



Universidade do Estado do Rio de Janeiro

Centro de tecnologia e ciências

Faculdade de engenharia

Samuel Amora Alves Neto

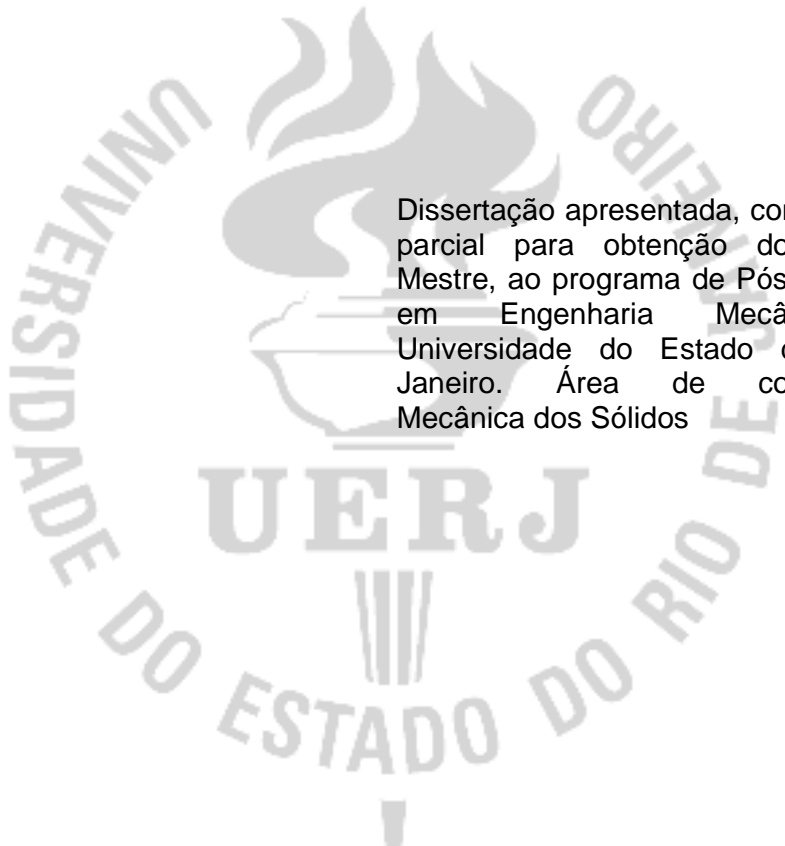
**Caracterização metalúrgica de juntas de aço inoxidável superduplex
soldadas por processo TIG autógeno**

Rio de Janeiro

2011

Samuel Amora Alves Neto

**Caracterização metalúrgica de juntas de aço inoxidável superduplex
soldadas por processo TIG autógeno**



Dissertação apresentada, como requisito parcial para obtenção do título de Mestre, ao programa de Pós-Graduação em Engenharia Mecânica, da Universidade do Estado do Rio de Janeiro. Área de concentração: Mecânica dos Sólidos

Orientadora: Prof.^a Dr.^a Marília Garcia Diniz

Rio de Janeiro

2011

CATALOGAÇÃO NA FONTE
UERJ / REDE SIRIUS / BIBLIOTECA CTC/B

A474 Alves Neto, Samuel Amora.

Caracterização metalúrgica de juntas de aço inoxidável
superduplex soldadas por processo TIG autógeno /
Samuel Amora Alves Neto. - 2011.

108 f.

Orientadora: Marília Garcia Diniz
Dissertação (Mestrado) – Universidade do Estado do
Rio de Janeiro, Faculdade de Engenharia.

1. Aço inoxidável – Teses. 2. Juntas (Engenharia) –
Teses. 3. Engenharia Mecânica. I. Diniz, Marília Garcia. II.
Universidade do Estado do Rio de Janeiro. III. Título.

CDU 621.791.052-034.14

Autorizo, apenas para fins acadêmicos e científicos, a reprodução total ou parcial
desta tese, desde que citada a fonte.

Assinatura

Data

Samuel Amora Alves Neto

**Caracterização metalúrgica de juntas de aço inoxidável superduplex
soldadas por processo TIG autógeno**

Dissertação apresentada, como requisito parcial para obtenção do título de Mestre, ao programa de Pós-Graduação em Engenharia Mecânica, da Universidade do Estado do Rio de Janeiro. Área de concentração: Mecânica dos Sólidos

Aprovado em: 28 de março de 2011.

Banca Examinadora:

Prof.^a Dr.^a Marília Garcia Diniz (Orientadora)
Faculdade de Engenharia – UERJ

Prof. Dr. Francisco José da Cunha Pires Soeiro
Faculdade de Engenharia – UERJ

Prof. Dr. André Luiz Pinto
Instituto Militar de Engenharia – IME
Centro Brasileiro de Pesquisas Físicas – CBPF

Prof. Dr. Ivan Guillermo Solorzano Naranjo
Pontifícia Universidade Católica do Rio de Janeiro – PUC-RIO
Departamento de Ciência dos Materiais e Metalurgia

Rio de Janeiro

2011

DEDICATÓRIA

Dedico este trabalho aos meus pais que em todos os momentos, mesmo apesar das dificuldades, acreditaram no meu sucesso. Em especial a minha mãe, que tanto no vestibular quanto no fechamento desse trabalho não mediu esforços para garantir o meu sucesso.

AGRADECIMENTOS

Primeiramente a Deus, pois sem ele nada seria possível e novamente a Deus por colocar em meu caminho pessoas como a professora Marília Diniz, que em todo momento me incentivou e cobrou, sem ela este trabalho não seria possível.

À Transcontrol em especial a sres Luiz César Souto e Geraldo Pfaltzgraff, à professora Annelise Zeemann e ao amigo Rodrigo Fernandes que me auxiliaram cedendo desde conhecimento a materiais e/ou mão de obra.

A minha esposa Jôse, que nos momentos de correria me deu todo apoio necessário, mesmo sentindo a minha ausência e a falta de paciência.

“Ser capitão desse mundo, poder rodar sem fronteiras
Viver um ano em segundos, não achar sonhos besteira
Me encantar com um livro que fale sobre vaidade
Quando mentir for preciso poder falar a verdade”

Maria Gadú

RESUMO

ALVES NETO, Samuel Amora. **Caracterização metalúrgica de juntas de aço inoxidável superduplex soldadas por processo TIG autógeno**. 2011. 108f. Dissertação (Mestrado em Engenharia Mecânica) - Faculdade de Engenharia, Universidade do Estado do Rio de Janeiro, Rio de Janeiro, 2011.

Os aços inoxidáveis do tipo duplex possuem grande importância na indústria, principalmente na do petróleo e gás natural, por apresentarem elevada resistência mecânica e excelente resistência à corrosão. Caracterizam-se por apresentar estrutura bifásica, constituída de proporções praticamente iguais de ferrita e austenita. O presente trabalho caracterizou juntas soldadas por TIG autógeno de aço inoxidável duplex UNS S32760. Foram confeccionados quatro grupos de amostras, provenientes da variação da corrente de soldagem e conseqüentemente do aporte térmico (corrente de pico: 25A e 40A - aporte térmico: 0,12KJ/mm e 0,19KJ/mm) e da composição do gás de proteção (argônio puro ou argônio contendo 2,5% nitrogênio). Foram utilizadas técnicas de caracterização por metalografia colorida, análise e processamento digital de imagens, ensaios de microdureza Vickers. Para avaliar a resistência à corrosão foram realizados ensaios de potencial em circuito aberto com solução de cloreto férrico ($FeCl_3$) e eletrodo de referência de calomelano saturado. A análise quantitativa das fases ferrita e austenita presentes nas juntas soldadas mostrou que a adição de nitrogênio no gás de proteção favoreceu a formação da fase austenita, variando de 11% (sem nitrogênio) para 26% (com nitrogênio) a quantidade desta fase. Em uma análise qualitativa a variação do aporte térmico: 0,12KJ/mm para 0,19KJ/mm resultou no aumento do tamanho de grãos da fase ferrita.

Palavras-chave: Soldagem TIG Autógena. Superduplex. Corrosão. Análise e processamento digital de imagem.

ABSTRACT

The duplex stainless steels are of great importance in industry, mainly in oil and natural gas due to their high mechanical strength and excellent corrosion resistance. They are characterized by having biphasic structure, consisting of nearly equal proportions of ferrite and austenite. The present work characterized welded joints by autogenous TIG process of duplex stainless UNS S32760. Four groups of samples were prepared, from the variation of welding current and consequently of heat input (20A and 40A - heat input: 0.12KJ/mm and 0.19KJ/mm) and the composition of shielding gas (pure argon or argon containing 2.5% nitrogen). Techniques of characterization by colored metallography, analysis and digital image processing and Vickers microhardness tests techniques were used. To evaluate the corrosion resistance, tests were performed at open circuit potential with a solution of ferric chloride (FeCl_3) and reference electrode of saturated calomel. The quantitative analysis of ferrite and austenite phases present in the welded joints showed that the addition of nitrogen in shielding gas favored the formation of austenite phase, ranging from 11% (without nitrogen) to 26% (with nitrogen) the amount of this phase. In a qualitative analysis the variation of heat input (0.12KJ/mm and 0.19KJ/mm) resulted in an increase of the ferrite phase's grain size.

Keywords: Autogenous TIG welding. Superduplex. Corrosion. Analysis and digital image processing.

LISTA DE EQUAÇÕES

Equação 1	23
Equação 2	26
Equação 3	26
Equação 4	37
Equação 5	44
Equação 6	44
Equação 7	46
Equação 8	46
Equação 9	46

LISTA DE ILUSTRAÇÕES

Figura 1 – Gráfico: Percentual de cromo x Taxa de corrosão [1].	20
Figura 2 – Diagrama pseudo-binário Fe-Cr-Ni para um teor de ferro de 70% [20]. ..	27
Figura 3 – Princípio da soldagem manual utilizando o método TIG [26].	34
Figura 4 – Diagrama esquemático que define as diferentes zonas da junta soldada de acordo com a distribuição de temperatura devido ao aporte térmico para um aço duplex [28].	41
Figura 5 – Diagrama de Pourbaix para o sistema Ferro – água a 25°C [29].	48
Figura 6 – Curva ideal de polarização anódica para o sistema ferro-água apresentando passividade [29].	50
Figura 7 – Curva de sobretensão anódica para um metal ativo-passivo em um ambiente causando a corrosão por pites. Ep = potencial de pite, Epass = potencial de passivação, icr = densidade de corrente crítica, ep = densidade de corrente passiva. [42].	53
Figura 8 – Peça macho usada para confecção da junta soldada.	63
Figura 9 – Peça fêmea usada para confecção da junta soldada.	63
Figura 10 – Montagem das peças para a solda.	63
Figura 11 – Sistema usado na confecção dos corpos de prova.	64
Figura 12 – Solda radial dos corpos de prova.	65
Figura 13 – Máquina solda Fronius (modelo Transtig 1600) utilizada para a soldagem dos corpos de prova.	65
Figura 14 – Canivete de medição de folgas.	66
Figura 15 – Ajuste da distância do eletrodo com auxílio do canivete de folgas.	66
Figura 16 – À esquerda, a representação do corte longitudinal do cilindro soldado e, à direita, um corpo de prova formado.	68
Figura 17 – Macro da junta soldada do Grupo 1 – Aumento 20x – Sem ataque químico.	68
Figura 18 – Macro da junta soldada do Grupo 2 – Aumento 10x – Sem ataque químico.	69
Figura 19 – Macro da junta soldada do Grupo 3 – Aumento 20x – Sem ataque químico.	69

Figura 20 – Macro da junta soldada do Grupo 4 – Aumento 10x – Sem ataque químico.	70
Figura 21 – Amostras embutidas em resina acrílica de cura a frio.	71
Figura 22 – Microscópio óptico modelo AxioImager M1m da marca Zeiss, laboratório de microscopia óptica e caracterização de materiais - LabMat - do Laboratório de Engenharia Mecânica da UERJ.....	72
Figura 23 – Macro da junta soldada do Grupo 1 – Aumento 20x – Ataque químico: Behara.	72
Figura 24 – Macro da junta soldada do Grupo 2 – Aumento 20x – Ataque químico: Behara.	73
Figura 25 – Macro da junta soldada do Grupo 3 – Aumento 20x – Ataque químico: Behara.	73
Figura 26 – Macro da junta soldada do Grupo 4 – Aumento 20x – Ataque químico: Behara.	74
Figura 27 – Imagem obtida por MO após ataque Behara. Aumento de 100x.....	75
Figura 28 – Imagem da Figura 27 (Figura exemplo) convertida para a escala de tons de cinzas.....	76
Figura 29 – Imagem da Figura 28 após a aplicação do filtro Gaussian.	77
Figura 30 – Histograma obtido para a imagem da Figura 29 após aplicação do filtro Gaussian. O histograma, neste caso, apresenta-se tipicamente bimodal.	77
Figura 31 – Resultado da etapa de segmentação da imagem. As regiões ou objetos claros nesta imagem representam a fase austenita do material. Os objetos claros foram os considerados para a etapa subsequente de quantificação.	78
Figura 32 – Imagem gerada após operação de eliminação de ruídos ou pequenos objetos. Em tom de cinza, apenas para realçar, uma das regiões onde era verificada a presença dos pequenos objetos provenientes de “ruídos na imagem”.....	79
Figura 33 – Imagem gerada após o processo de tratamento da imagem e contagem dos objetos brancos que eram coloridos de modo individual.....	80
Figura 34 – Aspecto micrográfico do metal de base. Ataque químico Behara, aumento de 100X.	83

Figura 35 – Aspecto micrográfico do metal de base. Ataque químico Behara, aumento de 100X.	83
Figura 36 – Aspecto micrográfico do metal de base. Ataque químico Behara, aumento de 100X.	84
Figura 37 – Aspecto micrográfico do metal de base. Ataque químico Behara, aumento de 100X.	84
Figura 38 - Aspecto micrográfico do metal de base. Ataque químico Behara, aumento de 500X.	85
Figura 39 – Imagem obtida após a etapa de segmentação do processamento digital da imagem apresentada pela Figura 35.	86
Figura 40 – Imagem obtida após a etapa de segmentação do processamento digital da imagem apresentada pela 37.	86
Figura 41 – Aspecto micrográfico da zona de transição de uma amostra do grupo 1, cujos parâmetros de soldagem são argônio puro e corrente de 25 A – Aumento de 100X. A região à esquerda e abaixo é o metal de base, a região à direita e acima, a zona de fusão.	88
Figura 42 – Aspecto obtido da junta soldada.	89
Figura 43 – Imagem da solda do grupo 1 apresentando tanto a ZF quanto o MB. Parâmetros de soldagem: corrente 25A, Heat input 0,12KJ/mm; Gás de proteção argônio puro – Aumento de 100x, ataque reagente Behara.	90
Figura 44 – Imagem da solda do grupo 1 apresentando a ZF. Parâmetros de soldagem: corrente 25 A, Heat input 0,12KJ/mm; Gás de proteção argônio puro – Aumento de 500x, ataque reagente Behara.	91
Figura 45 – Imagem da solda do grupo 2 apresentando a ZF. Parâmetros de soldagem corrente 40 A, Heat input 0,19KJ/mm; Gás de proteção argônio puro – Aumento de 100X, ataque reagente Behara.	91
Figura 46 – Imagem da solda do grupo 2 apresentando a ZF. Parâmetros de soldagem corrente 40 A, Heat input 0,19KJ/mm; Gás de proteção argônio puro – Aumento de 500X, ataque reagente Behara.	92
Figura 47 – Imagem da solda do grupo 3 apresentando tanto a ZF quanto o MB. Parâmetros de soldagem: corrente 25A, Heat input 0,12KJ/mm; Gás de proteção, argônio com adição de 2,5% de N ₂ – Aumento de 100X, ataque reagente Behara.	93

Figura 48 – Imagem da solda do grupo 3 apresentando a ZF. Parâmetros de soldagem: corrente 25A, Heat input 0,12KJ/mm; Gás de proteção, argônio com adição de 2,5% de N ₂ – Aumento de 500X, ataque reagente Behara.....	94
Figura 49 – Imagem da solda do grupo 4 apresentando a ZF. Parâmetros de soldagem: corrente 40 A, Heat input 0,19KJ/mm; Gás de proteção, argônio com adição de 2,5% de N ₂ – Aumento de 100X, reagente Behara.....	94
Figura 50 – Imagem da solda do grupo 4 apresentando a ZF. Parâmetros de soldagem: corrente 40 A, Heat input 0,19KJ/mm; Gás de proteção, argônio com adição de 2,5% de N ₂ – Aumento de 500X, reagente Behara.....	95
Figura 51 – Imagem obtida do processamento digital para a imagem da Figura 44 (grupo 1). Esta imagem apresentou 89% de ferrita e 11% de austenita.....	96
Figura 52 – Imagem obtida do processamento digital para a imagem da 46 (grupo 2). Esta imagem apresentou 92% de ferrita e 8% de austenita.....	97

LISTA DE TABELAS

Tabela 1 – Alguns aços inoxidáveis e suas propriedades.....	24
Tabela 2 – Principais aços inoxidáveis duplex comerciais	25
Tabela 3 – Principais fases terciárias (precipitados) do aço duplex [¹¹]	28
Tabela 4 – Parâmetros utilizados nas juntas soldadas pela Transcontrol Indústria e Comércio de Produtos Eletrônicos.....	58
Tabela 5 – Composição química do aço UNS S32760 usado nos corpos de prova. Conforme ANEXO A - Certificado de matéria prima da barra forjada.....	62
Tabela 6 – Composição química da liga UNS S32760 segundo ASTM A276.....	62
Tabela 7 – Grupos de solda com seus respectivos parâmetros.....	67
Tabela 8 – Parâmetros comuns às quatro amostras.....	67
Tabela 9 – Percentual das fases presentes no MB. Foram processadas 15 imagens com aumentos de 100X, obtidas de regiões aleatórias do MB.....	87
Tabela 10 – Percentual das fases encontradas na ZF para os grupos de amostras estudadas.....	96

