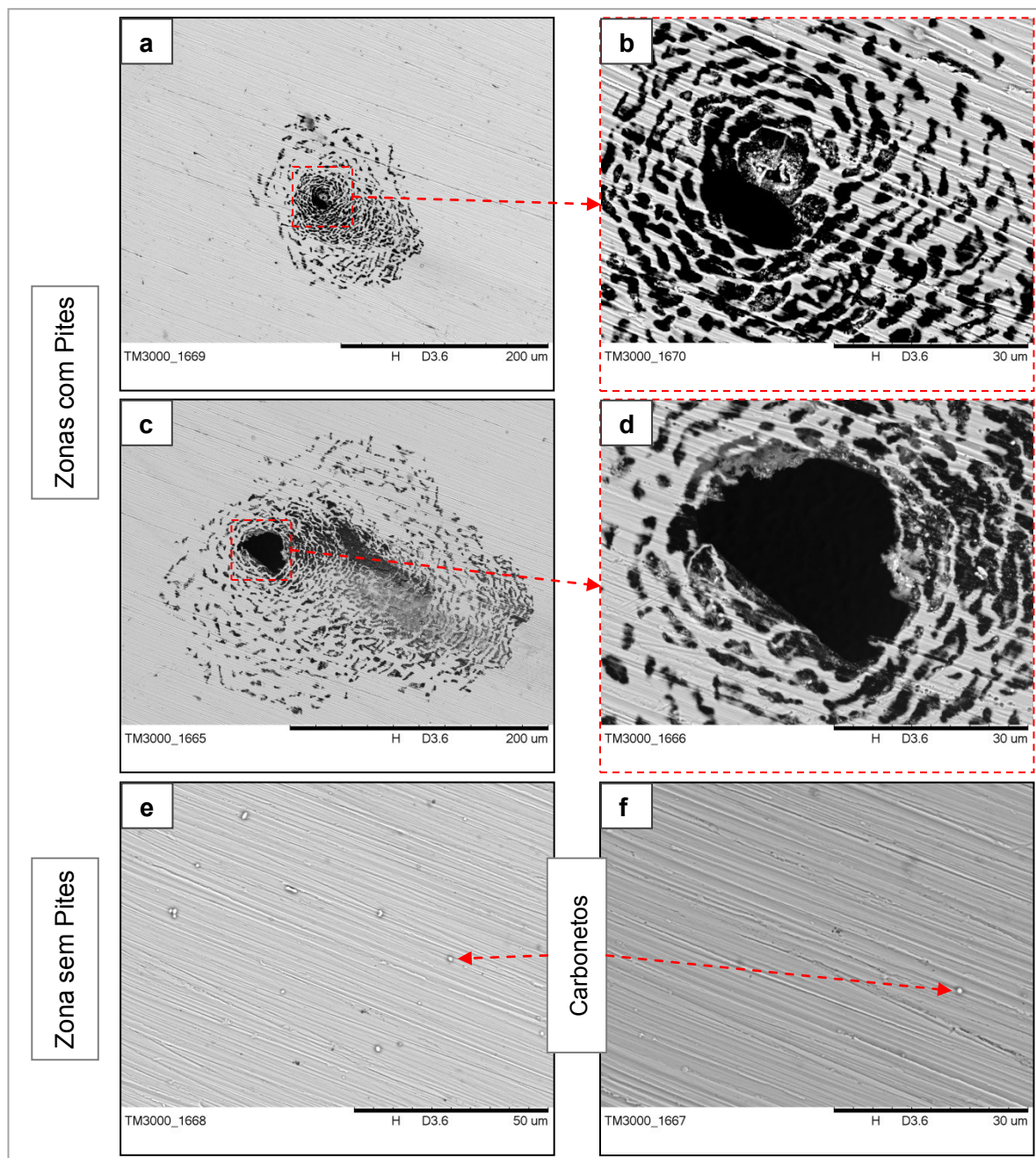


Figura 5.31 – Análise superficial por MEV: amostra pós-ensaio potenciodinâmico: ampliações de 400x (a) e (c); de 1000x (e); e 2500x (b), (d) e(f)

Na Figura 5.31 é possível observar a borda superficial de pites desenvolvidos e seus respectivos destaques em (a), (b), (c) e (d). A parte mais escura em (a) e (b) indica o local onde ocorreu o rompimento do filme passivo e nos destaques ampliados em (c) e (d) ao lado as marcas de sua aparente propagação uma vez que o ensaio foi mantido sem brusca interrupção. O crescimento do pite consequente da manutenção da corrente de corrosão se torna evidenciado. Nas imagens (e) e (f) fora das regiões afetadas pelos pites é possível constatar também a presença de carbonetos.

As medidas eletroquímicas indicam a susceptibilidade à corrosão do material através de análise da corrente e potencial (quanto menor for a corrente e maior o potencial, mais resistente ele será ao início de corrosão). Desta forma, tanto faz ter uma amostra grande ou pequena, não importa, a susceptibilidade será a mesma. No entanto, quando se tem amostras pequenas se mostrou difícil obter curvas perfeitas. Não pelo tamanho das amostras, mas pelo efeito de corrosão por fresta que se destaca inicialmente. Diversos cuidados precisam ser observados durante os embutimentos, dada à restrição dimensional das amostras, assim como alinhamento e na posição de análise.

As curvas mais representativas apresentadas na Fig. 5.30 foram as do TT4 com purga de  $\text{CO}_2$ , MB sem interferência do processo de soldagem e TT10 com purga de  $\text{N}_2$ . A raiz que usou  $\text{CO}_2$  (puro) como gás de purga apresentou a menor corrente de corrosão, no entanto, seu baixo potencial de pite e a faixa estreita de passivação, indicam que esta terá um péssimo desempenho frente à resistência a corrosão. Este comportamento na região da ZF da amostra purgada com  $\text{CO}_2$  (puro) também foi constatado por meio dos resultados do ensaio em solução de Cloreto de Ferro III (Item 5.5.1).

A condição usando  $\text{N}_2$  no gás de purga apresentou um potencial de corrosão mais nobre com uma faixa de repassivação em corrente mais baixa, indicando que a aplicação deste gás como purga está contribuindo para melhorar a proteção da raiz da solda frente ao meio corrosivo. Este comportamento leva a crer que a atuação deste elemento como gás de purga pode estar influenciando o modo de solidificação da zona fundida, controlando o percentual de formação de ferrita conforme tendência constatada na Fig. 5.17-(c), proporcionando que esta amostra desenvolvesse um potencial mais positivo.

De um modo geral, a aplicação da técnica potenciodinâmica possibilitou acrescentar informações importantes sobre o comportamento de cada condição amostral na ZF. Entretanto, dada à sensibilidade de análise, mesmo as pequenas variações na microestrutura e composição química podem estar sendo pontos cruciais para as dissimilaridades apresentadas, assim como as limitações dimensionais das amostras. Seria preciso estabelecer outras condições de coleta de amostras, ou também, variar meio de imersão, consolidando a gama de informações dentre as possibilidades desta técnica.

# CAPÍTULO VI

## Conclusões

A partir das análises dos resultados obtidos é possível concluir que:

A) - Em relação ao aspecto superficial do cordão de solda:

A aplicação de um gás como purga, mesmo não eliminando totalmente os óxidos que se formam na raiz, propiciará uma raiz de melhor aspecto superficial.

A progressiva elevação da vazão tende a alterar o aspecto de oxidação e as tonalidades desenvolvidas dependerão do gás de purga selecionado. Entretanto, uma exaustão adequada pode minimizar problemas no aspecto superficial do cordão decorrentes do aumento da pressão na raiz.

A avaliação em imagens convertidas para tons de cinza através de programa, confrontadas diretamente com seu aspecto colorido natural, indicam que o gás de purga N<sub>2</sub> (puro) apresentou melhor aspecto visual seguida da purga com Ar+25%CO<sub>2</sub>.

A avaliação subjetiva por questionário aplicado a sete pessoas destacou a purga de N<sub>2</sub> (puro) na vazão de 6 L/min como a de melhor aspecto visual, entretanto é preciso levar em conta que as pessoas podem ter conceitos diferentes sobre aparência do aspecto oxidado.

B) - Em relação ao perfil da raiz do cordão de solda:

Dentro das variações de purga e vazão propostas foi constatado que a utilização de exaustão nos TT's proporcionou raízes de aspecto mais suave e com reforço uniforme, independente do gás de purga utilizado.

As variações dimensionais da raiz em perfil transversal indicam que os gases de purga apresentados como inerte Ar e o menos reativos N<sub>2</sub> mantiveram maiores níveis de reforço, já os gases de purga com elementos químicos mais reativos desenvolveram oscilações sempre propiciando menor perfil de reforço. Entretanto, nenhuma condição testada ultrapassou o limite estipulado pela norma AWS D10.9.

O aumento imposto à vazão proporcionou oscilações similares para os gases CO<sub>2</sub> e N<sub>2</sub> (puros) em relação às alterações do perfil dimensional da raiz (variáveis L, h e A) ocorre um aumento progressivo da raiz (6 para 12 L/min) para em seguida diminuir (18 L/min).

A purga com Argônio proporciona redução das variáveis dimensionais (L, h e A) conforme se eleva a vazão. A adição de 25%CO<sub>2</sub> formando em uma nova mistura de purga demonstra o mesmo comportamento conforme se eleva a vazão, só que reduzindo mais ainda esses valores. Entretanto, o Argônio com adição de 2%O<sub>2</sub> em uma nova mistura testada mesmo com baixos valores iniciais destas variáveis proporciona elevação conforme se eleva a vazão.

Mesmo com a inclusão de furos para exaustão, independente do tipo de gás de purga, a vazão pode ainda alterar as dimensões (L, h e A) da raiz. Entretanto, a variável definida como ângulo  $\theta$  sofrerá significativas alterações se for aplicado um gás ou mistura com elementos químicos mais reativos, no caso das comparações efetuadas a presença de CO<sub>2</sub> ou O<sub>2</sub> na purga.

C) - Em relação à microestrutura:

Independente da vazão aplicada os gases CO<sub>2</sub>, N<sub>2</sub>, Ar (puros) e as misturas de Ar+25%CO<sub>2</sub> e Ar+2%O<sub>2</sub> sempre mantiveram uma leve tendência em desenvolver maior teor de ferrita na superfície da raiz do que na face do cordão, demonstrando que não existe influência marcante do tipo de gás de purga no teor de ferrita da raiz do cordão de solda. Apenas uma leve tendência média indicando maiores níveis de ferrita em componentes purgados do que quando não se aplicação um gás como purga.

Independente da vazão aplicada e das variações dos gases de purga o teor de ferrita avaliado no centro do cordão de solda se apresentou maior que as demais regiões.

As variações de purga trabalhadas não proporcionaram alterações significativas na diluição, mantendo todos os resultados dentro de uma mesma faixa de desvio padrão. Entretanto, pelo aspecto dos valores médios desenvolvidos a purga com Ar+2%O<sub>2</sub> foi a única que apresentou uma tendência crescente conforme se elevava a vazão.

Oscilações entre formações de ferrita em espinha e rendilhada foram evidenciadas, entretanto nenhum destaque micrográfico indicou a preferencia quanto à formação de um dos tipos de ferrita, dada as variações de purga aplicadas nas raízes.

D) - Em relação à microdureza na raiz:

A elevação da vazão indicou uma tendência em termos de valores médios a aumentar a microdureza dentre os gases de purga tidos como de natureza reativa onde o composto químico CO<sub>2</sub> foi predominante ou esteve presente em mistura.

O aumento da vazão não repercute em alterações da microdureza nos gases Ar e N<sub>2</sub>. Entretanto, quando se adiciona Oxigênio como no caso da mistura de Ar+2% O<sub>2</sub> a elevação da vazão repercute numa progressiva redução da microdureza, o que pode ser prejudicial em juntas sujeitas a esforços mecânicos.

E) - Em relação à corrosão:



Fica evidente que a realização de uma soldagem num componente tubular de aço inoxidável austenítico AISI 304 altera bruscamente seu comportamento a corrosão, piorando este.

As amostras purgadas com  $N_2$  e Ar, ao serem submetidas ao ensaio de corrosão em solução de cloreto de ferro III, apresentaram o aspecto de degradação a nível superficial na separação por setores (ZF, ZAC e MB) melhor distribuída do que nas demais amostras. Uma vez que a corrosão preferencial se dá por pites, a concentração corrosiva localizada que as demais condições de teste desenvolveram podem ser indícios de que um colapso poderá ser mais rápido em estruturas obtidas por uma das demais condições de purga.

A avaliação potenciodinâmica também realizada em amostras dos principais testes destacou três curvas representativas: MB, a de purga com  $N_2$  (puro) e a purgada  $CO_2$  (puro). Apontando a purga realizada com  $CO_2$  como a pior condição, pois mesmo com uma baixa corrente de corrosão desenvolveu uma estreita faixa de passivação e um baixo potencial de pite frente demais condições.