LISTA DE ABREVIATURAS E SIGLAS

ASME	American society mechanical engineers
ASTM	American society for testing and materials
CA	Corrente alternada
CCC	Cúbica de corpo centrado
CCEN	Corrente contínua com eletrodo no negativo
CCEP	Corrente contínua com eletrodo no positivo
CFC	Cúbica de face centrada
Cr_{eq}	Cromo equivalente
DAO	Descarburização argônio-oxigênio
EDAX	Análise de energia dispersiva de raios-x
E	Potencial de eletrodo do metal
E_{ECS}	Potencial em relação ao eletrodo de calomelano saturado
E_p	Potencial de passivação
E_{EPH}	Potencial em relação ao eletrodo padrão de hidrogênio
EPH	Eletrodo padrão de hidrogênio
E_{pit}	Potencial crítico de pite
GTAW	Gas tungsten arc weld
I_{anodo}	Corrente anódica
I_{catodo}	Corrente catódica
I_{corr}	Corrente de corrosão
MB	Metal de base
MET	Microscopia eletrônica de transmissão
MEV	Microscopia eletrônica de varredura
MIG	Metal inert gas
MO	Microscopia óptica
MP	Matéria prima
Ni_{eq}	Níquel equivalente
NPP	Normal probability plot

PRE	Pitting resistance equivalent
PREn	Pitting resistance equivalent number
RGB	Red – green – blue
SMAW	Shielded metal arc welding
TIG	Tungsten inert gas
TTDF	Temperatura de transição dúctil - frágil
ZACTB	Zona afetada pelo calor de temperatura baixa
ZACTE	Zona afetada pelo calor de temperatura elevada
ZF	Zona de fusão
ZTA	Zona termicamente afetada
R	Resistência elétrica
ΔV	Diferença de potencial
$\Delta\phi$	Potencial de eletrodo do metal

SUMÁRIO

	INTRODUÇÃO	18
1	AÇOS INOXÍDAVEIS	20
1.1	Principais empregos e aplicações	21
1.2	Tipos de aços inoxidáveis	21
2	AÇOS INOXIDÁVEIS DUPLEX	22
2.1	Caracterização dos aços inoxidáveis duplex	25
2.1.1	<u>Composição química do duplex</u>	25
2.2	Microestrutura do aço inoxidável duplex	26
2.2.1	<u>Fases terciárias do aço inoxidável duplex</u>	27
2.2.2	<u>Precipitação da Fase Ferrita Secundária (α')</u>	28
2.2.3	<u>Precipitação da Fase Sigma (σ)</u>	29
2.2.4	<u>Precipitação de nitreto de cromo (Cr_2N)</u>	29
2.2.5	<u>Precipitação da Fase Chi (χ)</u>	29
2.2.6	<u>Precipitação do Carboneto de cromo (Cr_23C_6)</u>	30
2.3	Propriedades mecânicas dos aços inoxidáveis duplex	30
2.3.1	<u>A Microdureza das fases do duplex</u>	30
3	PROCESSOS DE SOLDA PARA OS AÇOS INOXÍDAVEIS DUPLEX	31
3.1	Solda tig (tungsten inert gas)	32
3.1.1	<u>Instrumental da TIG</u>	34
3.1.1.1	A Tocha	34
3.1.1.2	O eletrodo não consumível	34
3.1.1.3	O Metal de adição no TIG	35
3.1.1.4	O gás de proteção	35
3.1.1.5	Técnicas e parâmetros	37
3.1.2	<u>Solda TIG autógena</u>	39
3.2	Efeito da Solda na Microestrutura	40
4	CORROSÃO NOS AÇOS	42
4.1	Termodinâmica da corrosão	42
4.2	Cinética da corrosão	43
4.2.1	<u>Potencial de eletrodo</u>	45
4.2.2	<u>Diagrama de Pourbaix</u>	47

4.2.3	<u>Passivação</u>	49
4.3	Tipos de corrosão	52
4.3.1	<u>Corrosão por Pites</u>	52
4.4	Corrosão por pites nos aços duplex	53
5	ESTADO DO CONHECIMENTO	55
6	MATERIAIS E MÉTODOS	61
6.1	Os corpos de prova	61
6.1.1	<u>Matéria prima usada na confecção dos corpos de prova</u>	61
6.1.2	<u>Confecção dos corpos de prova</u>	62
6.1.3	<u>Os experimentos de soldagem</u>	64
6.1.4	<u>Os grupos de amostras</u>	66
6.2	Caracterização microestrutural	70
6.2.1	<u>Preparação metalográfica</u>	70
6.2.2	<u>Microscopia óptica</u>	71
6.2.3	<u>Análise e processamento digital de imagens</u>	74
6.2.3.1	Descrição do processamento de imagens	74
6.2.4	<u>Análise estatística</u>	80
6.2.5	<u>Ensaio de Microdureza Vickers</u>	81
7	RESULTADOS E DISCUSSÃO	82
7.1	Caracterização metalográfica	82
7.1.1	<u>Caracterização do metal de base</u>	82
7.1.2	<u>O ataque químico</u>	82
7.2	Os experimentos de soldagem	88
7.2.1	<u>Caracterização da junta soldada</u>	88
7.2.2	<u>Resultados do Grupos 1 e 2</u>	89
7.2.3	<u>Comparação entre os resultados do Grupos 2 e 3</u>	92
7.2.4	<u>Análise quantitativa das fases</u>	95
8	CONCLUSÕES	99
	REFERÊNCIAS	101
	APÊNDICE A – Desenho da peça macho da junta soldada	105
	APÊNDICE B – Desenho da peça fêmea da junta soldada	106
	ANEXO A – Certificados de matéria prima do aço UNS S32760	107

INTRODUÇÃO

A indústria de petróleo e gás natural tem grande importância econômica e tecnológica para o Brasil e em especial, para o estado do Rio de Janeiro. A exploração do petróleo exige, cada vez mais, materiais resistentes a esforços mecânicos elevados associados a uma elevada resistência a corrosão. Técnicas de soldagem também são muito usadas em equipamentos para exploração e especialmente em aços inoxidáveis. O aço inoxidável da família duplex é bastante utilizado em equipamentos de indústrias deste ramo, por apresentar, se comparado a outros aços inoxidáveis, boas propriedades mecânicas e de resistência à corrosão, principalmente em se tratando de resistência à corrosão pela água do mar. Porém, quando este material é submetido ao processo de solda, as suas propriedades podem ser alteradas, comprometendo assim a sua resistência mecânica e à oxidação. Dentre os métodos de soldagem conhecidos, o método denominado TIG (*Tungsten Inert Gas*) se destaca por apresentar bom aspecto do cordão de solda (acabamento suave e liso), pela ausência de respingos e escórias (o que evita trabalhos posteriores de limpeza) e por sua aplicabilidade em espessuras mais finas (a partir de 0,3 mm). A soldagem TIG pode ser utilizada com ou sem material de adição. Quando o solda TIG é realizada sem material de adição esta é denominada “autógena”. Soldas autógenas são geralmente usadas quando se quer diminuir o aporte de calor (*heat input*) utilizado no processo e com intuito de se evitar transformações de fase no metal, diminuir ou impedir a deformação de um componente, garantir a integridade de um componente eletrônico ou de medição. Todavia, sem a presença do metal de adição na solda para a reposição de elementos que são perdidos durante o processo, a solda autógena pode causar um empobrecimento de elementos químicos ou até mesmo alterações significativas da junta soldada em relação ao metal de base.

Neste contexto, é geralmente utilizado misturado ao gás inerte de proteção no processo TIG, outro gás, com o intuito de repor elementos perdidos no processo.

Devido ao surgimento nas últimas décadas de uma grande quantidade de novos materiais e métodos de soldagem, o estudo da variação das variáveis do processo de solda tem relevante importância na diminuição de custos e aumento da produtividade e qualidade, por caracterizar os resultados das juntas soldadas em função destas variáveis. Dentre as variáveis fundamentais do processo de solda TIG “autógena”, podemos destacar: a corrente de soldagem (ou amperagem), a tensão (ou voltagem),

a velocidade de soldagem, o aporte térmico, o comprimento e diâmetro do eletrodo, a inclinação da tocha de soldagem, e a proteção gasosa.

O objetivo deste trabalho foi caracterizar metalurgicamente e mecanicamente, o metal de base e juntas soldadas pelo processo TIG “autógena” para o aço superduplex UNS S32760 através de técnicas de análise e processamento digital de imagens e medidas de microdureza. Foram analisadas amostras obtidas através das variações de parâmetros de soldagem segundo dois grupos distintos: Um utilizou como gás de proteção o argônio puro, com a variação do parâmetro da corrente de soldagem (25 e 40 A) e conseqüentemente heat inputs de 0,12 KJ/mm e 0,19 KJ/mm. O outro grupo utilizou gás de proteção argônio com adição de 2,5% de nitrogênio, também com a variação do parâmetro da corrente de soldagem e do heat input (25 e 40 A - 0,12 KJ/mm e 0,19 KJ/mm).

A caracterização de juntas soldadas contribui na adequação do método de soldagem TIG para aços inoxidáveis do tipo superduplex, onde se busca parâmetros de soldagem que permitam a obtenção de juntas soldadas com características mecânicas e metalúrgicas com propriedades as mais próximas possíveis ao metal de base.

1 AÇOS INOXÍDAVEIS

Os aços inoxidáveis são assim denominados por possuírem uma película superficial aderente, chamada de película ou filme passivo, que reduz a corrente de corrosão (responsável pela corrosão) a níveis insignificantes, protegendo-os de ações de agentes corrosivos, tais como: atmosfera, meios aquosos ou orgânicos, entre outros. A formação deste filme passivo deve-se ao cromo que ao entrar em contato com o oxigênio, presente no ar, forma uma fina película de Cr_2O_3 . Todavia, dependendo do pH e temperatura reinantes no meio, a resistência à corrosão pode cair, sujeitando o aço a corrosão que pode ocorrer geralmente sob a forma de corrosão localizada por pites, corrosão associada a esforços mecânicos ou corrosão sob tensão [1].

A Figura 1 mostra a taxa de corrosão dos aços em função do percentual de cromo presente.

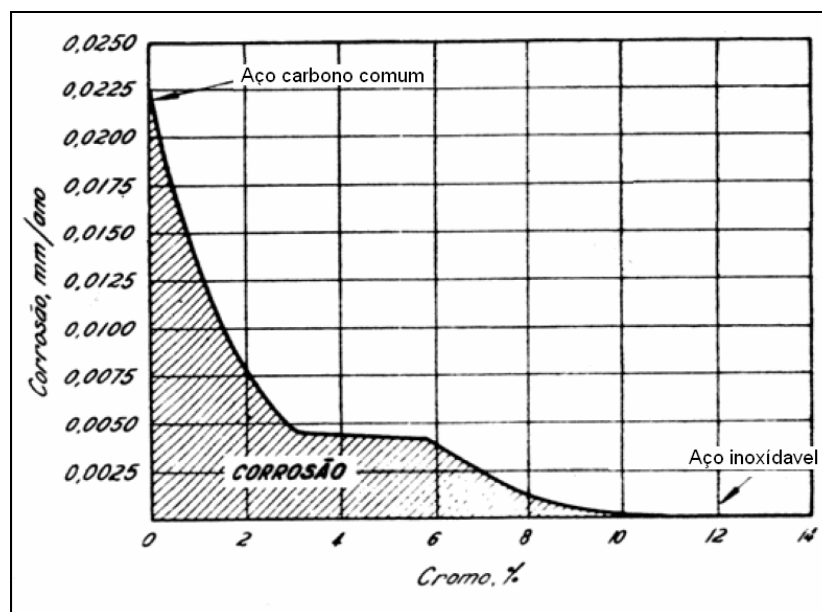


Figura 1 – Gráfico: Percentual de cromo x Taxa de corrosão [1].

Outros elementos de liga podem ser adicionados para melhorar sua estrutura e propriedades, como a conformabilidade e deformabilidade. Dentre os elementos metálicos pode-se citar o níquel, molibdênio, titânio e cobre. Dentre os não metais, o carbono e nitrogênio.

As principais propriedades do aço inoxidável são [2, 3]:

- Resistência à corrosão, manchas e pites;
- Resistência à oxidação até 700°C e, em alguns casos, acima de 1000 °C;
- Limites elásticos variando de 200 N/mm² até acima de 1.500 N/mm²;
- Resistência ao impacto e tenacidade em temperaturas criogênicas;
- Pode ser fundido, forjado, usinado, polido e unido através de técnicas de soldagem;
- Longa duração (dependendo do meio) e aparência atraente.

1.1 Principais empregos e aplicações

Devido às suas excelentes propriedades, os aços inoxidáveis possuem vasta aplicação, como na indústria pesada, de petróleo, química e na construção civil [4].

1.2 Tipos de aços inoxidáveis

Os aços inoxidáveis são usualmente divididos em cinco grupos principais:

- Ferríticos;
- Martensíticos;
- Austeníticos;
- Duplex;
- E endurecíveis por precipitação.

2 AÇOS INOXIDÁVEIS DUPLEX

Os aços inoxidáveis duplex, doravante tratados apenas por aços duplex, já existem a mais de 70 anos e são ligas baseadas no sistema ferro-cromo-níquel e apresentam uma estrutura mista de ferrita (estrutura cristalina, cúbica de corpo centrado) e austenita (estrutura cristalina, cúbica de face centrada). Sua origem ocorreu na França por volta de 1933 quando um erro de adição de elementos de liga, durante a fusão de um aço inoxidável do tipo 18%Cr – 9%Ni – 2,5%Mo, na Companhia Jacob Holtzer, resultou numa composição química contendo 20%Cr – 8%Ni – 2,5%Mo, que promoveu uma alta fração volumétrica de ferrita (fase α) numa matriz de austenita (fase γ). Esta liga bifásica foi estudada no laboratório de pesquisas Unieux, na França, onde se concluiu que qualquer tipo de tratamento térmico empregado no material não o tornava sensível ao ataque intergranular em vários meios corrosivos, pois a formação de carbonetos na sua superfície era descontínua [5].

Em 1937, os duplex contendo cobre como elemento de liga começaram a ser usados e suas aplicações apresentavam melhor resistência à corrosão em relação as ligas usadas na época. Esses materiais foram denominados "Novas Ligas Inoxidáveis". Durante o mesmo período (1930 – 1940), as pesquisas e as produções industriais de aços inoxidáveis duplex foram realizadas paralelamente na Suécia e nos Estados Unidos [1]. Em 1940, a patente referente à adição dos elementos de liga cobre e molibdênio possibilitou o tratamento térmico da liga na faixa de 400 e 500°C, proporcionando o endurecimento do material, sem afetar a resistência à corrosão ou causar fragilidade [5, 6].

Naquela época, era difícil controlar os níveis de oxigênio, enxofre e carbono principalmente para valores muito baixos e também era desconhecido o efeito da adição do nitrogênio na estabilidade estrutural do aço. Desta forma os aços inoxidáveis duplex, principalmente na forma de produtos planos, apresentavam quantidades elevadas de trincas [7].

Em sua primeira geração, o duplex apresentou limitações no seu uso. O aço só era empregado em operações onde não era necessário o processo de soldagem, já que, na região da zona termicamente afetada (ZTA), ele apresentava uma dureza menor, devido à formação excessiva de fase ferrita e uma redução da resistência à corrosão significativa em relação ao metal de base.

Com a adição de nitrogênio à liga, houve uma melhora das propriedades mecânicas do aço, dando origem à segunda geração do aço inoxidável duplex. A adição deste elemento de liga foi possível devido ao processo de Descarburização Argônio-Oxigênio (DAO) para a obtenção do aço. A zona termicamente afetada obtida após a soldagem do aço duplex da segunda geração fornecia dureza e resistência à corrosão bem próximas a do metal de base [7].

Atualmente, existem três grupos de aços inoxidáveis duplex: O primeiro deles, agrupa as ligas praticamente isentas de nitrogênio ou com adições discretas, da ordem de 0,15% em peso, os aços pertencentes a este grupo são chamados simplesmente duplex; O segundo grupo, englobando as ligas com teores de cromo maiores (até 25% em peso) e com consideráveis adições de nitrogênio (até 0,30% em peso), são conhecidos como superduplex [8]; E o terceiro, com adições ainda maiores de nitrogênio se comparados a segundo grupo (0,4% em peso) e com teores de cromo na ordem de até 28% em peso [9]. O terceiro grupo de aços duplex, denominados hiperduplex pertencem a uma patente relativamente nova, com relatos de surgimento em 2003 [10]. A utilização destes aços deve-se a uma combinação de boa resistência à corrosão aliada com boa resistência mecânica, facilidade de fabricação e, levando-se em conta a relação custo-benefício, o aço inoxidável duplex é mais barato do que outros materiais utilizados em ambientes corrosivos, como por exemplo, ligas de níquel. Além disso, possuem o dobro em resistência mecânica, quando comparados aos aços ferríticos ou austeníticos, portanto, precisa-se de espessuras menores para realizar o mesmo trabalho.

Os aços inoxidáveis duplex também podem ser caracterizados devido a sua resistência à corrosão por pites (tipo especial de corrosão que será melhor explicado na sequência). Os elementos de liga Cr, Mo e N conferem elevada resistência à corrosão por pites, e por isso, foram agrupados na Equação 1, que traduz empiricamente a resistência à corrosão por pites (do termo inglês “*pitting resistance equivalent*” - PRE ou “*pitting resistance equivalent number*” - PREn) [11, 12]:

$$PREn = \%Cr + 3,3(\%Mo) + 16(\%N) \quad (1)$$

Devido ao elevado teor de cromo e de outros elementos de liga e de sua microestrutura, os aços da família duplex apresentam uma resistência à corrosão

superior aos outros aços inoxidáveis em vários meios, conforme dito anteriormente. Os aços inoxidáveis duplex apresentam também uma resistência mecânica muito superior aos aços austeníticos e/ou ferríticos, apresentando uma tensão de escoamento da ordem de 2 à 2,5 vezes maior e uma tensão de ruptura da ordem de 2 vezes maior se comparados com aços austeníticos e/ou ferríticos. A apresenta alguns tipo de aços austeníticos, ferríticos, duplex e suas propriedades.