# CAPÍTULO VII

## Trabalhos Futuros

Após os ensaios realizados com foco a avaliação comportamentos dos gases aqui estudados na aplicação de purga em tubulações de aço inoxidável AISI 304, outros trabalhos poderiam ser conduzidos na tentativa de aprimorar e explicar pontos que não foram possíveis de serem alcançados durante o tempo disponível para realização deste trabalho de tese, que seriam:

1 - Variar a energia de soldagem dentro dos limites de vazões de purgas estudados para os gases: CO<sub>2</sub>, N<sub>2</sub> e Ar (adquiridos na condição puros) e misturas gasosas de Ar+25%CO<sub>2</sub> e Ar+2%O<sub>2</sub> reavaliando o comportamento frente à diluição e microestrutura. Com maiores níveis de energia o tempo para reações entre os gases de purga e a raiz poderá ser prolongado, tornando diferenças mais evidentes entre gases reativos e inertes. Diferentes energias aplicadas na soldagem culminaram alterações nas taxas de resfriamento, possibilitando que as microestruturas presentes possam também desenvolver situações diferenciadas, evidenciando com maior clareza as alterações pelo gás de purga atuando sobre elas.

2 - Utilizar diferentes tipos de gás de proteção em contrapartida a variações nas condições de purga. Um exemplo seria a aplicação de proteção Ar com CO<sub>2</sub>, dentro dos limites recomendados pela norma AWS d 10.4 de até 25%, pois como os efeitos térmicos propiciados pela atuação do arco elétrico no gás de proteção são mais severos, a dissociação do Carbono presente no gás de proteção alteraria com maior intensidade por efeito gamagênico e assim obter melhores contrastes entre as fases ferríticas e austeníticas. Estes aspectos seriam confrontados com os efeitos desenvolvidos na raiz pela interação com as variações gasosas de purga.

3 – A partir da determinação do perfil das isoterms em uma junta soldada, investigar comportamento da poça de fusão mediante variações da vazão do gás de purga, possibilitando estabelecer se ocorre realmente efeitos exotérmicos ou endotérmicos associados a cada condição de purga, associando a este comportamento a perfil dimensional da raiz e até suas alterações microestruturais.

4 - Avaliar o comportamento corrosivo dos testes de purga em outros ambientes corrosivos, ou mesmo em outros testes como: corrosão-erosão, que poderia demonstrar o comportamento destes materiais purgados frente a ambientes com deslocamento de cargas.

5 – Conciliando à proposta (3) avaliar a formação ou precipitação de carbonetos na ZAC e sua influência na resistência a corrosão dos materiais obtidos. Pois segundo Curiel *et al* (2011) o ciclo térmico desenvolvido no processo de soldagem está diretamente ligado sensitização do aço inox 304. Uma vez conhecido o âmbito de interferência dos gases de purga no perfil térmico da raiz, estes seriam confrontados as melhorias ou pioras obtidas no seu desempenho corrosivo.

## REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS

ABINOX – Associação Brasileira do Aço Inoxidável. **Revista: Inox**. Disponível em: <<http://www.abinox.org.br/revista-inox-edicoes.php>>, vol. 44, acesso em 26/01/2014.

ABITAM – Associação Brasileira da Indústria de Tubos e Acessórios de Metal. **Estatística: exportações e importações de tubos - posição em outubro de 2013**. Disponível em: <<http://www.abitam.com.br/estatisticas.php>>, acesso em 26/01/2014.

\_\_\_\_\_. **"Welding of stainless steels and other joining methods"**. Nickel Development Institute, Handbook série 9002, 1988, p. 7-12.

ASM, Sociedade Americana Internacional de Materiais. **"ASM International Handbook - Metallography and Microstructures"**. Metals Handbook, v. 9, 2004.

ASM, Sociedade Americana Internacional de Materiais. **"Corrosion"**. Metals Handbook, v. 13, 1992.

ASM, Sociedade Americana Internacional de Materiais. **"Corrosion: fundamentals, testing, and protection"**. Metals Handbook, v. 13A, 2003.

ASME, Sociedade Americana de Engenheiros Mecânicos. **Seção IX: código ASME para caldeiras e vasos de pressão**. Versão traduzida, 1983.

ASTM, American Society for Testing and Materials. E – 92. **"Standard test method for Vickers hardness of metallic materials"**. Outubro de 1997.

ASTM - American Society for Testing and Materials - E407 – 07. **"Standard practice for microteaching metals and alloys"**. Maio, 2011.

ASTM, American Society for Testing and Materials. G – 46. **"Standard Guide for Examination and Evaluation of Pitting Corrosion"**. Reaprovada em maio de 2005.

ASTM, American Society for Testing and Materials. G – 48. **"Standard test methods for pitting and crevice corrosion resistance of stainless steel and related alloys by the use of ferric chloride solution"**. Novembro de 1980.

ASTM - American Society for Testing and Materials – G48 – 99: **"Standard test methods for pitting and crevice corrosion resistance of stainless steels and related alloys by use of ferric chloride solution"**. Dezembro, 1999.

ASTM - American Society for Testing and Materials – G5 – 94: **"Standard reference test method for making potentiostatic and potentiodynamic anodic polarization measurements"**. Agosto, 2002.

AWS, American Welding Society D1.1/D1.1M:2004. **"Structural welding code steel"**. Outubro de 2003.

AWS, American Welding Society D10.4, **"Recommended practices for welding austenitic chromium-nickel stainless steel piping and tubing"**. Abril de 1986.

AWS, American Welding Society D10.9: **"Specification for qualification of welding procedures and welders for piping and tubing"**. Outubro de 1980.

AWS, American Welding Society D10.11, **"Recommended practices for root pass welding of pipe without backing"**. Janeiro de 1987.

AWS, American Welding Society D10.11M/D10.11, **"Guide for root pass welding of pipe without backing"**, maio de 2007.

BAIXO, C. E. I., DUTRA, J. C. **Efeito do gás de proteção e do modo de transferência na aplicação da liga 625 em aço carbono**. Soldagem Inspeção, São Paulo - SP, v. 14, n. 4, p. 313-319, Out/Dez, 2009.

BATISTA, S. L. G.; CAVALCANTI, E. H. de S.; MATLAKHOV, A. N.; MATLAKHOVA, L. A.; CORRÊA, R. C. **Monitoramento de corrosão intergranular de um aço inoxidável através da reativação eletroquímica potenciocinética**. 22° CONBRASCORR – Congresso Brasileiro de Corrosão, Salvador-BA, agosto, 2002.

CALLISTER, W. D. **"Materials science and engineering An Introduction"**. John Wiley & Sons Inc., New York - NY, 1991.

CARDOSO, R. J. de C. **Corrosão de tubo de aço inoxidável (AISI 304) de alta pressão**. 6° COTEQ Conferência sobre Tecnologia de Equipamentos, 22° CONBRASCORR – Congresso Brasileiro de Corrosão, Salvador – BA, 2002.

CEDRÉ, E.D.; MORELES, F. R.; RICO, T. M.; CRESPO, A. C.; GONZÁLEZ, J. C. **"Estudio del comportamiento de la emisión de salpicadura, en el proceso GMAW, utilizando mezclas de CO<sub>2</sub> + O<sub>2</sub> como gas de protección"**. Revista Acadêmica de Engenharia, Universidade Autónoma de Yucatán, v. 10, n. 002, maio-agosto, 2006, pp. 17-24.

CHEN, Y. Y.; CHOU, L. B.; WANG, L. H.; OUNG, J. C.; SHIN, H. C. **"Electrochemical polarization and stress corrosion cracking of alloy 690 in 5-M chloride solutions at 25°C"**. CORROSION, vol. 61, n. 01, Março, 2004, p. 3-11.  
<https://doi.org/10.5006/1.3278159>

COSTA, R. C. S.; RAMALHO, G. L. B.; LOPES, D. F. A.; DE MEDEIROS, F. N. S.; DE MEDEIROS, L. C. L.; BRUNO, A. D. S. **Avaliação da sensitização do aço inoxidável AISI 304L através de imagens micrográficas**. Anais do 3º Congresso Brasileiro de P&D em Petróleo e Gás, Salvador – BA, 2005.

DA SILVA, M. J. G. **Estudo da temperatura de solubilização de aços inoxidáveis austeníticos ASTM A312 TP321 para operação em indústria petroquímica**. Dissertação de Mestrado, Universidade Federal do Ceará, Fortaleza – CE, 2001.

DERUNTZ, B. D. **"Assessing the benefits of surface tension transfer® welding to industry"**. Journal of Industrial Technology, v. 19, n. 4, Agosto-Outubro, 2003, p. 1-8.

DIAS, A. O. **Análise da Influência dos parâmetros de pulsação na Soldagem do aço inoxidável AISI 304 através do arame tubular AWS E316LT1-4**. Dissertação Mestrado, Universidade Federal de Itajubá, Itajubá - MG, 2009, p. 33.

DI CUNTO, J. C. **Estudo da resistência à corrosão de aços inoxidáveis para uso na parte fria dos sistemas de exaustão de veículos**. Dissertação de Mestrado, Instituto de Pesquisas Energéticas e Nucleares – IPEN, São Paulo – SP, 2005.

FERREIRA, D. **Influência do gás de proteção na soldagem do aço inoxidável ferrítico**. Dissertação de Mestrado, Universidade Federal de Uberlândia, Uberlândia - MG, Brasil, 2007.

FLETCHER, M. **"Gas purging optimizes root welds"**. Welding Journal, December, 2006, p. 38-40.

FLITT, H. J.; SCHWEINSBERG, D. P. **"A guide to polarization curve interpretation: deconstruction of experimental curves typical of the Fe/H<sub>2</sub>O/H<sup>+</sup>/O<sub>2</sub> corrosion system"**. Elsevier - Corrosion Science, v. 47, 2005, p. 2125–2156.  
<https://doi.org/10.1016/j.corsci.2004.10.002>

FORTES, C. **Apostila: Soldagem de tubulações**. ESAB – Pipelines Welding Handbook, março, 2003.

GALVIS E, A. R.; HORMAZA, W. **"Characterization of failure modes for different welding processes of AISI/SAE 304 stainless steels"**. Elsevier, Engineering Failure Analysis 18, 2011, p. 1791–1799.  
<https://doi.org/10.1016/j.engfailanal.2011.04.008>

GARCÍA, C.; MARTÍN, F.; DE TIEDRA, P.; HEREDERO, J.A.; APARICIO, M.L. **"Effects of prior cold work and sensitization heat treatment on chloride stress corrosion cracking in type 304 stainless steels"**. Corrosion Science, vol. 43, 2001, p. 1519-1539.  
[https://doi.org/10.1016/S0010-938X\(00\)00165-7](https://doi.org/10.1016/S0010-938X(00)00165-7)

GIORA, R. D. P. **Avaliação comparativa de barras laminadas do aço AISI 304L com e sem tratamento térmico de solubilização com foco em corrosão**. Dissertação de Mestrado, Universidade Federal do Rio Grande do Sul, Porto Alegre- RS, 2012.

INOUE, H.; KOSEKI, T.; OHKITA, S.; E FUJI, M. **"Formation mechanism of vermicular and lacy ferrite in austenitic stainless steel weld metals"**. Science and Technology of Welding and Joining, v. 5, n. 6, Abril, 2000, p. 385-396.  
<https://doi.org/10.1179/136217100101538452>

LEE, D.J; JUNG, K. H.; SUNG, J. H.; KIM, Y. H.; LEE, K. H.; PARK, J. U.; SHIN, Y. T.; LEE, H. W. **"Pitting corrosion behavior on crack property in AISI 304L weld metals with varying Cr/Ni equivalent ratio"**. Elsevier - Materials and Design, v. 30, 2009, p. 3269-3273.  
<https://doi.org/10.1016/j.matdes.2009.01.023>

LIAO, M.T.; CHEN, W.J. **"The effect of shielding-gas compositions on the microstructure and mechanical properties of stainless steel weldments"**. Elsevier - Materials Chemistry and Physics, vol. 55, 1998, p.145-151.  
[https://doi.org/10.1016/S0254-0584\(98\)00134-5](https://doi.org/10.1016/S0254-0584(98)00134-5)

LIMA, A. S.; ABREU, H. F. G.; NETO, P. L.; SOBRAL, A. V. C. **Aspectos da corrosão intergranular dos aços inoxidáveis austeníticos AISI 304L, AISI 316L, AISI 321 e AISI 347, usados em refinarias**. 6º Conferência sobre Tecnologia de Equipamentos- COTEQ, 22º Congresso Brasileiro de Corrosão – CONBRASCORR, Salvador – BA, 2002.

LINCOLN® ELECTRIC. **"MIG/MAG Welding Guide: for gas metal arc welding (GMAW)"**. Lincoln® Electric Company, 3ª ed., Novembro, 1997.

LINCOLN ELECTRIC. **"Operator's manual: power wave® 455M/STT"**. Disponível em: <[www.lincolnelectric.com](http://www.lincolnelectric.com)>, acesso em 2011.

LIPPOLD, J. C.; KOTECKI, D. J. **"Welding metallurgy and weldability of stainless steels"**. John Wiley & Sons Inc., Hoboken, New Jersey, 2005, p. 141-255.

LOPES, J. A. M. **Avaliação de técnicas eletroquímicas para quantificação de graus de sensitização de um aço AISI 304**. Dissertação de Mestrado, UFOP – CETEC – UEMG, Ouro Preto – MG, 2004, p. 10-71.

LYTTLE, K.A. **"Shielding Gases for Welding"**. Material Handbook of ASM - welding, brazing and soldering, vol. 6, 1993, p. 163-176.

MAGNABOSCO, R. **Influência da microestrutura no comportamento eletroquímico do aço inoxidável UNS S31803 (SAF 2205)**. Tese de Doutorado, Escola Politécnica da Universidade de São Paulo, São Paulo-SP, 2001.

MCMMASTER, J. A. **"Using Inert Gases for Weld Purging"**. Welding Journal, Maio, 2008, p. 40-44.