Tabela 1 – Alguns aços inoxidáveis e suas propriedades

Aço classificação (ASTM)	Tipo	Tensão de escoamento MPa [Ksi]	Tensão de ultima MPa [Ksi]	PREn	Alongamento (%)
UNS S30400	Austenítico	215 [31]	505 [73]	18-20	70%
UNS S31600	Austenítico	240 [34,5]	450 [65]	23-28	50%
UNS S40900	Ferrítico	250 [35]	450 [65]	-	25%
UNS S43000	Ferrítico	390 [56,6]	460 [66,6]	-	25%
UNS S31803	Duplex	448 [65]	621 [90]	31-38	25%
UNS S32760	Super duplex	552 [80]	752 [109]	32-44	25%
UNS S32760	Super duplex	552 [80]	759 [110]	40-46	25%
UNS S32707 ^[10]	Hiper duplex	800 [116]	1000 [145]	49	30%

(ISO 15156 – Petroleum and natural gas industries Materials for use in H₂S-Containing environments in oil gas production – outubro de 2009 – section 3)

2.1 Caracterização dos aços inoxidáveis duplex

2.1.1 Composição química do duplex

Os principais elementos de liga, além do ferro, formadores do aço inoxidável duplex são [13]:

- O cromo: é o elemento responsável pela formação da película passiva, sua concentração em peso nos duplex é de no mínimo 22%. O Cr estabiliza também a estrutura cúbica de corpo centrado, ou seja, ele é estabilizador da estrutura ferrítica. Contudo, é importante salientar que se deve controlar a concentração deste elemento de liga, pois, em altas concentrações, ele promove a formação de compostos intermetálicos
- O Molibdênio: atua conjuntamente com o Cr para formar a fase ferrítica. Em altas concentrações, assim como o Cr, contribui para geração de compostos intermetálicos prejudiciais à liga
- O Níquel: atua na formação da estrutura austenítica por provocar a mudança da estrutura básica do aço para cúbica de face centrada, além de atrasar a formação de fases intermetálicas
- O Nitrogênio: é o grande formador da estrutura austenítica, cerca de 30 vezes mais eficiente que o níquel. Além disso, o nitrogênio garante a elevada resistência mecânica (pela formação de uma solução sólida com a base metálica). Este elemento retarda a precipitação de carbonetos de cromo em temperaturas de tratamento entre 675 e 900°C, devido à formação preferencial de nitretos, evitando-se um empobrecimento acentuado de cromo em regiões intergranulares nessas condições [14, 15].

A mostra os valores percentuais dos elementos de liga, presente em alguns aços duplex:

Tabela 2 – Principais aços inoxidáveis duplex comerciais

Aço classificação (ASTM)	Cr (%)	Ni (%)	Mo (%)	N (%)	Cu (%)	W (%)
UNS S31803	22,0	5,5	3,0	0,16	-	-
UNS S32550	25,0-26,0	5,5-7,0	3,0-3,3	0,16-0,17	1,5-2,0	-
UNS S32750	25,0	7,0	4,0	0,28	-	-
UNS S32760	25,0	6,5-7,0	3,5-3,7	0,25	0,7	0,7
UNS S32707 ^[10]	27	6,5	5	0,4	-	-

(ISO 15156 – Petroleum and natural gas industries Materials for use in H₂S-Containing environments in oil gas production – outubro de 2009 – section 3)

2.2 Microestrutura do aço inoxidável duplex

A microestrutura para os aços inoxidáveis duplex deve ser aquela contendo proporções iguais ou próximas de ferrita e austenita e ausência de fases terciárias, tais como as fases Sigma (σ), Chi (χ), Pi (π), além de carbonetos e nitretos.

Na prática, é feito um balanceamento dos elementos químicos estabilizadores da ferrita (cromo, molibdênio, titânio, nióbio, silício e alumínio) e dos elementos estabilizadores da austenita (níquel, manganês, carbono e nitrogênio), bem como um tratamento térmico de solubilização, em temperatura adequada, para se obter combinações próximas da proporção igualitária entre as fases. Os duplex têm, em sua composição, teores maiores de cromo (18% e 28%) e menores de níquel (3,5% - 8%) do que os usualmente encontrados nos aços inoxidáveis austeníticos. Os elementos de liga cromo e níquel são, junto ao ferro, os elementos com maiores teor no sistema básico dos aços inoxidáveis [16]. O cromo, que tem a estrutura cúbica de corpo centrado (CCC), a mesma da ferrita (Fe- α), tende a estabilizar essa fase e junto ao Mo (CCC) auxilia na melhoria da resistência à corrosão uniforme e localizada. Já o níquel, tem estrutura cúbica de face centrada (CFC), a mesma da austenita (Fe- γ), e tende, por sua vez, a estabilizar esta fase [16]. Já o nitrogênio favorece e acelera a formação da austenita e atua no endurecimento do material.

Desta forma, a efetividade relativa dos elementos estabilizadores de ferrita é comparada ao cromo e expressa em termos de cromo equivalente (Cr_{eq}), enquanto elementos que estabilizam a austenita são similarmente expressos em termos de níquel equivalente (Ni_{eq}), como mostrado nas equações seguintes [17]:

$$Cr_{eq} = \%Cr + 1,5(\%)Si + 1,4(\%)Mo + (\%)Nb - 4,99 \quad (2)$$

$$Ni_{eq} = (\%)Ni + 3,0(\%)C + 0,5(\%)Mn + (\%)Nb + 26[0,02(\%)N] \quad (3)$$

Os duplex são mais propensos à precipitação de fases, causando fragilização e redução da resistência à corrosão que os aços austeníticos. Os aços Superduplex, por terem teores maiores de Cr e Mo, e em alguns casos terem W, são mais susceptíveis à precipitação de fases que os duplex. Os duplex que possuem baixos teores de

carbono solidificam-se com estrutura ferrítica e a austenita forma-se já no estado sólido, isto é, a fase austenita é formada a partir da fase ferrita inicial. Os que possuem maior teor de carbono, também solidificam primeiramente a ferrita e o carbono enriquece o líquido remanescente, o que condiciona a solidificação posterior da austenita e carbonetos de cromo. A austenita pode ainda, formar-se durante o resfriamento nos grãos de ferrita [18, 19]. Mesmo apresentando um PREn elevado, se comparados aos aços austeníticos ou ferríticos, a resistência à corrosão por pites dos duplex pode se tornar extremamente baixa quando fases terciárias (fases além da ferrita e austenita) estiverem presentes na microestrutura. Assim, fases terciárias provocam efeitos deletérios em aços inoxidáveis duplex.

De acordo com o diagrama apresentado na Figura 2, os aços duplex solidificam-se como ferrita, durante o resfriamento parte da ferrita se transforma em austenita, mas, devido a baixa velocidade desta reação, um elevado teor de ferrita é mantido.

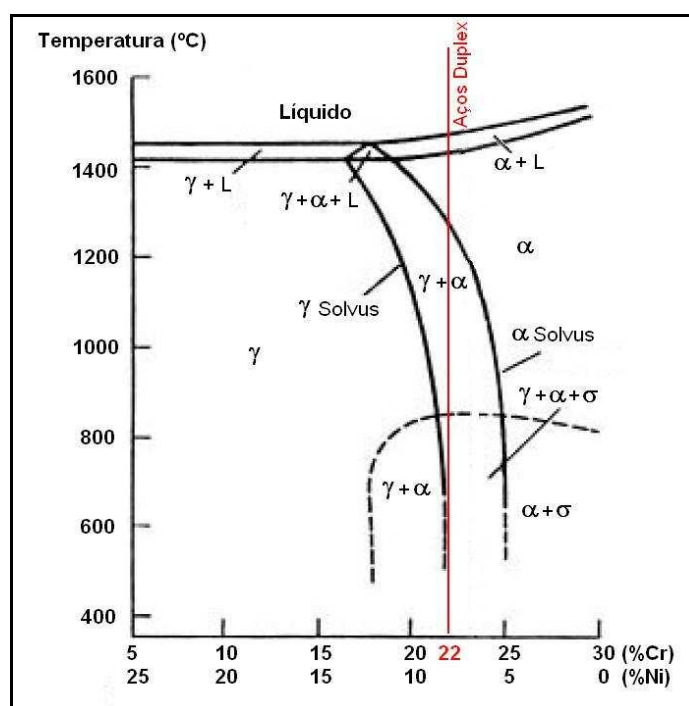


Figura 2 – Diagrama pseudo-binário Fe-Cr-Ni para um teor de ferro de 70% [20].

2.2.1 Fases terciárias do aço inoxidável duplex

Os aços inoxidáveis duplex, quando expostos à temperaturas entre 550°C e 950°C por um período de tempo específico, podem alterar o seu equilíbrio termodinâmico levando o sistema a alcançar uma situação de menor energia, precipitando fases diferentes das originais do sistema duplex e indesejáveis por comprometer as propriedades do material. Dentre estas fases terciárias, podemos destacar a Ferrita secundária (α'), Sigma (σ), Chi (χ) e Pi (π), além de nitretos e carbonetos. Todavia, entre elas, os carbonetos, nitretos e a fase σ são os que mais afetam negativamente as propriedades mecânicas e a resistência à corrosão dos aços duplex, pois aparecem mais facilmente devido à sua rápida formação [21]. É importante ressaltar que a fase σ mesmo em pequena quantidade, causa consideráveis reduções na plasticidade e na resistência à corrosão do material. A **Tabela 3** apresenta algumas características de fases terciárias de aços duplex.

Tabela 3 – Principais fases terciárias (precipitados) do aço duplex [11]

Fase	Estrutura Cristalina	Temp. de precipitação (°C)
Nitreto (Cr ₂ N)	hexagonal	550-1000
Carboneto (M ₂₃ C ₆)	CFC	550-900
Sigma (FeCr)	tetragonal	650-1000
α' (alto Cr)	CCC	350-750
Austenita Secundária	CFC	600-1000

2.2.2 Precipitação da Fase Ferrita Secundária (α')

A fase α' surge nos aços inoxidáveis duplex na faixa de 350°C a 750°C, como resultado de uma reação de decomposição da ferrita ($\alpha \rightarrow \alpha'$). Este processo de precipitação se caracteriza pelo surgimento de ondulações de composição química gerando regiões ricas em cromo (α') em uma matriz ferrítica pobre em cromo. A precipitação de α' produz efeitos de endurecimento, aumento no limite de escoamento, fragilização, aumento na temperatura de transição dúctil-frágil e perda de resistência à

corrosão. Por ser mais rápida e intensa a 475°C, este tipo de precipitação é freqüentemente referido como fragilização ou endurecimento a 475°C.

2.2.3 Precipitação da Fase Sigma (σ)

A fase Sigma (σ) é uma fase rica em cromo e molibdênio, que confere dureza e fragilidade aos aços inoxidáveis. Além disso, a fase Sigma provoca diminuição da tenacidade e do alongamento para aços duplex submetidos a tratamentos térmicos entre 650 – 1000°C. Porém, ocorre um aumento na resistência mecânica que, dependendo da aplicação, pode ser considerado um efeito positivo [21].

2.2.4 Precipitação de nitreto de cromo (Cr_2N)

O nitreto de cromo pode surgir nos aços duplex, principalmente para aquecimentos acima de 1300°C e resfriamento rápido por processo de soldagem, o que em geral irá resultar em um elevado teor de ferrita no metal de solda ou ZTA (>60%), ou quando o aumento do teor de nitrogênio no elemento de liga causa a precipitação de Cr_2N entre 700° e 900° C. A precipitação de Cr_2N ocorre na ferrita supersaturada em nitrogênio, mesmo quando a velocidade de resfriamento é alta, pois a solubilidade do nitrogênio nesta fase é muito baixa. As partículas de Cr_2N fragilizam e são pontos preferenciais de nucleação de pites de corrosão. Com uma porcentagem de austenita próxima do ideal (entre 40% e 60%) o problema da formação do Cr_2N é minimizado [11].

2.2.5 Precipitação da Fase Chi (χ)

A fase Chi (χ) é uma fase frágil e rica em cromo e molibdênio. Assemelha-se muito à fase Sigma, tanto no aspecto cristalográfico, como nos efeitos que provoca nos aços duplex. A fase χ se distingue de σ por ser mais rica em Mo e por ser metaestável, ou seja, ser substituída por σ para longos tempos de exposição. Outro fator que difere essas duas fases é que o intervalo de formação de fase χ parece ser mais estreito, entre 700°C e 900°C. O aumento dos percentuais de Cr, Mo, W e Si

tornam a precipitação de fase σ e χ mais rápida, assim como o aumento do teor de Mo, Si e W também estende o intervalo de formação de fase σ para temperaturas mais altas [4].

2.2.6 Precipitação do Carboneto de cromo (Cr_{23}C_6)

A formação de carbonetos de cromo (Cr_{23}C_6) ocorre abaixo de 950°C apesar do baixo teor de carbono das ligas duplex. O Cr_{23}C_6 se precipita a partir dos contornos α/γ , devido à partição dos elementos cromo e níquel entre α e γ embora também possam se precipitar em α/α e γ/γ [11].

2.3 **Propriedades mecânicas dos aços inoxidáveis duplex**

2.3.1 A Microdureza das fases do duplex

Segundo Santos, Kuri e Gheno [22], os valores de microdureza Vickers das fases: ferrita e austenita no aço duplex, não apresentam variações circunstanciais ou significativas para uma barra solubilizada. Ainda segundo Santos, Kuri e Gheno, os valores da microdureza das fases depende da composição química, devido ao endurecimento por solução sólida substitucional ou intersticial. Para o mesmo nível de elementos intersticiais, a ferrita é usualmente mais dura que a austenita. Entretanto, a partição de N para a austenita eleva o valor de dureza dessa fase, tornando-o próximo ao da ferrita. Desta forma o ensaio de microdureza pode detectar a presença da fase σ , onde quanto maior for a dureza, maior será a quantidade de fase sigma [22].

3 PROCESSOS DE SOLDA PARA OS AÇOS INOXÍDAVEIS DUPLEX

Os aços inoxidáveis duplex podem ser soldados pela maioria dos processos de soldagem, tais como TIG (Tungsten Inert Gas), , plasma, eletrodo revestido, arco submerso, resistência elétrica, feixe de elétrons entre outros. A soldabilidade dos aços duplex é boa e muito parecida à dos aços austeníticos. Porém, deve-se tomar cuidados especiais com alguns tipos de fragilizações que podem ocorrer, principalmente em relação à precipitação das fases deletérias apresentadas anteriormente. Estas precipitações estão diretamente relacionadas à história térmica do material soldado e à energia de soldagem utilizada [23].

Nos aços duplex, a energia de soldagem está diretamente associada às transformações microestruturais e ao desempenho da junta soldada. Assim, uma energia de soldagem elevada provoca, geralmente, um tempo maior para o resfriamento, favorecendo a precipitação de austenita e o equilíbrio microestrutural desejado, todavia um resfriamento mais lento entre 550°C e 1000°C, pode favorecer a precipitação das fases deletérias. Por outro lado, uma baixa energia de soldagem, resulta na diminuição no tempo de resfriamento, retardando a precipitação de austenita e favorecendo o desequilíbrio das fases na microestrutura.

Além da busca de uma energia de soldagem ótima, deve-se ainda considerar o fato de que, na soldagem multipasse, a junta é submetida a vários ciclos térmicos. Isto significa que a região soldada passa por aquecimentos e resfriamentos consecutivos, comumente pouco controlados. Tais variações de temperatura podem modificar a microestrutura original e, conseqüentemente afetar o desempenho da junta.

Outro fator bastante relevante para a soldagem dos aços inoxidáveis duplex refere-se aos metais de adição. Os consumíveis de soldagem atualmente utilizados podem ser de dois tipos: as ligas de níquel e os de mesma composição do metal de base. A utilização dos consumíveis à base de ligas de níquel, evita toda a preocupação referente ao balanço de fases e controle microestrutural da zona fundida, pois além do níquel ser gamagênico (estabilizador da fase austenita), ele atua no atraso da formação de fases intermetálicas. Porém, a falta de nitrogênio e a presença frequente de nióbio nestas ligas contribuem para a ocorrência de reações metalúrgicas desfavoráveis como a formação de precipitados e regiões com elevado teor de ferrita na zona afetada pelo calor [23].

Já os consumíveis de mesma composição do metal de base são empregados somente quando a aplicação de um tratamento térmico pós-soldagem na faixa de 1050°C for possível. Este tratamento visa balancear a microestrutura, fornecendo energia e tempo necessários para a precipitação da quantidade ideal de austenita do aço duplex. Uma variação destes consumíveis refere-se àqueles de mesma composição do metal de base, porém, enriquecidos em níquel. O aumento de níquel é feito para melhorar o balanço de fases na condição como soldado, aumentando a quantidade de austenita no metal de solda. Desse modo, as soldas realizadas com estes consumíveis não necessitam de tratamento térmico pós-soldagem, nem apresentam os problemas derivados da utilização dos metais de adição ligados ao níquel [23].

Portanto, nota-se que a soldagem dos aços inoxidáveis duplex envolve muitos detalhes e particularidades. Como exemplo, pode-se citar a necessidade de controle do aporte de calor, risco de precipitação de fases fragilizantes, escolha do metal de adição correto, possibilidade de crescimento exagerado de grão na zona afetada pelo calor, etc. Além disso, informações sobre tipos de chanfro, pré-aquecimentos, tratamentos térmicos pós-soldagem, temperaturas interpasse e velocidades de resfriamento também são necessários e de vital importância para a qualidade da junta soldada.

3.1 Solda tig (tungsten inert gas)

O processo de soldagem Tungsten Inert Gas TIG, também conhecido como Gas Tungsten Arc Weld (GTAW), foi desenvolvido no início dos anos 40 para atender a exigente demanda da indústria aeroespacial, em pleno avanço e desenvolvimento na época, precisando, portanto, ser um processo da alta confiabilidade [24].

No processo de soldagem TIG um arco elétrico é formado entre um eletrodo de tungstênio não consumível (alojado na tocha) e o metal de base (MB), atravessando para isso um gás ionizado. O calor gerado neste processo funde o MB gerando a chamada poça de fusão. Com a movimentação da tocha o arco funde progressivamente a superfície da junta. Pode-se usar a adição de metal por intermédio de vareta ou bobina. A Figura 3 esquematiza aparato usado no processo de soldagem TIG e algumas de suas características [26].

Devido às elevadas temperaturas atingidas no processo, a poça de fusão necessita de uma proteção para evitar a oxidação e a contaminação. A proteção da poça de fusão é realizada por um gás inerte ou uma mistura de gases (geralmente usado argônio, como gás principal e He, N₂ e CO₂ para a mistura). O arco elétrico é bastante suave produzindo soldas de boa aparência, exigindo pouca ou nenhuma limpeza após a operação. A capacidade de controlar a quantidade de calor cedido à peça faz com que este processo seja ideal para soldagem de peças pequenas e que exijam alta precisão e controle [24].

Este método pode ser utilizado tanto na soldagem manual, quanto com processos automatizados, em pequenas e grandes espessuras. O processo automático é preferencialmente utilizado em peças de geometria não complexa, e o soldador é considerado apenas um operador com conhecimentos técnicos suficientes para detectar possíveis problemas e operar o equipamento. As principais vantagens na escolha do método TIG na soldagem de aços inoxidáveis são [26]:

- Uma fonte de calor concentrada, o que permite controlar o aporte térmico, levando a uma zona de fusão estreita e controlada;
- Um arco muito estável e uma soldadura uniforme, com uma zona de fusão (ZF) pequena;
- O grau de limpeza do processo é considerado elevado, isto é, não deixa manchas e, como nenhum fluxo sólido ou pastoso é necessário no processo, não são gerados quaisquer resíduos de oxidação (escória), além de permitir boa visibilidade do arco durante a execução da soldagem;
- Excelente qualidade metalúrgica, com controle de penetração preciso e formas de solda em todas as posições.

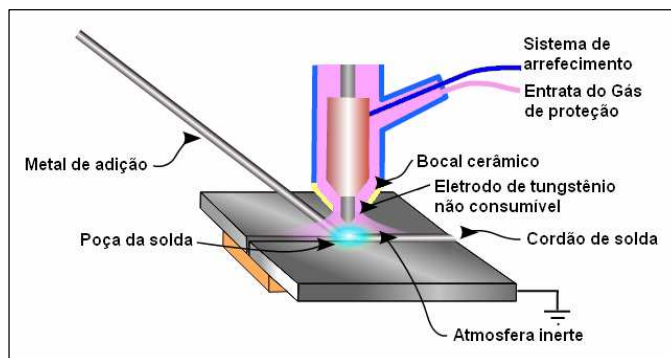


Figura 3 – Princípio da soldagem manual utilizando o método TIG [26].

3.1.1 Instrumental da TIG

Para determinação do tipo de equipamento a ser utilizado é necessário levar em consideração qual a faixa de corrente e tensão necessárias para um determinado tipo de trabalho, se a soldagem será feita manualmente ou de forma automatizada, e qual o tipo de material a ser soldado.

3.1.1.1 A Tocha

As tochas (Figura 4) são as ferramentas que comportam o eletrodo, o sistema de inserção de gás, o bocal e o sistema arrefecedor, caso o sistema não seja resfriado pelo próprio gás de proteção. Elas são classificadas de acordo com o tipo de refrigeração usado, podendo ser refrigeradas pelo próprio gás utilizado no processo, quando em serviço contínuo com correntes de até 200 A, ou resfriadas com água, quando utilizadas com correntes acima deste valor. Para soldagens que utilizam bobinas com alimentador de arame, com execução de soldagens mais longas e de forma contínua, onde ocorre a permanência de arco aberto por maior tempo, é preferível o uso de tochas com refrigeração a água [24].

3.1.1.2 O eletrodo não consumível

No processo TIG os eletrodos não são consumíveis, pois não se fundem e nem incorporam a solda, mas tem o papel de servir como um dos terminais do arco que irá gerar o calor para o processo e fonte de íons ao gás, pois o tungstênio ao aproximar-

se da sua temperatura de fusão (3410°C), torna-se termoiônico, daí a ionização do gás, citada anteriormente. A mudança na geometria do eletrodo influencia nas características de arco, penetração, tamanho e forma do cordão, e, portanto, a configuração da ponta é uma variável que deve ser analisada durante o estabelecimento do procedimento de soldagem [24].

3.1.1.3 O Metal de adição no TIG

Conforme já mencionado, a soldagem TIG pode ser utilizada para realizar soldas com ou sem metal de adição. Quando se utiliza metal de adição este é chamado de arame e pode ser na forma de bobina (para soldagem automática) ou vareta (para a soldagem manual). Quando a solda é realizada sem a utilização do metal de adição, esta é denominada solda autógena.

O metal de adição é fornecido em arames sólidos de comprimento normalizado para soldas manuais ou em bobinas para soldas automáticas ou semi-automáticas. Eles devem estar secos e limpos, além de armazenados em local fechado até momento de seu uso [7, 24 e 27].

3.1.1.4 O gás de proteção

É essencial tanto no TIG, como em todos os processos de soldagem que utilizam gás de proteção, que a região de poça fundida fique totalmente protegida de uma atmosfera contaminante e oxidante. Para isso, o gás inerte utilizado deve ser quimicamente limpo e livre de umidade (seco) [7].

O gás de proteção é alimentado pela própria tocha e, em alguns casos especiais, utiliza-se um fluxo de gás de proteção no outro lado da poça de fusão, ou seja, no lado detrás ou de baixo, também chamado de gás de apoio, de forma a assegurar a uniformidade de contorno do cordão, eliminar mordeduras e, em alguns casos, reduzindo o surgimento de trincas e porosidade na raiz. Os gases de apoio mais utilizados são: o argônio, o hélio (ou mistura de ambos), ou ainda misturas de argônio e hidrogênio. Neste último, alguns cuidados especiais devem ser tomados, devido à presença do hidrogênio, já que quando em excesso, causa porosidades. Embora a função principal do gás seja a proteção da região de solda, sua escolha pode influenciar no comportamento do arco e no resultado da soldadura. Sendo assim, é

importante considerar a densidade desse gás ao medir a eficácia da proteção. Por exemplo, ao utilizar o argônio, cujo peso atômico de 40 é aproximadamente 1,5 vezes mais pesado que o ar e 10 vezes mais pesado que o hélio deve-se saber que quando o argônio sai da tocha tenderá a formar uma cobertura sobre a poça, enquanto o hélio tenderá rapidamente a sair dessa área. Para se obter a mesma proteção, o fluxo de hélio deverá ser de duas ou três vezes o do argônio [24].

O fluxo gasoso deve ser iniciado alguns segundos antes de dar início ao arco (pré-vazão) e deve permanecer alguns segundos depois que o arco for extinto (pós vazão), devendo ser mantido por tempo suficiente para garantir que não só o cordão resfrie até valores abaixo da temperatura de transformações metalúrgicas, mas também o eletrodo [7].

A utilização da mistura Ar e H₂ como gás de proteção, pode ser, dependendo do metal de base, vantajosa na soldagem de chapas grossas, devido à maior penetração, pois é possível obter um acréscimo na voltagem do arco, e, ainda, aumentar a velocidade de soldagem em função da quantidade de H₂ na mistura. Porém, o excesso de hidrogênio pode causar porosidades, dependendo do metal de base. No caso dos aços duplex, o hidrogênio deve ser evitado, tanto no gás de proteção quanto no gás de apoio, já que o seu excesso causa porosidades, devido à possibilidade desse gás se misturar na junta soldada quando esta estiver ainda líquida e, após o resfriamento, com a saída do H₂ da estrutura, gerará trincas na fase ferrita do duplex (fase de menor permeabilidade ao hidrogênio).

A escolha do gás de proteção tem influência significativa nos seguintes aspectos [26]:

- No grau de eficiência da proteção;
- Nas propriedades metalúrgicas e propriedades mecânicas na junta gerada (perda ou enriquecimento de elementos de liga, captação de gases atmosféricos);
- Na resistência à corrosão (perda ou enriquecimento de elementos de liga e captação de gases atmosféricos, superfície oxidante);
- Na geometria da solda (penetração);
- Na aparência da superfície (oxidações, manchas);
- Na ignição e estabilidade do arco;
- No controle de resíduos ambiental (emissão de gases e fumaça).

3.1.1.5 Técnicas e parâmetros

Na soldagem do aço inoxidável duplex é especialmente importante estabelecer parâmetros consistentes de preparação e alinhamento da região a ser soldada. Enquanto os aços inoxidáveis austeníticos aceitam várias técnicas de soldagem que superam as deficiências na determinação desses parâmetros, no caso do aço inoxidável duplex é arriscado usar uma técnica que exponha a junta soldada por tempo prolongado ao calor, já que isso pode levar ao desbalanceamento das fases originais e a formação de fases deletérias.

Dentre os principais aspectos sobre a soldagem do duplex pelo processo TIG, pode-se citar [7]:

- **A velocidade de resfriamento**

A peça soldada deve ser resfriada de acordo com o material soldado após cada passe, para assegurar o resfriamento da zona térmicamente afetada (ZTA), evitando-se assim, a formação das fases deletérias citadas anteriormente;

- **A posição de soldagem**

Os melhores resultados são obtidos quando a soldadura é realizada em posição plana. A tocha deve ser mantida o mais próximo da vertical possível para evitar entrada de ar dentro da região de solda protegida pelo gás “inerte”.

- **O aporte de calor (Heat input)**

Consiste na quantidade de calor absorvido pela peça (em Joules) por unidade linear de comprimento de solda, pode ser calculado através da Equação (4).

$$A = \frac{Vi}{v} \quad (4)$$

Onde: V è a DDP em volts, i è a corrente em ànperes e v è a velocidade m/s

- **A proteção da região de solda**

Quando a proteção da soldagem TIG é feita com boa qualidade, assim como o controle adequado do tempo e da temperatura, consegue-se uma região soldada com maior probabilidade de manter as características desejadas de ser resistente à corrosão.

Dentre as principais variáveis que devem ser levadas em conta na soldagem TIG, estão [24]:

- **A tensão do arco**

A tensão do arco é a voltagem medida entre o eletrodo de tungstênio e a peça, geralmente é proporcional ao comprimento do arco, e depende da corrente de soldagem, do tipo de gás de proteção e da forma da ponta do eletrodo. O comprimento do arco é uma variável importante e um parâmetro altamente dependente de outros, como a tensão e a corrente, pois afeta a largura da poça de fusão e, com menos intensidade, a penetração e a proteção gasosa.

- **A corrente de soldagem**

A penetração da soldadura está relacionada com a corrente de soldagem, onde esta, por sua vez, influencia a tensão a qual é proporcional a corrente, ou seja, um aumento de corrente, para um determinado comprimento de arco, aumenta a voltagem, sendo assim, é necessário um ajuste nesta, ao se ajustar a corrente. O processo permite utilização de corrente contínua ou alternada e a escolha dependerá do metal a ser soldado.

Pode-se soldar de três formas distintas:

- Corrente contínua com eletrodo no negativo (CCEN), que é utilizada para praticamente todos os metais. Quando o arco é estabelecido, os elétrons vão do eletrodo para a peça. Nesse caso, cerca de 70% do calor ficará concentrado no lado positivo do arco, ou seja, na peça, o que oferece maior penetração;
- Corrente contínua com eletrodo no positivo (CCEP), agora, o eletrodo se aquece mais. E, desta forma, é obtida uma penetração menor. Na soldagem de não ferrosos

como o alumínio e o magnésio, onde há a formação de óxidos quando expostos ao ar atmosférico, o emprego da CCEP se faz necessário, pois exerce um processo de limpeza desses óxidos;

– Corrente alternada (CA), onde os íons se movimentam em dois sentidos, dependendo da fase do ciclo. É fundamental o uso de alta frequência, que permite a reignição do arco e é responsável pela ionização do gás de proteção, tornando-o mais condutivo a passagem dos elétrons. Essa situação ajuda na estabilização do arco.

▪ **A velocidade de soldagem**

A velocidade com que se realiza a solda influencia na penetração e na largura do cordão, sendo assim, a velocidade é selecionada de modo a obter-se a qualidade e uniformidade de soldagem desejada sob as melhores condições possíveis.

• **A velocidade de alimentação do arame**

O ajuste da velocidade de alimentação do arame é feito para evitar que haja fusão incompleta do arame, o que influencia no número de passes necessários e na aparência da solda. A utilização de uma velocidade muito baixa pode acarretar em cordões mais côncavos causando defeitos conhecidos como mordeduras^{II} e em um enchimento incompleto da junta, o que potencializa o aparecimento de fissuras na linha do centro.

3.1.2 Solda TIG autógena

Na solda TIG autógena, devido a ausência do metal de adição que, como visto anteriormente, é geralmente enriquecido em níquel, a fração volumétrica de austenita pode sofrer sérias reduções. Desta forma é misturado o N₂ ao gás de proteção, esta mistura visa aumentar o teor de N₂ na poça de solda e manter seu valor nas regiões vizinhas. Como o Nitrogênio é um elemento gamagênico, o seu aumento, induz uma fração maior de austenita na poça de solda, diminuindo ou eliminando o

^{II} Termo usado para descrever reentrâncias agudas formada pela ação da fonte de calor do arco entre um passe de solda e o metal de base ou outro passe adjacente.

desbalanceamento entre as fases. A relação das fases α / γ , na solda autógena, parece ser ainda favorecida pelo baixo aporte térmico [24].

3.2 Efeito da Solda na Microestrutura

Uma junta soldada pode ser caracterizada por três regiões distintas, são elas: a zona de fusão (ZF), a zona termicamente afetada (ZTA) e o metal de base (MB), região esta, que apresenta a mesma microestrutura antes e após a solda.

A zona de fusão corresponde a região onde outrora estava a poça que posteriormente solidificou.

A ZTA é a região do metal de base adjacente à zona de fusão. Apresenta um ou mais (dependendo do número de passes) ciclos térmicos de rápido aquecimento, seguido de rápido resfriamento, causado pela fonte de energia utilizada na soldagem. Devido a este(s) ciclo(s) esta região pode apresentar alterações na microestrutura. A extensão da ZTA é função do gradiente térmico na região, que por sua vez depende da temperatura inicial da junta (pré-aquecimento), da espessura e geometria da peça, das características térmicas do metal de base e do processo de soldagem. Processos de alta energia (grande aporte térmico), como por exemplo o arco submerso, conduzem a uma ZTA mais extensa do que os processos como o da solda TIG. Geralmente, é na ZTA onde a propriedades do material podem ser mais comprometidas, uma vez que como citado anteriormente, em relação à ZF são usados diversos artifícios com a finalidade de preservar ou restituir suas propriedades.

A Figura 4 mostra uma junta soldada com as ZF, ZTA e o MB e suas estruturas cristalinas em função da temperatura atingida durante a solda. Um diagrama binário para um sistema contendo Fé (70% em peso)-Cr-Ni apresenta as fases estáveis para as respectivas faixas de temperaturas reinantes na ZF, ZTA e MB.

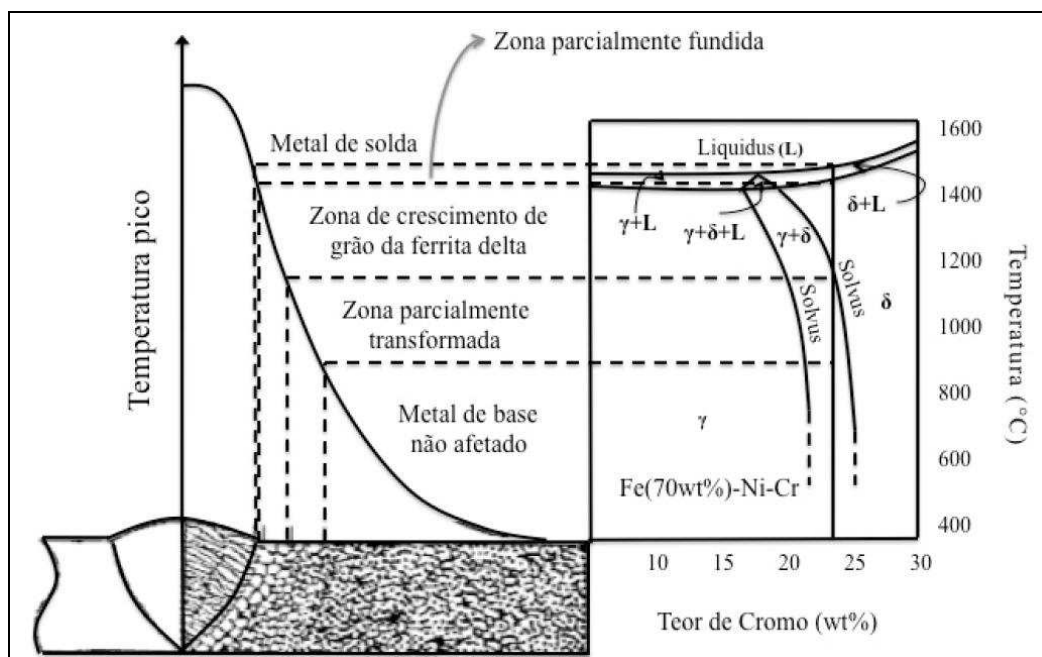


Figura 4 – Diagrama esquemático que define as diferentes zonas da junta soldada de acordo com a distribuição de temperatura devido ao aporte térmico para um aço duplex [28].

4 CORROSÃO NOS AÇOS

A corrosão pode ser definida como a deterioração de um material, por ação química ou eletroquímica do meio ambiente aliada ou não a esforços mecânicos [29, 30].