MEADOWS, C.; FRITZ, J. D. **"Understanding stainless steel heat-affected zones"**. Welding Journal, Julho, 2005, p. 26-30.

MODENESI, P. J. **Soldabilidade dos aços inoxidáveis**. SENAI – SP, São Paulo – SP, vol.1, 2001, p. 36-62.

MOREIRA, A. F. **Influência da atmosfera protetora no cordão de solda obtido através dos processos de soldagem GMAW e FCAW**. Dissertação de Mestrado, Faculdade de Engenharia – UNESP, Campus de Ilha Solteira, São Paulo, 2008.

MORONA, M. T. **Ensaio eletroquímico e influência da nitretação à plasma na resistência à corrosão do aço inoxidável ISO 5832-1**. Dissertação de Mestrado, Universidade Tecnológica Federal do Paraná, Curitiba-PR, 2007.

MOYER, N. **"The evolution of shielding gas"**. Welding Journal, Setembro, 2002, p. 51-52.

NAGE, D. D.; RAJA, V.S. **"Effect of nitrogen addition on the stress corrosion cracking behavior of 904 L stainless steel welds in 288 °C deaerated water"**. Corrosion Science, vol. 48, 2006, p. 2317–2331.  
<https://doi.org/10.1016/j.corsci.2005.08.001>

RIHAR, G.; URAN, M.; JOVANOVIĆ, M. **"Remote visual examination of stainless pipelines for pharmaceutical industry"**. 8th International Conference of the Slovenian Society for Non-Destructive Testing, Portorož, Slovenia, September, 2005, p. 351-358.

ROBERGE, P. R. **"Corrosion inspection and monitoring"**. John Wiley & Sons, Inc, New Jersey, 2007.  
<https://doi.org/10.1002/0470099763>

SANTANDRÉIA, R. **Análise da corrosão em aços inoxidáveis ferríticos estabilizados e com teores variáveis de molibdênio**. Tese de Mestrado, UFRJ, Rio de Janeiro – RJ, 1999.

SANTOS, L. J. C. **Avaliação do ciclo de vida e custeio do ciclo de vida de evaporadores para usina de açúcar**. Tese de Doutorado, Escola Politécnica da Universidade de São Paulo, São Paulo - SP, 2007, p. 94-128.  
<https://doi.org/10.11606/T.3.2007.tde-08012008-151424>



SCOTTI, A.; PONOMAREV V. **Soldagem MIG/MAG: melhor entendimento, melhor desempenho**. Artliber Editora, São Paulo – SP, 2008.

SHALABY, H.M.; RIAD, W.T. **"Failure investigation of gas inlet chamber"**. Engineering Failure Analysis, vol. 15, jan., 2007, p. 38-42.

SHANKAR, V.; GILL, T.P.S.; MANNAN, S.L.; SUNDARESAN, S. **"Solidification cracking in austenitic stainless steel welds"**. Sadhana, Bangalore, v. 28, n. 3 - 4, p. 359 – 382, jun/ago, 2003.

SHIRWAIKAR, C. V.; REDDY, G. P. **"Purging with Nitrogen in the Welding of Austenitic Stainless Steels"**. Welding Research Supplement, janeiro, 1975, p. 12s-15s.

SILVA, R. H. G. **Soldagem mig/mag em transferência metálica por curto circuito controlado aplicada ao passe de raiz**. Dissertação de Mestrado, Universidade Federal de Santa Catarina, Florianópolis - SC, 2005, p. 20-50.

SOUZA, J. de F. P. **Propriedades mecânicas de aços inoxidáveis austeníticos nitretados submetidos à hidrogenação catódica**. Dissertação de Mestrado, Universidade Federal do Paraná, 2006.

SPERKO, W. J. **"Purge to protect stainless-steel pipe welds"**. Welding Design & Fabrication, Maio, 1995, p. 26-27.

STAVA, E. K. **"The surface-tension-transfer power source: a new, low-spatter arc welding machine"**. Welding Journal, janeiro, 1993, p. 25-29.

TAVARES, S. S. M.; DE CASTRO, J. L. G.; CÔRTE, R. R. A.; DE SOUZA, V. M.; PARDAL, J. M. **Detecção de pequenos teores de fase sigma e avaliação dos seus efeitos na resistência à corrosão do aço inoxidável duplex UNS S31803**. Engevista, v. 8, n. 2, dezembro, 2006, p. 77-82.

TERADA, M. **Corrosão de aços inoxidáveis avançados em meios fisiológicos**. Instituto de Pesquisas Energéticas e Nucleares - IPEN, USP, São Paulo – SP, 2008, p.17-25.

TRIGWELL, S.; SELVADURAY, G. **"Effects of welding on the passive oxide film of electropolished 316L stainless steel"**. Journal of Materials Processing Technology, v. 166, 2005, p. 30-43.  
<https://doi.org/10.1016/j.jmatprotec.2004.07.091>

TSAY, L.W.; LIU, Y.C.; YOUNG, M.C.; LIN, D.Y. **"Fatigue crack growth of AISI 304 stainless steel welds in air and hydrogen"**. Elsevier - Materials Science and Engineering A 374, 2004, p. 204–210.

<https://doi.org/10.1016/j.msea.2004.02.018>

UHLIG, H. H. **"Corrosion and corrosion control: an introduction to corrosion science and engineering"**. John Wiley & Sons, Inc., Hoboken New Jersey, 2008.

VAIDYA, V. V. **"Shielding gas mixtures for semiautomatic welds"**. Welding Journal, Setembro, 2002, p. 43-48.

WEISS, Almiro. **Soldagem**. Editora do Livro Técnico, Curitiba – PR, 2010.

WILL, C. R. **Comportamento à corrosão de juntas de superduplex UNS S32760 soldadas por GMAW pulsado com diferentes misturas gasosas**. Dissertação Mestrado, Universidade Federal do Rio Grande do Norte, Porto Alegre - RN, 2009.

WOLYNEC, S. **Técnicas Eletroquímicas em Corrosão**. Escola Politécnica da Universidade de São Paulo, São Paulo - SP, 2002.

YOUNG, B. **"Shielding and purging gases: making the right selection"**. Welding Journal, Janeiro, 1995, 47-49.

## **APÊNDICES**

## Apêndice A. Notas dos avaliadores referentes à inspeção por questionário do Item 5.2.2

Tabela 1 - Resultado da avaliação *in loco*

Amostras	1ºAvaliador	2ºAvaliador	3ºAvaliador	4ºAvaliador	5ºAvaliador	6ºAvaliador	7ºAvaliador
TT1	1	2	1	2	2	4	4
TT2	2	2	3	4	2	3	4
TT3	2	3	3	4	2	3	4
TT4	2	3	3	3	2	3	4
TT5	2	3	4	3	4	2	4
TT6	1	1	1	2	3	1	3
TT7	1	2	1	2	3	1	3
TT8	4	5	5	5	5	5	5
TT9	1	2	1	1	2	1	2
TT10	3	3	4	4	4	2	4
TT11	1	4	2	2	3	3	3
TT12	1	4	3	2	4	3	3
TT13	2	3	3	3	1	3	4
TT14	1	3	2	4	3	4	4
TT15	1	3	1	3	3	4	4
TT16	1	2	1	2	1	4	3
Replica dos TT purgado com Ar e N <sub>2</sub>							
Amostras	1ºAvaliador	2ºAvaliador	3ºAvaliador	4ºAvaliador	5ºAvaliador	6ºAvaliador	7ºAvaliador
TT5	3	5	5	3	4	5	4
TT6	1	2	2	1	2	1	1
TT7	1	2	1	2	2	1	2
TT8	3	2	5	5	5	5	5
TT9	2	5	3	3	3	1	2
TT10	1	2	1	2	2	1	1

Apêndice B. Demais microestruturas das soldas com purga nos maiores níveis de vazão selecionadas no estudo do Capítulo V

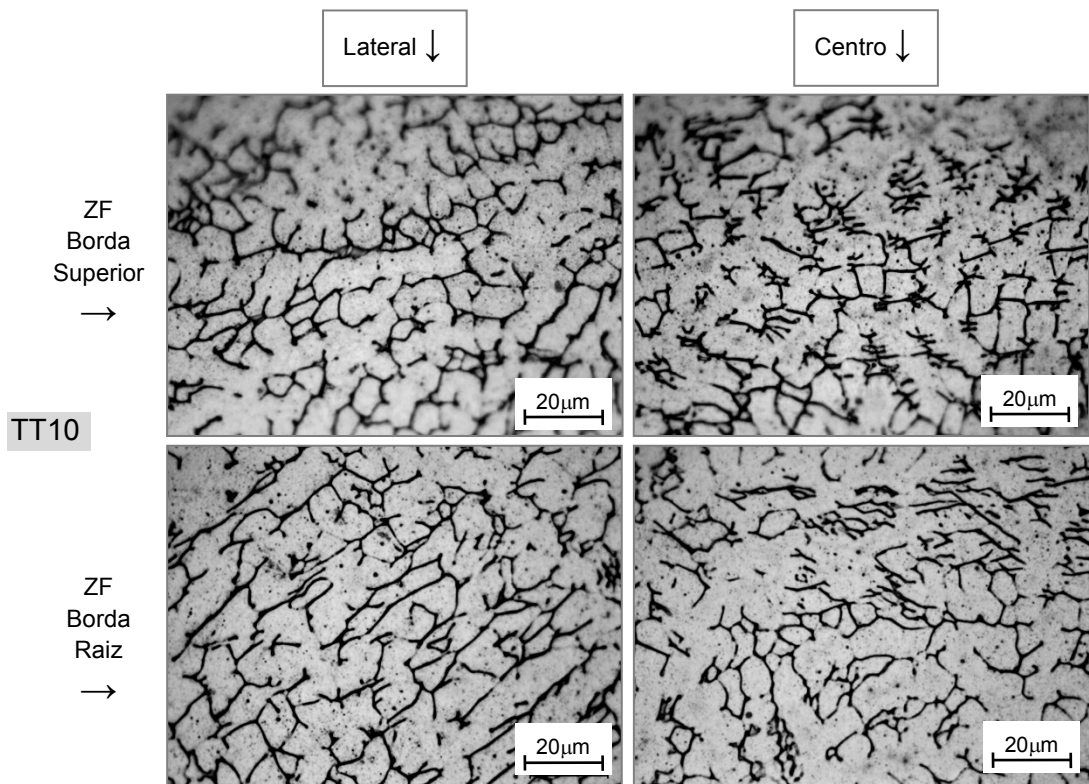


Figura 1. Micrografias com ampliação de 1000x do TT10 – purgado com  $N_2$  a 18 L/min

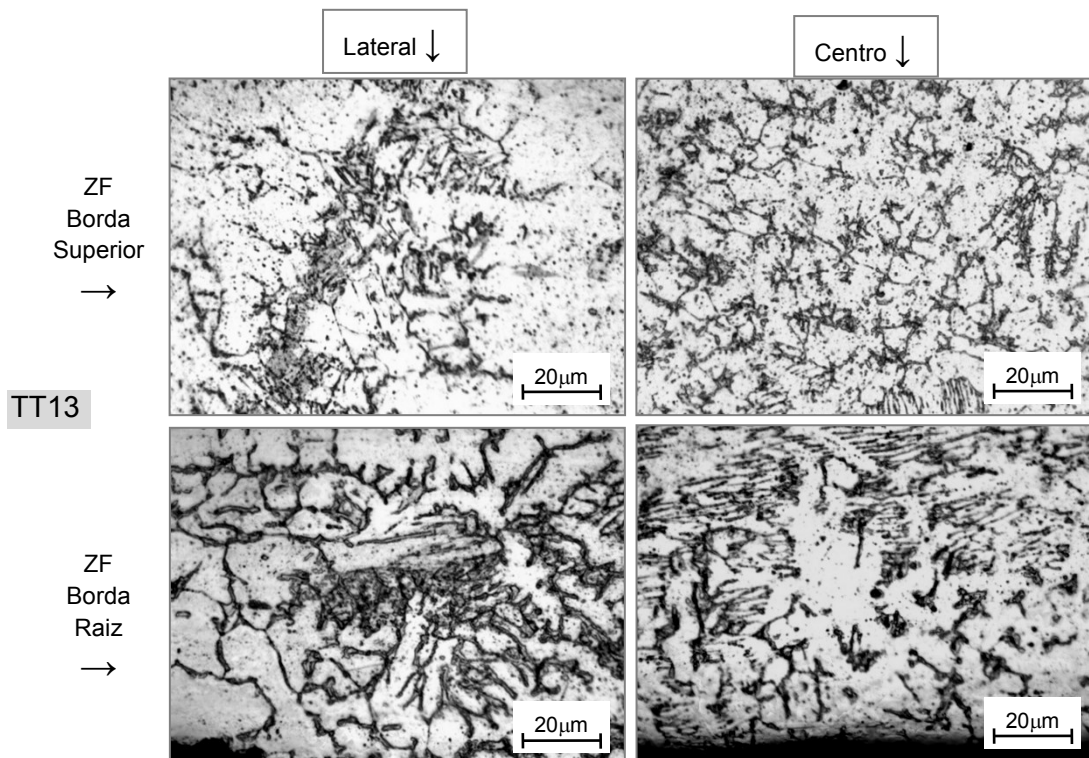


Figura 2. Micrografias com ampliação de 1000x do TT13 – purgado com  $Ar + 25\%CO_2$  a 18 L/min