Duas grandes áreas são normalmente identificadas na corrosão de metais e ligas metálicas. A primeira área é onde o metal ou liga é exposto a um líquido eletrólito, normalmente água ou um meio aquoso, essa é tipicamente chamada de corrosão aquosa. A segunda é onde a reação se realiza em um ambiente gasoso, muitas vezes chamada de oxidação, oxidação de altas temperaturas, corrosão de altas temperaturas, ou corrosão gasosa [29].

Os metais são geralmente encontrados na natureza sob a forma combinada, como óxidos, hidróxidos, carbonatos, sulfetos e silicatos. A extração de um metal a partir destes minérios requer uma considerável quantidade de energia. Por isso se pode considerar um metal isolado como estando num estado de energia muito mais elevado do que no minério correspondente, logo o metal tende a retornar espontaneamente ao seu estado de menor energia que é o estado combinado no qual ele reage com o meio ambiente, sofrendo corrosão [31]. Assim, pode-se admitir a corrosão como o inverso do processo metalúrgico, cujo objetivo principal é a extração do metal a partir de seus compostos, ao passo que a corrosão tende a oxidar o metal devolvendo-o a sua forma original de composto [31, 32].

4.1 Termodinâmica da corrosão

A termodinâmica estuda o mecanismo de corrosão com o objetivo de verificar se existe ou não a possibilidade do desenvolvimento do processo corrosivo. A força motriz da corrosão é a diminuição da energia associada à oxidação do metal. Ela examina e qualifica essa força com o objetivo de avaliar se o material sofrerá corrosão ou se permanecerá estável, além de prever as direções nas quais as mudanças no sistema podem ocorrer. As únicas reações que ocorrerão espontaneamente são as que diminuirão a energia do sistema. Logo, se os cálculos termodinâmicos indicarem que uma determinada reação não pode ocorrer, a reação certamente não ocorrerá. Todavia quando as condições de que estas reações ocorram for favorável, a termodinâmica não dará nenhuma informação sobre a taxa no qual a reação acontecerá, essa é a área descrita pela cinética dos processos.

A corrosão de metais e ligas em ambientes aquosos ou em outros líquidos ionicamente condutores é quase sempre de natureza eletroquímica, isso ocorre quando duas ou mais reações eletroquímicas acontecem na superfície metálica. Uma dessas reações resulta na mudança do metal ou de algum elemento da liga metálica do estado metálico para o estado não metálico.

Existe uma separação de cargas entre os elétrons do metal (eletrodo) e os íons do líquido ou gás iônico condutor (eletrólito) formando uma dupla camada eletricamente carregada, os íons da solução interagem com as moléculas do eletrólito.

Também pode ocorrer absorção de íons pela superfície do eletrodo. O transporte das espécies químicas acontece através da dupla camada (existe uma camada de óxido formada entre a camada de metal ou liga metálica e a camada de eletrólitos, assim, o transporte deverá acontecer entre a camada de metal / liga e a camada de eletrólitos – dupla camada) e no eletrólito por difusão. O potencial de eletrodo precisa ser medido para avaliar o comportamento da corrosão no metal e o procedimento de medição do potencial necessita do uso dos chamados eletrodos de referência.

O processo que governa a corrosão envolve reações de oxidação e redução, reações anódicas e catódicas, respectivamente. O sistema corrosivo não produz nenhuma carga líquida, portanto, os elétrons produzidos pela reação eletroquímica de oxidação do metal (reação anódica) devem ser consumidos pela reação eletroquímica de redução (reação catódica) [29].

4.2 Cinética da corrosão

Para a cinética passa a valer a energia de ativação das reações, isto é, a energia mínima necessária para que o processo de corrosão ocorra dependendo do sistema considerado. O conceito de potenciais mistos é, nestes casos, essencial, pois a corrosão ocorre se ambas as reações anódica e catódica são realizadas, isto é, se as reações de cessão de elétrons e ganho de elétrons são realizadas. Neste caso, cada reação envolve espécies químicas que correspondem a diferentes sistemas de oxi-redução, por esse motivo o potencial de corrosão não será um equilíbrio de potencial, mas é considerado um potencial misto [29].

O estudo cinético das reações de corrosão é de grande significado, pois com base nestes estudos pode-se concluir que um dado metal pode ser usado num certo

meio, desde que a sua velocidade de corrosão seja considerada razoavelmente baixa nesse meio.

A velocidade de corrosão pode ser expressa ou medida de várias maneiras, sendo a mais comum, a da perda de peso. Para isto, uma peça é limpa, medida, pesada e exposta a um definido meio ou ambiente corrosivo durante um tempo medido. É removida, faz-se a limpeza dos produtos de corrosão e a peça é repesada [30].

Para manter o equilíbrio, a quantidade de reagente catódico consumida deve ser igual à quantidade de produto de corrosão formado. Como os elétrons são liberados pela reação anódica e consumidos pela reação catódica, a corrosão pode ser expressa em termos de uma corrente eletroquímica (I). Além disso, a exigência para balanço de massa é que a corrente que flui na reação catódica deve ser igual à corrente saindo da reação anódica. Claramente estas correntes são opostas em sinal. Por definição, em circuito aberto ou em condições de livre corrosão, tem-se que:

$$I_{anodo} = |I_{catodo}| = I_{corr} \quad (5)$$

Onde, I_{anodo} é a corrente anódica, I_{catodo} é a corrente catódica, e I_{corr} é a corrente de corrosão.

Em geral o processo de corrosão ocorre em curto-circuito, que significa que I_{corr} não poderá ser diretamente medido em circuito aberto. O valor de I_{corr} é uma medida da taxa de corrosão e, portanto, da taxa de degradação do material. A corrente e a quantidade de material estão relacionados na Equação (6) (Lei de Faraday) [29]:

$$I_{corr} = \frac{nFw}{Mt} \quad (6)$$

Onde, I_{corr} é expresso em Amperes; t é o tempo de exposição ao ambiente corrosivo (segundos); n é o número de elétrons transferidos ou liberados na reação de oxidação; F é a constante de Faraday (96,480 C/mol); M é o peso molecular do material em gramas e w é a massa de material corroído (g).

A corrente de corrosão depende fundamentalmente de dois fatores:

- Diferença de potencial (ΔV) das pilhas (diferença de potencial entre áreas anódicas e catódicas)
- Resistência elétrica (R) de contato dos eletrodos das pilhas (resistência de contato das áreas anódicas e catódicas).

A diferença de potencial (ΔV) pode ser influenciada pelos fenômenos de polarização e passivação, bem como a resistência elétrica de contato (R) pode ser influenciada pela resistividade do eletrólito, pela superfície de contato das áreas anódicas e catódicas e também pelos fenômenos de polarização e passivação.

A polarização é a modificação do potencial de um eletrodo devido a variações de concentração, sobrevoltagem de um gás ou variação de resistência elétrica. Os fenômenos de polarização promovem a aproximação dos potenciais das áreas anódicas e catódicas e produzem aumento na resistência elétrica do circuito, tornando o processo corrosivo muito menos ativo [33].

Dada a grande importância do fenômeno de passivação no presente trabalho este será discutido separadamente na sequência no item 4.2.3.

Os átomos da superfície apresentam ligações químicas insatisfeitas e em virtude disto, estão em um estado de energia mais elevado que os átomos do núcleo. As ligações insatisfeitas dos átomos da superfície dão origem a uma energia de superfície ou energia interfacial, deste modo haverá uma diferença na força de fixação das superfícies, e por consequência, na cinética do processo de oxidação. Os átomos serão removidos preferencialmente na seguinte ordem:quinas, bordas e, finalmente, partes planas. Assim defeitos superficiais representam potenciais anódicos locais [34, 35].

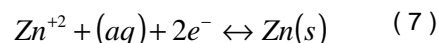
4.2.1 Potencial de eletrodo

Conforme dito anteriormente, o processo corrosivo consiste na ocorrência simultânea de pelo menos uma reação anódica (oxidação) e de pelo menos uma reação catódica (redução), a carga elétrica produzida pela reação anódica é toda absorvida pela reação catódica.

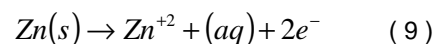
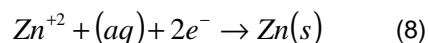
Metais diferentes possuem diferentes tendências à oxidação que dependerão além do material, do agente corrosivo, do meio em que atua e do produto da corrosão. A melhor medida da tendência de um material sofrer corrosão, segundo a termodinâmica, é a variação de energia livre entre o estado inicial e o estado final do sistema. Essa variação possibilita prever se a corrosão pode ocorrer ou não, sob certas condições definidas.

O potencial de eletrodo é um parâmetro que indica numericamente a tendência do metal de reagir e perder elétrons, ou seja, oxidar e, conseqüentemente, sofrer corrosão.

Quando uma lâmina ou fio metálico feito, por exemplo, de zinco é mergulhado em uma solução de seus íons, estabelece-se um equilíbrio na interface zinco metálico/solução de seus íons, que constitui um sistema que denominamos de eletrodo (neste caso, eletrodo de zinco). A Equação (7) estabelece a equação de equilíbrio:



Este equilíbrio indica que as reações direta (Equação (8)) e inversa (Equação (9)) acontecem com a mesma velocidade e envolvem a transferência de elétrons entre o metal e os seus íons em solução



Desta forma, quando o equilíbrio é atingido, o metal, assim como a solução, estarão eletricamente carregados. Portanto, existirá uma separação de cargas na interface metal-solução e, como conseqüência, tem-se uma diferença de potencial entre o metal e a solução, a qual chamamos de potencial de eletrodo do metal, $\Delta\phi$ ou E [36, 37]. Todavia, para que possamos medir o potencial de eletrodo do metal (eletrodo A), é necessária a utilização de um segundo eletrodo (eletrodo B), chamado eletrodo de referência. É importante ressaltar que só é possível medir a diferença de potencial (E) entre os eletrodos A e B utilizados. O objetivo da introdução do segundo eletrodo é que ele atue como um eletrodo de referência, isto é, um sistema que possua um potencial fixo. Desta forma, é possível observar que todas as medidas de potenciais de eletrodo são, por natureza, medidas relativas e, ao mesmo tempo, arbitrárias, pois sempre é necessário um eletrodo de referência, um sistema que tenha um potencial constante. O eletrodo de referência mais citado nas tabelas que contêm a série das tensões eletroquímicas é o eletrodo padrão de "hidrogênio (EPH), ao qual se atribui, arbitrariamente, o valor igual a zero volt de potencial de eletrodo. O EPH consiste de uma chapa de platina, recoberta com um depósito de negro de platina, mergulhada em

solução aquosa de ácido clorídrico, na qual borbulha-se gás hidrogênio a pressão de 1 atm a 298 K [38].

4.2.2 Diagrama de Pourbaix

O Diagrama de Pourbaix é um diagrama de fases isotérmico que relaciona o potencial de eletrodo de um dado material e o pH da solução no qual ele está imerso ou em contato. Numa situação de equilíbrio, ele nos permite prever se o material apresenta tendência a se corroer ou não nesse meio, bem como indica o composto termodinamicamente estável em cada campo [39].

O diagrama de Pourbaix apresenta curvas que representam os vários equilíbrios químicos e eletroquímicos que podem existir entre o metal e o eletrólito líquido; podem ser divididos em três zonas: zona de corrosão, zona de passivação e zona de imunidade. Uma combinação entre o potencial de eletrodo e o meio poderá levar o sistema a cair numa das seguintes situações [31, 39]

- **Zona de imunidade:**

Região onde as reações nunca serão termodinamicamente possíveis, o material possui comportamento inerte;

- **Zona de corrosão:**

Regiões onde as reações são possíveis e as formas metálicas mais estáveis são as iônicas resultando em degradação do material;

- **Zona de passivação:**

Região onde as reações são possíveis e conduzem à formação de óxidos ou hidróxidos metálicos estáveis e protetores. A corrosão é praticamente nula.

Apesar de apresentarem bases muito firmes sob o ponto de vista termodinâmico, sob o ponto de vista da corrosão, deve-se tomar certo cuidado, pois o

diagrama de Pourbaix apresenta as mesmas limitações de qualquer reação termodinâmica, dentre elas:

- Consideram todas as reações como reversíveis e lentas
- Não indicam a velocidade ou cinética da reação, só indicam se ela é possível ou não;
- Aplicam o termo passivação para as zonas de estabilidade dos óxidos ou hidróxidos independentemente das suas propriedades protetoras. Entretanto, a proteção só é efetiva se o filme de óxido formado sobre o metal for aderente e não poroso;
- Apenas são aplicáveis a metais puros (não existem para ligas) e em soluções sem espécies complexantes ou que formem sais insolúveis.

A Figura 5 apresenta o Diagrama de Pourbaix para o sistema ferro – água. O ferro é o principal elemento presente nos aços.

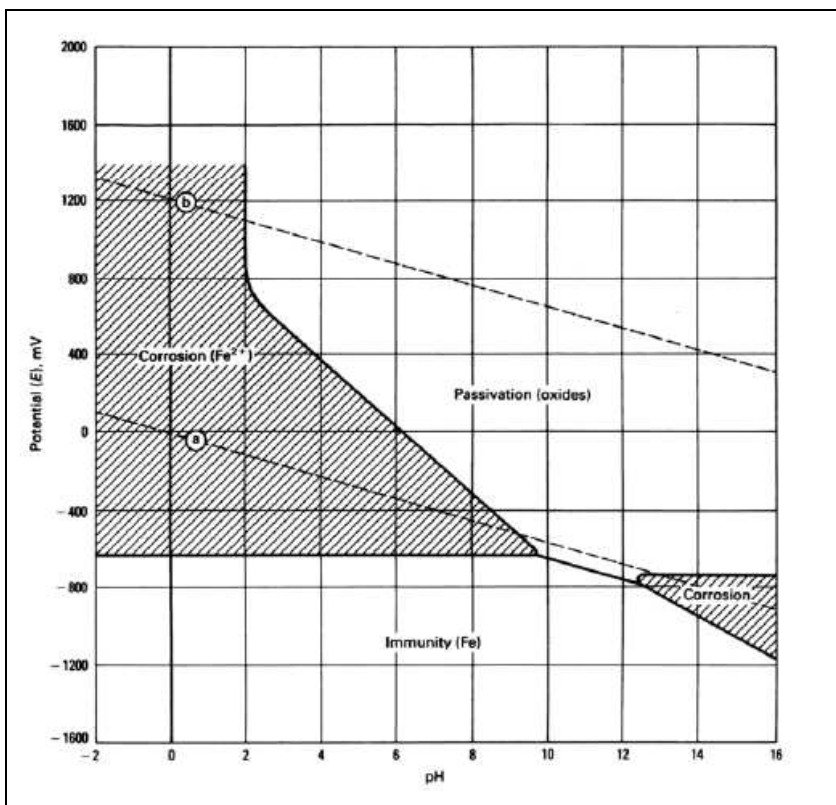


Figura 5 – Diagrama de Pourbaix para o sistema Ferro – água a 25°C [29].

4.2.3 Passivação

A Passivação é a modificação do potencial de um eletrodo no sentido de menor atividade (mais catódico ou mais nobre) devido à formação de uma película de produto de corrosão, que pode ser um óxido ou hidróxido metálico estável e protetor. Esta película é denominada película passivante e após a sua formação pode-se considerar que a continuidade da oxidação é praticamente nula, por isso é chamada película protetora, pois impede que o material abaixo dessa camada se degrade por oxidação. Isso só é possível se esta camada é também estável eletroquimicamente [40]. Se essa película não existisse em materiais metálicos expostos ao ambiente, eles voltariam à condição termodinamicamente estável da sua origem, os minérios usados para produzi-los [29].

A passividade pode ser simplesmente definida como a perda de reatividade química sob certas condições do meio. Existem dois tipos de passivação possíveis:

- Tipo 1 - Um metal está passivo quando se torna mais nobre por formação de uma película com poder oxidante. Os metais que possuem este comportamento têm orbitais d vazios, de valência, podendo formar ligações covalentes dativas (baixa taxa de corrosão, potencial nobre).
- Tipo 2 - Um metal ou liga é passivo se resiste substancialmente, apresenta baixa taxa de corrosão, à corrosão num meio onde termodinamicamente há uma grande tendência à corrosão, ou seja, se encontra em um ambiente de potencial ativo.

Um metal ativo-passivo corrói no estado ativo a uma determinada velocidade de corrosão. Para que se dê a formação de uma película passiva, será necessário fornecer uma intensidade de corrente, designada intensidade crítica.

O potencial no qual se forma a película passiva denomina-se potencial Flade, e será tanto mais nobre quanto mais alto for o pH do meio [29]. Alguns exemplos podem ser citados:

- Cromo, níquel, titânio, aço inoxidável, monel, que se passivam na grande maioria dos meios corrosivos, especialmente na atmosfera (classificados como tipo 1);
- Chumbo, que se passiva na presença de ácido sulfúrico (classificado como tipo 2);

- Ferro, que se passiva na presença de ácido nítrico concentrado e não se passiva na presença de ácido nítrico diluído;
- A maioria dos metais puros e ligas metálicas passivam-se na presença de meios básicos, com exceção dos metais anfóteros (Al, Zn, Pb, Sn e Sb) [40].

A principal característica do sistema passivo tipo 1 é a existência de uma curva de polarização (i , densidade de corrente, ou taxa de oxidação versus E , potencial ou força motriz do sistema), como esquematizado na Figura 6. Ela ilustra bem a reafirmação da definição do tipo 1 de passividade como inicialmente proposto por Wagner [41]. Ele sugeriu que o metal se torna passivo quando, ao aumentar o seu potencial na direção positiva ou anódica (oxidação), um potencial é alcançado quando a corrente (taxa de dissolução anódica) diminui acentuadamente para um valor menor do que a observada em um potencial menos anódico. Esta diminuição na taxa de dissolução anódica, apesar da força motriz para a dissolução ser trazida para um valor maior, é o resultado da formação de um filme [29].