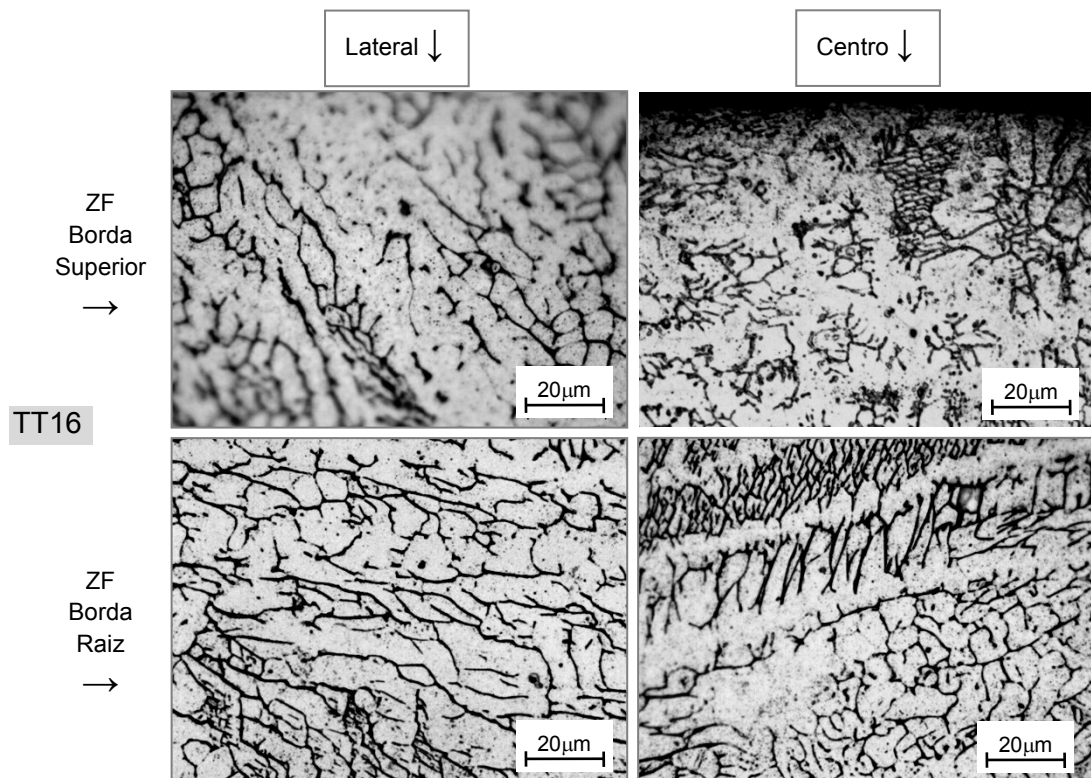


Figura 3. Micrografias com ampliação de 1000x do TT16 – purgado com Ar + 2%O<sub>2</sub> a 18 L/min

Apêndice C. Imagens das amostras utilizadas na avaliação de corrosão superficial pelo ensaio em solução de Cloreto de Ferro III