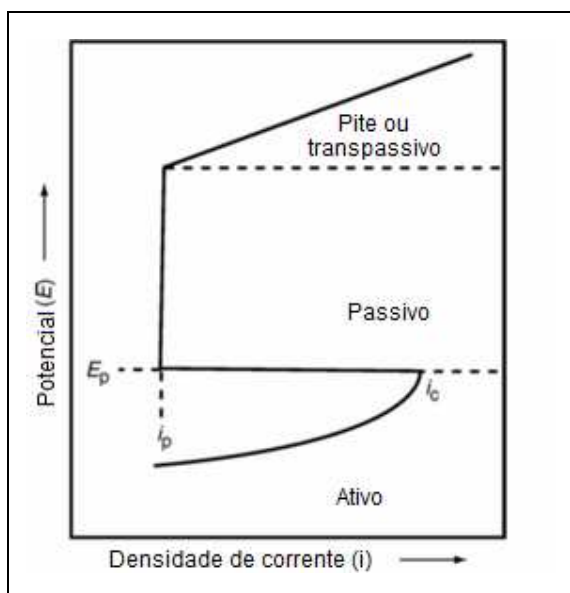


Figura 6 – Curva ideal de polarização anódica para o sistema ferro-água apresentando passividade [29].

A curva de polarização da Figura 6 mostra três regiões diferentes; a ativa, a passiva e a região de corrosão por pites ou região transpassiva. E_p é o potencial

acima do qual o sistema se torna passivo e apresenta a densidade de corrente de passivação i_p . A densidade de corrente crítica para passivação é i_c .

A passividade pode ser usada para controle da corrosão ao serem utilizados métodos que trazem o potencial da superfície a ser protegida para um valor na região passiva. Isso pode ser feito através das seguintes técnicas:

- Usar um dispositivo chamado potenciostato, onde uma corrente pode ser aplicada ao metal a ser protegido, definindo e controlando o potencial em um valor maior que o potencial de passivação, E_p . Este método de produção de passividade é chamado de proteção anódica (Figura 6).
- Para ambientes contendo espécies prejudiciais, tais como os íons cloreto que causam corrosão, o potenciostato ou outros dispositivos que controlam o potencial podem ser usados como no item anterior para definir o potencial para um valor na região passiva abaixo do potencial crítico de pite, E_{pit} .
- Ligas ou metais que, espontaneamente, formam uma película passiva, por exemplo, aços inoxidáveis, níquel ou ligas de titânio, podem ser usados em aplicações que requerem resistência à corrosão. Normalmente um pré-tratamento é desejável. O pré-tratamento da superfície pode ser realizado em uma liga capaz de ser passivada. O uso de tais pré-tratamentos tem sido uma prática comum para os aços inoxidáveis por muitos anos. O processo envolve a imersão de peças de aço inoxidável cuidadosamente limpas e desengorduradas em uma solução de ácido nítrico seguido por uma lavagem completa em água limpa e quente. A solução mais popular e as condições de operação para a passivação do aço inoxidável é uma imersão de 30 minutos numa solução de ácido nítrico 20% vol. a 49° C (120° F). No entanto, outras soluções e tratamentos somente podem ser utilizados, dependendo do tipo de aço inoxidável a ser tratado.
- O ambiente pode ser modificado para produzir uma superfície passiva. Agentes oxidantes, tais como o cromato e o ácido nítrico concentrado, são exemplos de soluções de passivação, que mantêm um estado passivo em alguns metais e ligas.

4.3 Tipos de corrosão

As formas de corrosão podem ser apresentadas em função da aparência do ataque e das diferentes causas e mecanismos. O presente trabalho focará seu estudo em um tipo específico de corrosão, chamada de corrosão por pites (*pitting corrosion*).

4.3.1 Corrosão por Pites

A corrosão por pites ocorre geralmente em metais e ligas metálicas tendendo ao estado passivado e em ambientes contendo cloreto, brometo, iodeto ou perclorato de íons, quando o potencial de eletrodo excede um valor crítico, o chamado potencial de pite (**Figura 7**), parâmetro que depende de várias condições. O potencial de pite não é um potencial termodinâmico definido e depende da taxa de crescimento do potencial de eletrodo [⁴²].

Esta forma de corrosão é caracterizada por um desgaste que se dá de forma muito localizada e de alta intensidade, geralmente com profundidade maior que o diâmetro e bordos angulosos. A corrosão por pites é uma forma perigosa de corrosão uma vez que o material, em muitos casos, pode ser penetrado sem um aviso claro (porque os pites são estreitos e muitas vezes cobertos) e o crescimento do poço é difícil de prever. Isso está ligado ao fato de que a extensão e a intensidade de corrosão por pite é difícil de medir, pois o número e o tamanho dos pites (diâmetro e profundidade) variam de região para região.

Testes de curto prazo em laboratório para determinação do crescimento do poço também são problemáticos, porque, em condições reais, pode levar muito tempo, por exemplo, muitos meses, antes de os poços se tornarem visíveis. Outro problema é que a dimensão crítica, ou seja, a profundidade máxima do poço aumenta com o aumento da área superficial [⁴²].

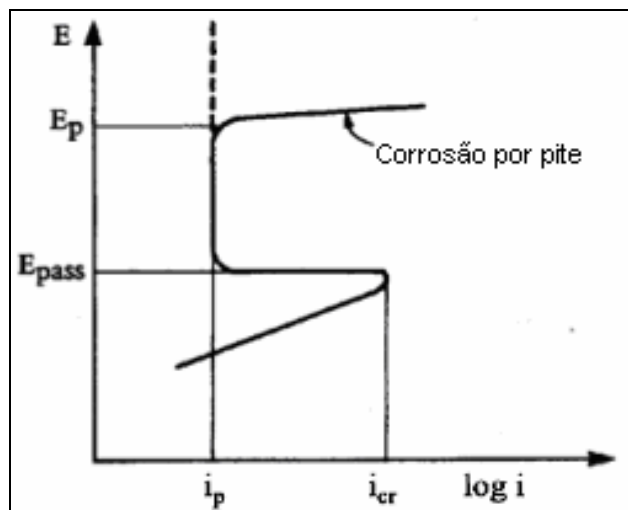


Figura 7 – Curva de sobretensão anódica para um metal ativo-passivo em um ambiente causando a corrosão por pites. E_p = potencial de pite, E_{pass} = potencial de passivação, i_{cr} = densidade de corrente crítica, i_{pass} = densidade de corrente passiva. [42].

4.4 Corrosão por pites nos aços duplex

Como já dito anteriormente, a maioria das fases que precipitam nos aços duplex são ricas em Cr e/ou Mo. Esta precipitação pode causar a diminuição dos teores destes elementos na matriz, e o que é mais sério ainda, a formação à sua volta de regiões estreitas e altamente empobrecidas nesses elementos. Assim, transformações de fase e a presença de precipitados considerados deletérios têm uma grande influência nos processos de corrosão e trincamento por corrosão sob-tensão dos aços inoxidáveis duplex.

Os aços duplex são suscetíveis à corrosão por pites, similares aos aços inoxidáveis austeníticos e ferríticos. A nucleação dos pites ocorre em locais preferenciais, como as interfaces entre as fases ferrita e austenita. Nestes locais, podem estar presentes sulfetos ou ocorrer a precipitação de fases que produzem regiões empobrecidas em cromo. A presença de sulfetos pode ser controlada pelo processo de fusão e refino do aço. Já a precipitação de fases dependerá da história térmica do material durante seu processamento ou durante a fabricação de equipamentos [43].

A resistência à corrosão por pites dos aços inoxidáveis depende fortemente da composição química da liga, principalmente dos teores de Cr, Mo e N. A Equação (1) apresentada no item 2 deste Trabalho faz uma relação empírica entre a resistência à corrosão por pites dos aços da família duplex com o percentual de cada um destes elementos de liga, o PREn. Devido a diferença nos teores dos elementos de liga entre as duas fases nos aços duplex, é necessário considerar separadamente o PREn da austenita e da ferrita [⁴³].

5 ESTADO DO CONHECIMENTO

Já há alguns anos que as pesquisas que relacionam aços da família duplex e questões de soldagem têm despertado interesse da comunidade científica e industrial. Em 1997, Antonio José Ramírez Londoño apresentou a dissertação intitulada “Estudo da precipitação de nitreto de cromo e fase sigma por simulação térmica da zona afetada pelo calor na soldagem multipasse de aços inoxidáveis duplex” [28]. Neste estudo foi desenvolvido um método para simular os ciclos térmicos de uma solda multipasse e analisar a precipitação de nitreto de cromo e fase sigma na zona afetada pelo calor submetida a temperaturas abaixo de 950°C dos aços inoxidáveis duplex UNS S31803 e UNS S32550. Foram estudadas energias de soldagem na faixa de 0,4 a 1,0 kJ/mm. Foi determinado que a precipitação de nitreto de cromo ocorria para energias de soldagem de 0,4 a 1,0 kJ/mm e de fase sigma para energias de soldagem de 0,6 a 1,0 kJ/mm, no UNS S32550. Já o UNS S31803 não apresentou precipitação alguma para as energias de soldagem estudadas. Foram utilizadas técnicas de difração de raios X na câmara de Debye-Scherrer e microscopia eletrônica de transmissão (MET). Constatou-se que durante uma soldagem multipasse o UNS S31803 é menos propenso à precipitação de intermetálicos que o UNS S32550.

Em 2001, Claudia Patrícia Serna Giraldo apresentou o trabalho “Precipitação de fases intermetálicas na zona afetada pelo calor de temperatura baixa (ZACTB) na soldagem multipasse de aços inoxidáveis duplex” [4]. No trabalho, foram realizadas soldas multipasses e simulações físicas dos ciclos térmicos da zona afetada pelo calor de temperatura baixa nas ligas da família duplex UNS S32304, S32750 e S32760. Foram comparados os resultados obtidos nas soldas reais e nos corpos de prova simulados. A microestrutura das juntas soldadas foram analisadas por técnicas de microscopia óptica (MO) e microscopia eletrônica de varredura (MEV); as fases precipitadas através de Raio-X, de resíduos extraídos química e/ ou eletroliticamente. Foram realizadas ainda ensaios de corrosão intergranular e por polarização cíclica. Verificou-se que na liga UNS S32304 não foi encontrada nenhum precipitado, todavia nas demais ligas foram encontradas fases precipitadas (sigma e Cr₂N) no contorno de grão ferrítico. Não foi observado diferenças no potencial de pites após a simulação, mas os potenciais de proteção sofreram uma redução considerável em relação aos materiais na condição conforme recebidos.

Em 2002, Marcelino Neto M. A. e Sobral A. V. C. apresentam o artigo “Caracterização microestrutural e de corrosão do aço inoxidável duplex” [44]. Neste trabalho foi realizado um estudo com o aço inoxidável duplex UNS S31803 quanto à resistência à corrosão em meio de cloreto de sódio. Os ensaios de corrosão (eletroquímicos) realizados foram potenciodinâmicos e voltametria cíclica em meio de NaCl 3%. Ensaios de névoa salina simularam uma atmosfera marítima durante 350 horas. Para caracterização do material foram utilizadas MO e MEV, além de análise de energia dispersiva de raios-X (EDAX). O aço inoxidável duplex UNSS 31803 apresentou uma microestrutura austenítica e ferrítica com aproximadamente 50% de cada fase. No ensaio acelerado de corrosão não houve variação significativa da massa e conseqüentemente não houve nenhum tipo de corrosão na superfície. Os ensaios potenciodinâmicos em NaCl 3% mostraram a presença do “laço de histerese”, que evidenciou a presença de pites, assim como nos ensaios voltamétricos.

Em 2005, Menezes, Reis, Abreu, Miranda, Ribeiro e Oliveira, apresentaram o trabalho “Efeito da energia de soldagem sobre a fração volumétrica da fase ferrítica no aço inoxidável duplex UNS S31803” [45]. O trabalho utilizou técnica de análise e processamento digital de imagens e teve como objetivo realizar uma análise microestrutural quantitativa da proporção ferrita/austenita na região soldada de amostras de aço inoxidável duplex UNS S31803 e avaliar o efeito da energia de soldagem sobre a proporção de ferrita no material. Os corpos de prova foram constituídos de chapas de UNS S31803 soldados com eletrodo revestido AWS 2209-17. A energia de soldagem foi variada entre 0,4 e 1,8 KJ/mm. Verificou-se que a soldagem realizada teve pouca influência sobre o balanço de fases do metal de base e que houve uma clara tendência de queda na fração volumétrica de ferrita com o aumento da energia de soldagem. A mesma tendência se verificou na ZTA, porém, a quantificação de fases via análise de imagens foi bastante influenciada pela zona afetada pelo calor de temperatura baixa (ZACTB), principalmente quando se considerou a maior energia de soldagem usada neste trabalho (1,8kJ/mm). Foi considerado que houve um aumento da extensão da zona afetada pelo calor de temperatura elevada (ZACTE) para altas energias de soldagem.

Em outubro de 2008, Paulo Melo Modenezi apresentou sua pesquisa intitulada “Tenacidade do aço UNS S31803 após soldagem TIG sem adição” [46]. Este trabalho buscou ampliar o conhecimento sobre a precipitação de fases indesejáveis após ciclos térmicos impostos pelo processo TIG. O autor cita que a precipitação destas fases causa tanto a redução das propriedades mecânicas consideradas desejáveis quanto a resistência à corrosão. O trabalho abordou principalmente a formação da fase sigma entre 700°C e 900°C, a formação na faixa de temperatura entre 300°C e 500°C das fase α rica em ferro e α' enriquecida em cromo, a formação de diferentes frações de ferrita na zona de fusão (ZF) e na ZTA, e a possível formação de nitretos de cromo como principais agentes comprometedores da tenacidade das juntas soldadas. Para avaliar a interferência que cada um dos precipitados oferecia no desempenho da junta soldada, foram usados os ensaios de impacto (*Charpy*) e de temperatura de transição dúctil - frágil (TTDF). Concluiu-se que houve uma diminuição na energia absorvida no ensaio de impacto quando o entalhe foi orientado na zona fundida, provavelmente devido à morfologia das fases ferrita e austenita, e ao aumento da fração de ferrita desta região.

Em 2008, Izabela Ferreira Girão apresentou seu trabalho “Caracterização da resistência à corrosão por pite do aço UNS S31803 após soldagem” [47]. Este trabalho buscou avaliar a resistência à corrosão por pite do aço inoxidável duplex UNS S31803 soldado com eletrodo revestido. Foi comparado o comportamento do metal base com a junta soldada. Para quantificar o grau de corrosão por pite, foi utilizada a técnica de polarização potenciodinâmica. A partir desta técnica são levantadas curvas de polarização onde é possível verificar o potencial de pite (E_{pite} - potencial eletroquímico onde se inicia o aparecimento de pites). Constatou-se que a resistência à corrosão por pite em aços inoxidáveis duplex UNS S31803 não foi afetada por este processo de solda. No entanto, observou-se que as amostras soldadas apresentaram valores de densidade de corrente uma ordem de grandeza menor do que as amostras do metal base e concluiu-se que há ocorrência de uma corrosão generalizada maior nas amostras soldadas, mas não por pite.

A Transcontrol Indústria e Comércio de Produtos Eletrônicos [48] realizou em julho de 2009 testes de ensaios em junta “mock-up”^{III} entre duas peças de um aço superduplex (UNS S32750) soldados por TIG autógena. Foram avaliadas as microestruturas (fração volumétrica das fases ferrita e austenita e presença de precipitados) e resistência à corrosão do MB, ZTA e ZF em três grupos distintos de amostras conforme a Tabela 4.

Tabela 4 – Parâmetros utilizados nas juntas soldadas pela Transcontrol Indústria e Comércio de Produtos Eletrônicos.

Parâmetro	Grupo 1	Grupo 2	Grupo 3
Aporte térmico (KJ/mm)	134,4	289,5	202.4 ^{IV}
Corrente de soldagem (A)	25	45	65
Voltagem (V)	8,6	9,2	9,8
Velocidade (mm/s)	1,6	1,43	1,46
Gás de proteção	Argônio com adição de 2,5% de N ₂		

Os ensaios foram realizados conforme código ASME IX - QW 183, que consiste em análises macrográficas (1 peça de teste em cortes a 180°), com avaliação das características geométricas (penetração), além de ensaios de corrosão conforme a norma ASTM G 48, método e análise quantitativa do teor de ferrita conforme a norma ASTM E 112.

As análises microestruturais das soldas revelaram estruturas constituídas por austenita e ferrita, livre de precipitados passíveis de serem observados por microscopia óptica. Verificou-se ainda uma fração volumétrica de austenita entre 51% e 45% nos metais de base e na ordem de 46% na solda.

Em 2009 Paulo Melo Modenezi realizou o estudo “Tenacidade do aço UNS S31803 após soldagem TIG”, trabalho este que analisou a temperatura de transição dúctil-frágil e alterações de energia absorvida para aço da família duplex UNS S31803 soldado por processo TIG, avaliando duas situações distintas: solda com metal de adição e solda autógena.

^{III} Peça em tamanho real ou exagerado do produto utilizadas em testes

^{IV} Valores do *heat input* calculados pelo autor deste trabalho. O rendimento térmico da fonte de energia adotado para o processo TIG foi de 0,65

Para a soldagem autógena foram utilizados corrente de 80 A e tensão de 10V. As amostras foram resfriadas por jato de ar e água forçada. Constatou-se a presença de estruturas do tipo Widmanstätten, estruturas estas em que a austenita, devido a alta velocidade de resfriamento, forma-se com geometria de “agulhas delgadas” (com menor interface ferrita-austenita).

Em 2009, Raphael Aragonês Leite apresentou o trabalho “Avaliação da tenacidade à fratura de uma junta soldada de um aço inoxidável superduplex com a utilização de proteção catódica” [9]. O presente trabalho estudou a soldagem do aço inoxidável superduplex UNS S32760 pelos processos Gas Tungsten Arc Welding (GTAW) e Shielded Metal Arc Welding (SMAW). Foi avaliado o comportamento em tenacidade à fratura em diferentes regiões da junta soldada. Também se estudou dois tratamentos térmicos de envelhecimento diferentes, a 550 °C por 2h e 850 °C por 35 min, no metal de base, sendo avaliado, posteriormente, o comportamento de tenacidade à fratura e a tenacidade ao entalhe em ensaio de impacto Charpy. As microestruturas foram analisadas utilizando-se MO e, para a análise das fraturas dos corpos de prova ensaiados em tenacidade à fratura, utilizou-se o MEV. Foram também analisadas as fases precipitadas nos materiais tratados termicamente por difratometria de Raios-x. Todas as regiões da junta soldada e os materiais de base tratados termicamente foram posteriormente avaliados quanto a tenacidade à fratura utilizando-se passos de carregamento por carga prescrita em água do mar sintética sob proteção catódica de 1100 mV_{ECS}. Os resultados mostraram que as juntas soldadas (ZF e ZTA), foram bastante afetadas pelo meio com utilização de proteção catódica, assim como o metal de base tratado termicamente na temperatura de 850 °C, quando comparados à tenacidade à fratura destes materiais ao ar.

Em abril de 2010, Daniella Caluscio dos Santos apresentou o trabalho “Estudo da formação de sigma e sua influência no potencial de pite em solução 0,6M de cloreto de sódio do aço UNS S31803 envelhecido a 850 e 900°C” [49].

O objetivo deste trabalho compreendeu o estudo dos mecanismos de formação de fase sigma no aço UNS S31803 envelhecido a 850°C e 900°C, relacionando estas transformações microestruturais ao potencial de pite em solução 0,6M NaCl. O trabalho abordou, principalmente, as temperaturas de tratamento térmico para a formação da fase sigma e suas relações com a resistência à corrosão do material.

Para análise dos resultados foram utilizadas técnicas de MO, medidas de microdureza, caracterização quantitativa da microestrutura a partir de um ferritoscópio e ensaios de polarização cíclica. Percebeu-se que o potencial de pite no aço UNS S31803 em solução 0,6M NaCl é fortemente influenciado pela microestrutura do material, provavelmente pelo empobrecimento em cromo e molibdênio decorrentes da formação de fase sigma. Percebeu-se também que a temperatura e o tempo de envelhecimento influenciaram na microestrutura do material.

Em 2010, de Vasconcellos, Rosenthal e Paranhos apresentaram o trabalho “Estudo da soldagem de tubos de aço inoxidável duplex e superduplex na posição 5G” [50]. Neste trabalho, um tubo de superduplex SAF 2207 foi soldado pelo processo TIG no passe de raiz e eletrodo revestido (SMAW) nos passes de enchimento, e um tubo de duplex SAF 2205 foi todo soldado pelo processo TIG. Foram realizadas análises qualitativas e quantitativas por MO, ensaios de impacto do tipo Charpy-V de seção reduzida, e ensaios de resistência à corrosão por pites em meio contendo cloreto conforme a norma ASTM G48 - método A. Observou-se que a concentração de austenita pós-solda na zona de fusão e na ZTA do SAF 2207 é superior a do SAF 2205. Todavia, mesmo contendo considerável teor de ferrita na solda e ZTA, a junta soldada do SAF 2205 foi a que apresentou maiores resultados de tenacidade ao impacto. A junta soldada do SAF 2205 obteve considerável perda de massa por área no teste de corrosão por pites em meio contendo cloretos. A maior resistência à corrosão por pites em meio contendo cloretos foi obtida na junta soldada do SAF 2207 e foi atribuído ao alto teor de austenita na solda, na ZTA e à composição química da solda enriquecida em Cr, Mo, W e N.

6 MATERIAIS E MÉTODOS

6.1 Os corpos de prova

6.1.1 Matéria prima usada na confecção dos corpos de prova

O material utilizado neste trabalho foi uma barra forjada da liga UNS S32760 cuja composição química, apresentada na Tabela 5, tem os limites especificados pela norma ASTM A276, conforme a Tabela 6. O material foi doado pela empresa Transcontrol e fornecido pela Shemag^V. Devido à utilização deste material na Transcontrol, além de respeitar a norma ASTM A276, a matéria prima (MP) também atende aos requisitos das normas API 6A e ISO 15156.

Estas normas especificam que além da composição química o certificado de MP deve conter:

- Certificado de análise micrográfica, devendo a amostra estar livres de fases sigma (σ), chi (χ) e laves (η), ou qualquer outra precipitação deletéria;
- Certificado de teste de corrosão de acordo com a ASTM G48;
- Propriedades mecânicas (tração, dureza e impacto);
- Relatório ensaio não-destrutivo volumétrico por ultra-som de acordo com a API 6A;
- Certificados de tratamento térmico legível, rastreável e identificável, contendo temperaturas e tempos;
- Certificado de percentual austenita/ferrita, onde a fração volumétrica de ferrita deve estar na faixa de 35 a 65% determinada de acordo com a ASTM E562.

O certificado de MP da barra usada encontra-se no ANEXO A.

^V www.shemag.com.br

Tabela 5 – Composição química do aço UNS S32760 usado nos corpos de prova. Conforme ANEXO A - Certificado de matéria prima da barra forjada.

C	Si	Mn	P	S	Cr	Mo	Ni	N	Cu
0,017	0,38	0,58	0,024	0,01	25,80	3,60	6,10	0,26	0,87

Tabela 6 – Composição química da liga UNS S32760 segundo ASTM A276

Liga	C (max)	Mn (max)	P (max)	S (max)	Si (max)	Cr	Ni	Mo	N	Cu
S32760	0.030	1.00	0.030	0.010	1.00	24.00 26.00	6.00 8.00	3.00 4.00	0.20 0.30	0.50 1.00

6.1.2 Confeção dos corpos de prova

Os corpos de prova de cada experimento foram obtidos de barras cilíndricas usinadas e soldadas radialmente. No intuito de facilitar a solda, garantindo assim a qualidade da junta soldada, foram confeccionados dois conjuntos de peças, um com um perfil macho (convexo) e o outro com o perfil fêmea (côncavo).

Os conjuntos de peças montados garantiu minimizou a distância entre as partes a serem soldadas por processo TIG sem metal de adição.

Antes da soldagem todas as peças foram ensaiadas dimensionalmente e devidamente lavadas (desengorduradas) conforme as práticas de solda utilizadas na Transcontrol.

A Figura 8 e a Figura 9 esquematizam, respectivamente, as peças macho e fêmea obtidas. A Figura 10 mostra a montagem das peças antes das soldas.

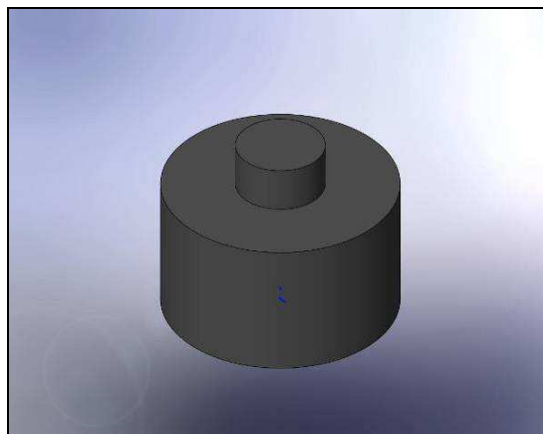


Figura 8 – Peça macho usada para confecção da junta soldada.

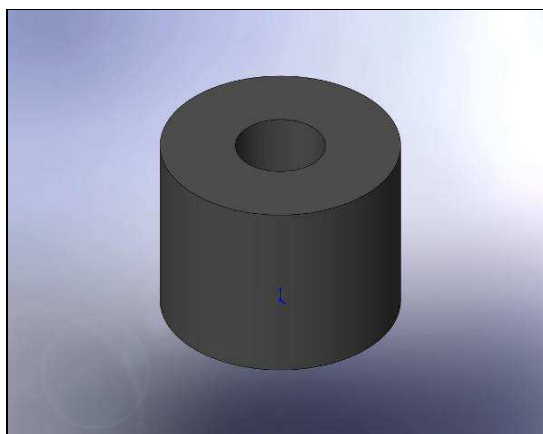


Figura 9 – Peça fêmea usada para confecção da junta soldada.



Figura 10 – Montagem das peças para a solda.

Os desenhos das peças com suas dimensões utilizadas encontram-se nos Apêndices A e B.

6.1.3 Os experimentos de soldagem

Os corpos de prova foram montados em um torno mecânico e a tocha foi fixada em um braço articulado com base magnética, conforme mostrado na Figura 11. A utilização do sistema garantiu a distância e o posicionamento do eletrodo em relação peça e a velocidade de soldagem utilizados.

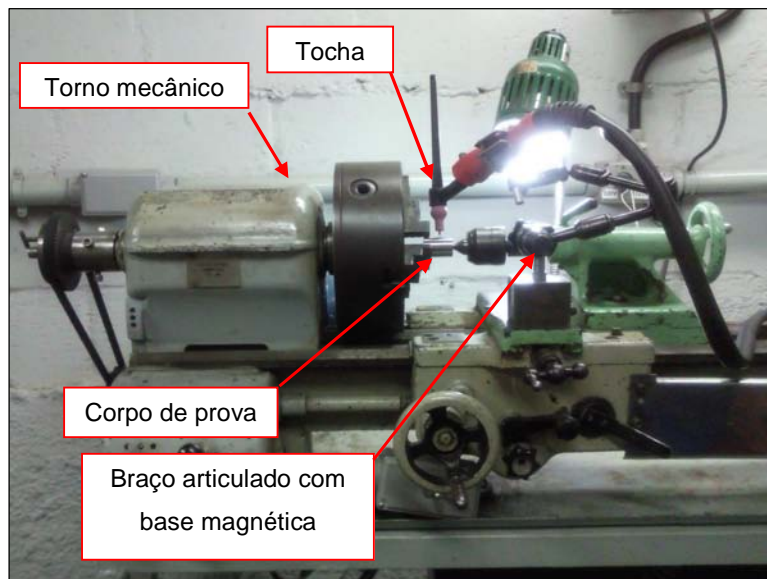


Figura 11 – Sistema usado na confecção dos corpos de prova.

As soldas foram realizadas radialmente (Figura 12) pelo processo TIG, solda autógena, utilizando a máquina de solda Fronius modelo Transtig 1600 (Figura 13) com as seguintes características:

- Máquina de solda tiristorizada;
- Arco pulsado;
- Alta frequência;
- Grau de proteção IP 23;
- Tensão de 220V;
- Faixa de corrente de soldagem para TIG de 2 a 160 A;
- Voltagem operacional para TIG entre de 10,1 a 16,4 V.

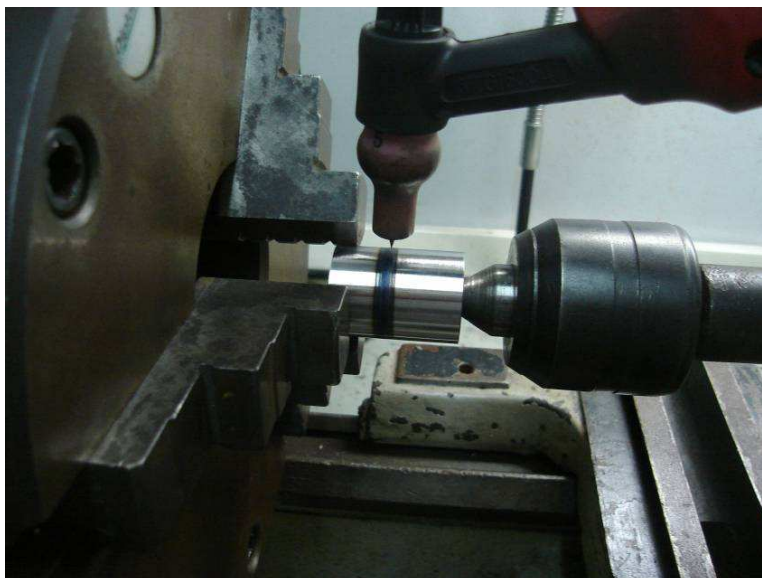


Figura 12 – Solda radial dos corpos de prova.



Figura 13 – Máquina solda Fronius (modelo Transtig 1600) utilizada para a soldagem dos corpos de prova.

Foram preparados quatro grupos distintos de amostras onde foram alterados a corrente de pico (e conseqüentemente a corrente de base, que em todas as amostras foi regulada para 80% da corrente de pico) e a composição do gás de proteção. Foram tomados os devidos cuidados para que os demais parâmetros de soldagem fossem mantidos constantes.

A fim de garantir a distância entre o eletrodo e a peça na montagem de cada amostra no aparato, foi utilizado um canivete de medição de folgas (Figura 14) para ajuste da distância de 0,45 mm para todas as amostras. A Figura 15 mostra o ajuste da distância do eletrodo à peça com o auxílio do canivete de folgas.



Figura 14 – Canivete de medição de folgas.

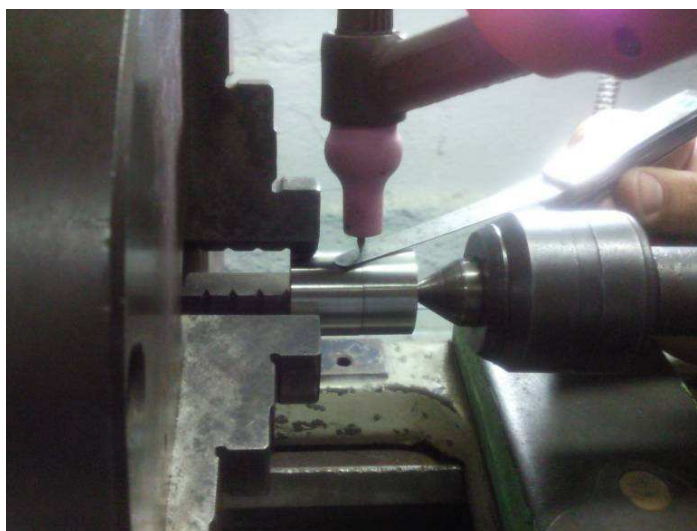


Figura 15 – Ajuste da distância do eletrodo com auxílio do canivete de folgas.

6.1.4 Os grupos de amostras

Os parâmetros utilizados pra a soldagem dos quatro grupos de amostras, chamados grupos 1, 2, 3 e 4, respectivamente, encontram-se na Tabela 7. Os valores das tensões do arco são consequência da corrente do arco caracterizando um

parâmetro secundário. Os demais parâmetros, comuns aos quatro grupos, são apresentados na Tabela 8.

Tabela 7 – Grupos de solda com seus respectivos parâmetros

Nome do Grupo	Parâmetros variáveis				
	Corrente de pico / base	Gás de proteção	Tensão do arco	Espessura do cordão	Aporte térmico (Heat input)
Grupo 01	25 A / 20A	Argônio puro	8,9 – 9,4 V	2 mm	0,12 KJ/mm
Grupo 02	40 A / 32A	Argônio puro	9,2 – 9,7 V	2,4 a 3,8 mm	0,19 KJ/mm
Grupo 03	25 A / 20A	Argônio com 2,5% Ni	8,8 – 9,6 V	2,1 mm	0,12 KJ/mm
Grupo 04	40 A / 32A	Argônio com 2,5% Ni	9,1 – 9,6 V	2,9 a 3,0 mm	0,19 KJ/mm

Tabela 8 – Parâmetros comuns às quatro amostras

Frequência	2000 Hz
Vazão do Gás	15 L/min
Velocidade angular	1,325 rpm
Condições de resfriamento	Imerso em água, após resfriar 1 minuto no ar

Após a soldagem, o cilindro proveniente das peças soldadas foi cortado longitudinalmente em quatro partes conforme a **Figura 16**, dando origem a quatro corpos de prova (amostras) de cada grupo. Um total de 16 amostras foram geradas.

As Figuras 17 à 20 mostram as macros obtidas para cada um dos grupos sem a utilização de ataque químico.

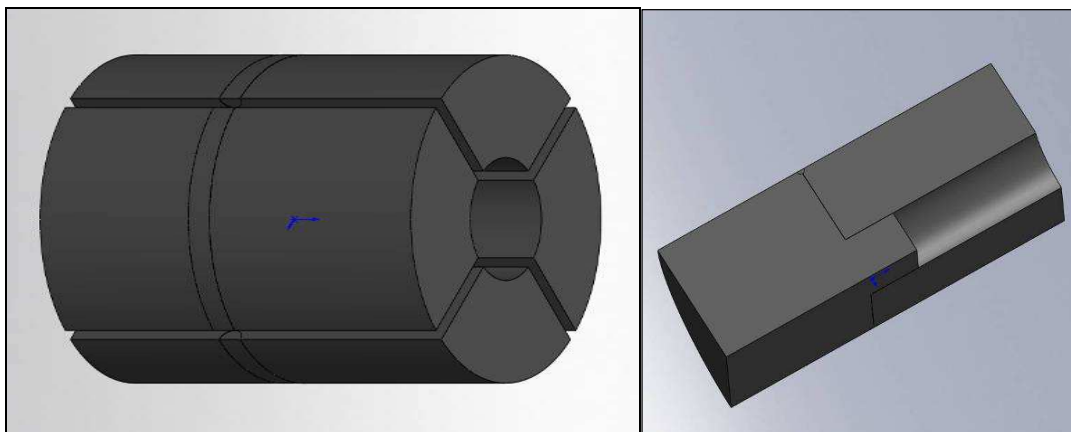


Figura 16 – À esquerda, a representação do corte longitudinal do cilindro soldado e, à direita, um corpo de prova formado.