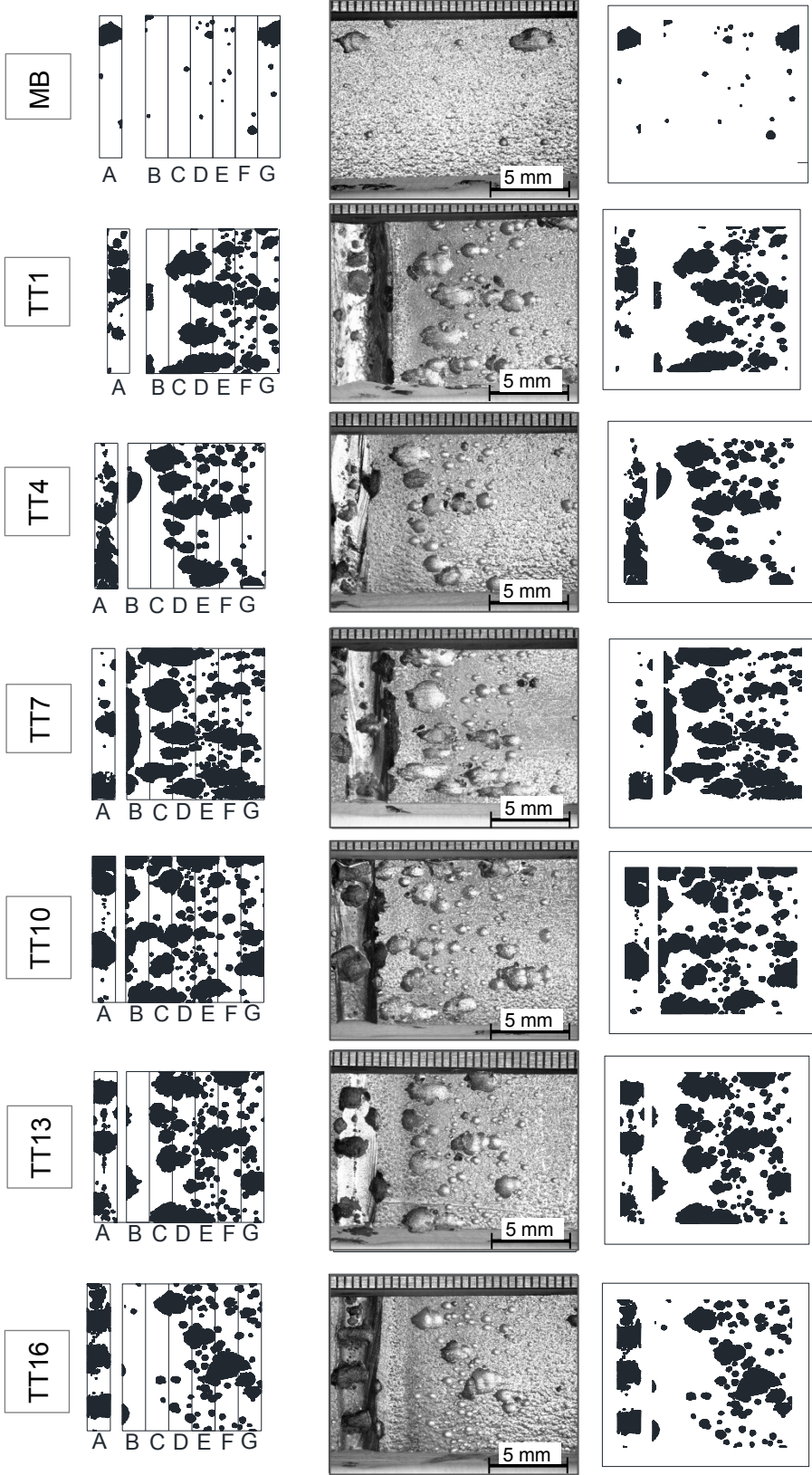


Figura 1. Demarcação de pites a nível superficial analisada em programa

## **ANEXOS**



## Anexo A. Ficha técnica do metal de base (tubos de inox)




 <b>Certificado de Qualidade</b> <b>Quality Certificate</b>										 <b>ISO 9001:2000</b> <b>Certificado desde 1999</b>	
										<b>181267 /2011</b>	
<b>Cliente (Customer):</b> LIDER INOX LTDA <b>Pedido Cliente (Customer order):</b> E-MAIL					<b>Pedido(Order):</b> 279227			<b>Nota Fiscal (Invoice):</b> 7755 <b>Data (Date):</b> 04/11/2011			
Material (Product)											
<b>Descricao (Description):</b> Tubo Redondo C/C 304 - 203,20 mm x 2,77 mm ( ) (TB 11/00639/1)-(5 pcs)										<b>Num. Rast. TB 11/00639/1</b>	
<b>Corrida (Heat):</b> 2980B2200				<b>Placa: **</b>		<b>Norma (Standard):</b> ASTM A554				<b>Qtde. (Quantity):</b> 30,00	
<b>Observacao (Observation):</b> RASTRO: 1520160, 1520308, 1520310, 1520424, 1520453, 1520538, 1520541, 1520783, 1520787, 1521061, 1521063, 1521231, 1521234, 1521405, 1521406, 1521519, 1521520, 1521650											
Análise Química (Chemical Composition)						Análise Mecânica (Mechanical Properties)					
C	SI	Mn	Cr	Ni	Mo	N	Ti	P	<b>Limite de Escoamento (Yield Stress):</b> 0,2% 346 MPA		
0,048	0,370	1,19	18	8	0,083		0,0012	0,036	<b>Resistencia a Tracao (Strizione):</b> 671 MPA		
S	Cu	Al	N2	Nb				<b>Dureza:</b> 86 HRB			
0,001	0,1207							<b>Reduc. Area Minima (Reduction of Area):</b>			
									<b>Estricção</b>		
									<b>Alongamento (Elongation):</b> 52		
									<b>Tam. do Grao (Grain Size):</b>		

Figura 1. Ficha técnica padrão do metal de base (tubo inox austenítico 304) fornecida pelo fabricante

## Anexo B. Ficha técnica do arame eletrodo



Datasheet updated 2012-06-02 19:28:06 (supersedes all previous editions)

## Sandvik 19.9.LSi

(Welding wire)

Sandvik 19.9.LSi is a filler metal particularly suited for MIG welding. It can also be used for TIG and plasma arc welding. It is suitable for joining stainless steels of the 15Cr/5Ni ELC-type and 15Cr/5Ni/Nb type for service temperatures up to 350°C (660°F).

### STANDARDS

- AWS ER308LSi
- EN number 19 9 L Si

**Product standards**

- EN ISO 14343
- AMSE/AWS SFAS.9

### FILLER METAL

#### CHEMICAL COMPOSITION (AIM), WT%

C	Si	Mn	P	S	Cr	Ni	Mo	N
<0.025	0.9	1.8	<0.025	<0.015	20	10.5	<0.3	<0.06

**Ferrite content**  
The ferrite number according to DeLong diagram based on aim analysis = 11FN.

#### CHEMICAL COMPOSITION- ALL-WELD METAL

The following data are typical for non heat treated weld metal made by MIG welding with a shielding gas of Ar + 2%O<sub>2</sub> and TIG or plasma arc welding with Argon as shielding gas.

#### CHEMICAL COMPOSITION, WT%

C	Si	Mn	P	S	Cr	Ni	N
0.02	0.8	1.6	0.010	0.011	20	10.5	<0.06

#### MICROSTRUCTURE- ALL-WELD METAL

Austenitic matrix with a ferrite content of about 12FN according to DeLong diagram.

#### MECHANICAL PROPERTIES- ALL-WELD METAL

MIG TIG - typical for non heat treated weld metal

Temperature	°C	20	400	-196
Yield strength, R <sub>p0.2</sub>	MPa	390	290	-
Tensile strength, R <sub>m</sub>	MPa	600	440	-
Elongation, A <sub>5</sub>	%	42	24	-
Reduction in area, Z	%	60	-	-
Impact strength, Charpy V	J	120	-	50
Hardness, Vickers	HV	160	-	-

#### PHYSICAL PROPERTIES- ALL-WELD METAL

Temperature °C	20	100	300	500
Thermal conductivity, W/m	15	16	19	21

Figura 2. Ficha técnica padrão do metal de adição (Arame eletrodo 308LSi) disponibilizado pelo fabricante em catálogo eletrônico (continua)

Thermal expansion per °C, from 20°C (68 °F) to 400°C (750 °F)  $18 \times 10^{-6}$   
 Density, g/cm<sup>3</sup> 7,9

#### CORROSION PROPERTIES- ALL-WELD METAL

Sandvik 19.9.LSi has good resistance to general corrosion and due to its low carbon content, good resistance to intergranular corrosion. Example: Huey test for MIG weld metal (5 x 48 hours in boiling 65% HNO<sub>3</sub>). Rate of corrosion mean value, 0.13 mm/year.

#### RECOMMENDED WELDING DATA

##### MIG welding

Electrode positive is used to give good penetration in all types of welded joint. The following table shows common conditions for MIG welding.

Wire diameter, mm	Wire feed, m/min	Current, A	Voltage, V	Gas, l/min
<b>Short-arc welding</b>				
1.0	4-8	60-140	15-21	12
<b>Spray-arc welding</b>				
1.0	6-12	140-220	23-28	18
1.2	5-9	180-260	24-29	18
<b>Pulsed-arc welding<sup>1)</sup></b>				
1.2	3-10	150-250	23-31	18
<sup>1)</sup> Pulse parameters:		Peak current	300 - 400 A	
		Background current	50 - 150 A	
		Frequency	80 - 120 Hz	

Sandvik can provide [recommendations for shielding gases](#).

Short-arc welding is used with light gauge material of less than about 3 mm, in depositing root runs, and in welding out-of-flat positions.

The higher the inductance in short-arc welding, the higher the fluidity of the molten pool.

Spray-arc welding is normally used for heavier gauge material.

##### TIG welding

The parameters for TIG welding depend largely upon the base metal thickness and the welding application.

Electrode negative and a [shielding gas](#) of argon or helium should be used to prevent oxidation of the weld metal.

#### APPROVALS

CE, DB, TÜV

##### DISCLAIMER

Recommendations are for guidance only, and the suitability of a material for a specific application can be confirmed only when we know the actual service conditions. Continuous development may necessitate changes in technical data without notice. This datasheet is only valid for Sandvik materials.

Figura 2. Ficha técnica padrão do metal de adição (Arame eletrodo 308LSi) disponibilizado pelo fabricante em catálogo eletrônico