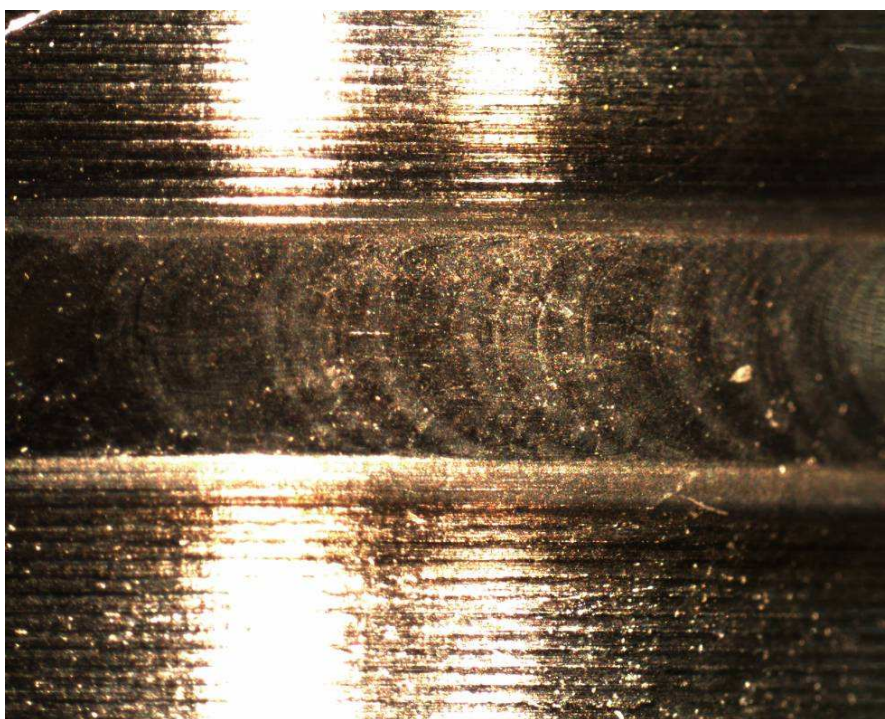


Figura 17 – Macro da junta soldada do Grupo 1 – Aumento 20x – Sem ataque químico.

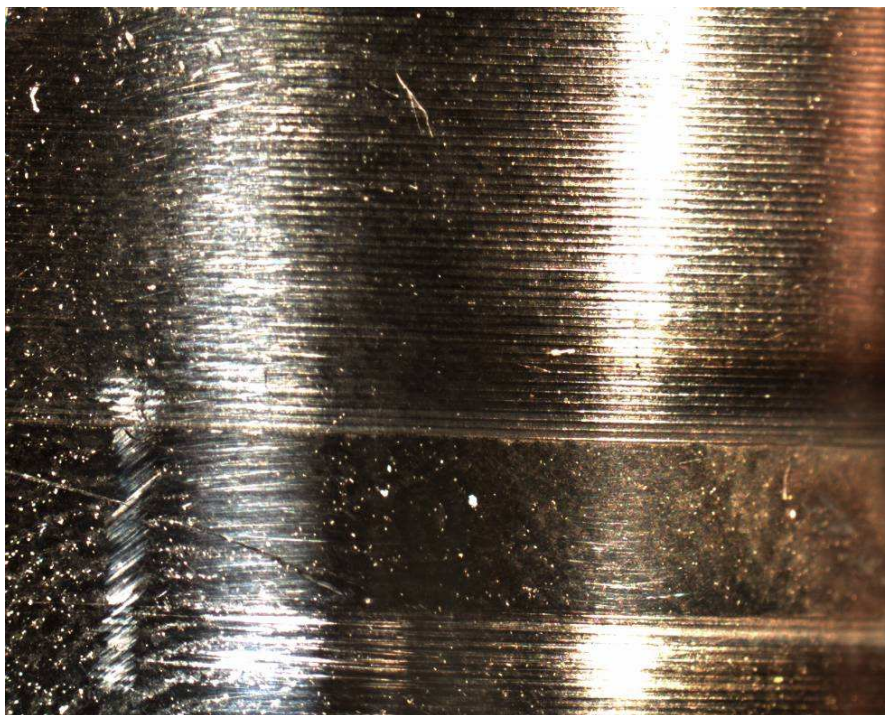


Figura 18 – Macro da junta soldada do Grupo 2 – Aumento 10x – Sem ataque químico.

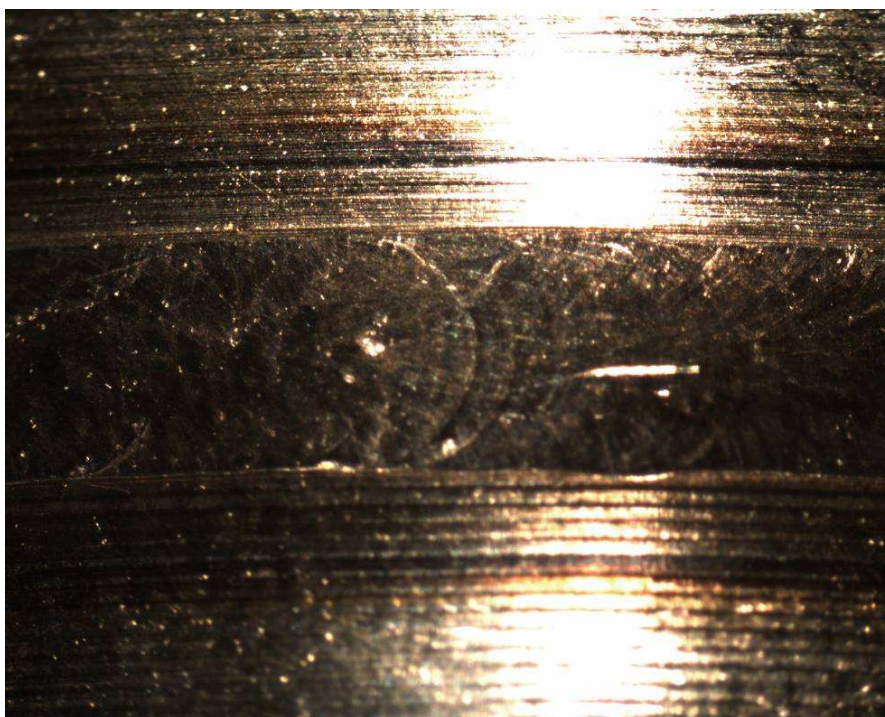


Figura 19 – Macro da junta soldada do Grupo 3 – Aumento 20x – Sem ataque químico.

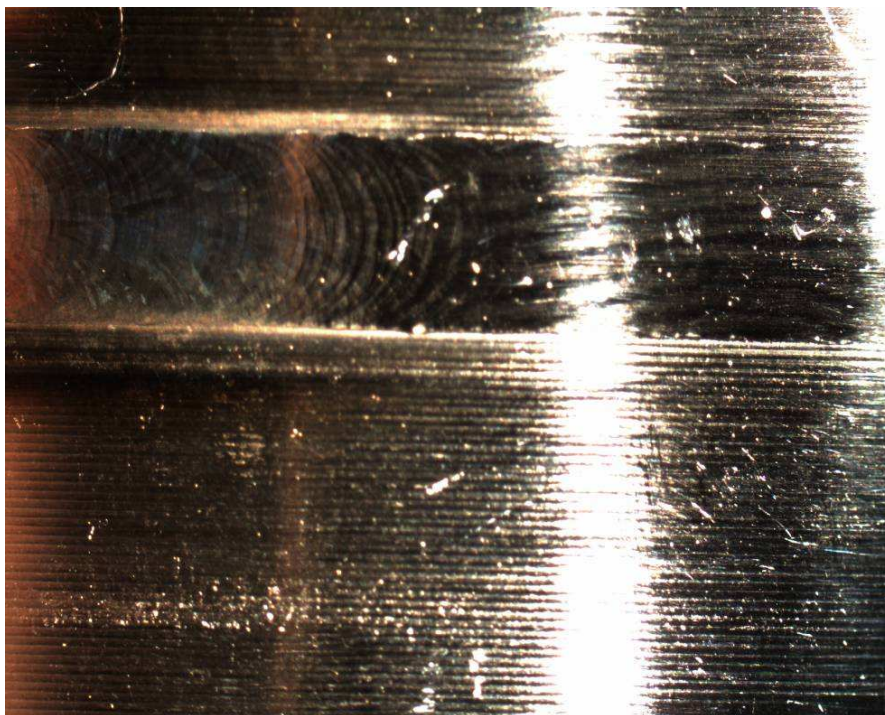


Figura 20 – Macro da junta soldada do Grupo 4 – Aumento 10x – Sem ataque químico.

6.2 Caracterização microestrutural

6.2.1 Preparação metalográfica

Todas as amostras foram embutidas em resina acrílica de cura a frio (Figura 21) para facilitar o manuseio e a preparação da superfície. Em seguida, as superfícies a serem analisadas foram lixadas manualmente com lixas d'água seguindo-se seqüência granulométrica 220, 400, 600 e 800, respectivamente. Após o último lixamento, as amostras foram limpas em água corrente, álcool etílico 100% (pureza analítica) e secas com ar quente.

Após o lixamento manual, as amostras foram submetidas ao polimento em uma politriz automática utilizando-se pasta de alumina de $1\mu\text{m}$ e, na seqüência pasta de diamante nas granulometrias de $1\mu\text{m}$ e $1/4\mu\text{m}$, respectivamente. As amostras foram polidas até a obtenção de uma superfície altamente especular.



Figura 21 – Amostras embutidas em resina acrílica de cura a frio.

Em seguida, foi realizado o ataque químico segundo a técnica “*color etching*” com o reagente Behara, conforme é proposto pelo Metals Handbook [51]. A solução preparada continha 100 ml de H₂O destilada e deionizada, 20ml de HCl e 0,8g de K₂S₂O₅ (metabissulfito de potássio).

A amostra foi completamente coberta com a solução (sem agitação) com a superfície a ser atacada voltada para cima e durante 120 segundos. Em seguida, a superfície foi lavada com água corrente e coberta com álcool etílico pureza analítica. Seguiu-se secagem com ar quente para eliminação da umidade. O ataque químico foi realizado à temperatura ambiente em capela com sistema de exaustão de gases.

6.2.2 Microscopia óptica

Após o ataque químico a observação das microestruturas foi feita utilizando um microscópio óptico modelo Axiolmager M1m da marca Zeiss (), com captura digital de imagem através de uma câmera digital acoplada.

Foram obtidas imagens das regiões do metal de base, da região de transição entre o metal de base e a zona de fusão e da zona de fusão, para cada um dos quatro grupos de amostras. Também foram geradas macros das zonas de fusão. As Figuras 23 à 26 mostram as macros de cada um dos grupos usado o ataque químico behara.



Figura 22 – Microscópio óptico modelo Axiomager M1m da marca Zeiss, laboratório de microscopia óptica e caracterização de materiais - LabMat - do Laboratório de Engenharia Mecânica da UERJ.

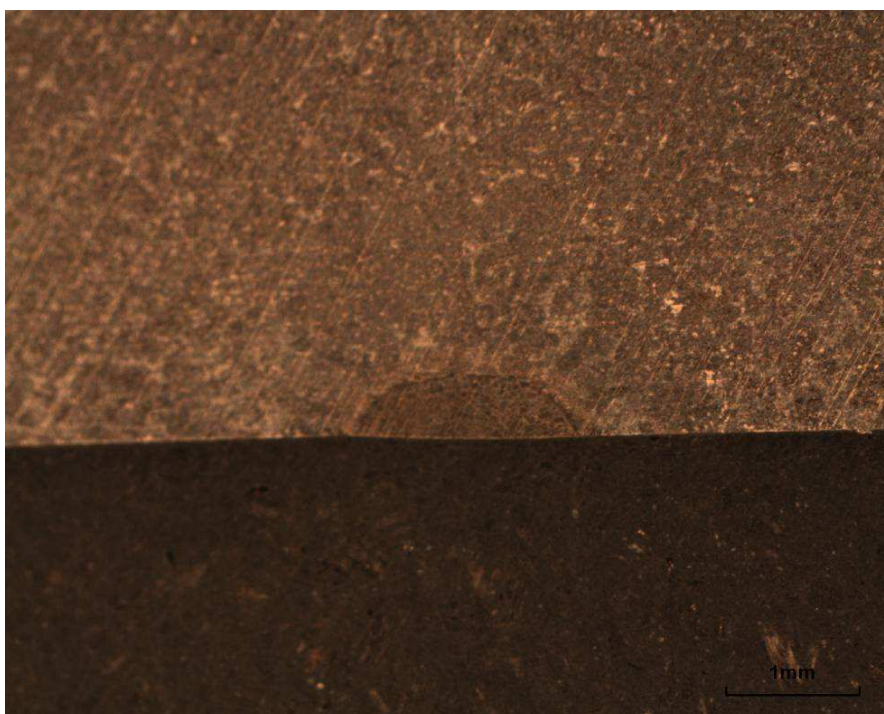


Figura 23 – Macro da junta soldada do Grupo 1 – Aumento 20x – Ataque químico: Behara.

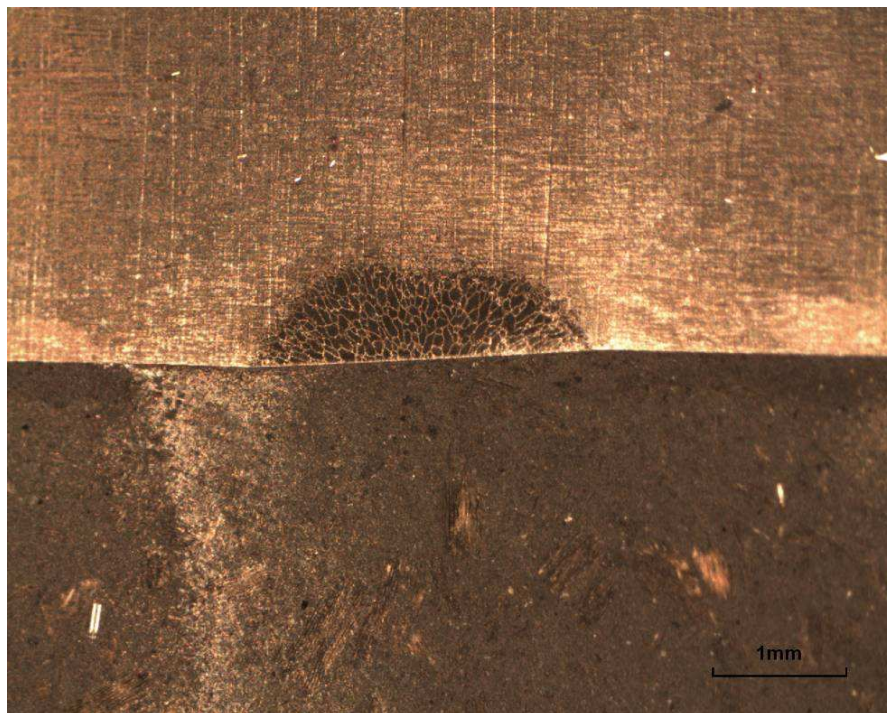


Figura 24 – Macro da junta soldada do Grupo 2 – Aumento 20x – Ataque químico: Behara.



Figura 25 – Macro da junta soldada do Grupo 3 – Aumento 20x – Ataque químico: Behara.

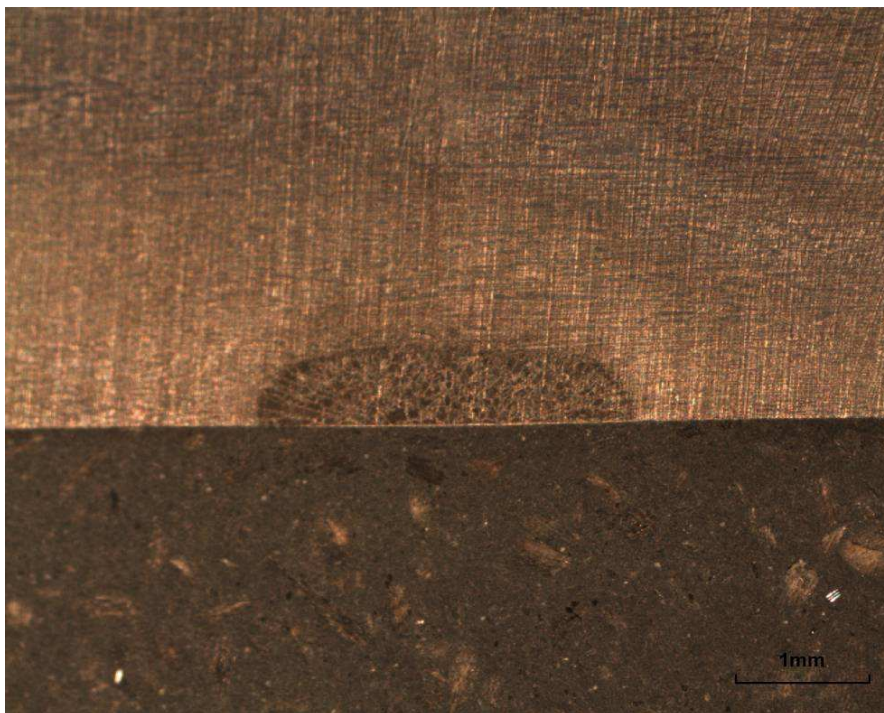


Figura 26 – Macro da junta soldada do Grupo 4 – Aumento 20x – Ataque químico: Behara.

6.2.3 Análise e processamento digital de imagens

As imagens obtidas na microscopia óptica (MO) foram processadas para permitir a análise e quantificação das fases presentes no material estudado. Foi utilizado o software denominado ImLab 2.3^{VI}. O ImLab dispõe de vários recursos de tratamento de imagens (ferramentas), das quais 6 foram usados. As imagens foram processadas uma a uma, sendo esta uma característica do software utilizado.

O processamento de imagens envolveu etapas de pré-processamento, segmentação, pós-processamento e quantificação. Foram eliminados ruídos e outros tipos de interferências para geração de histogramas bimodais para as imagens.

6.2.3.1 Descrição do processamento de imagens

Os próximos itens apenas apresentam as ferramentas utilizadas para a etapa de processamento digital de imagens, porém, sem discussão dos resultados obtidos.

^{VI} **ImLab é um software de código aberto para processamento digital de imagens. Mais informações:** <http://imlab.sourceforge.net/> acessado em 19/02/2011.

- **Imagem original**

A imagem da Figura 27 será utilizada para exemplificar e apresentar as ferramentas do ImLab 2.3 usadas neste trabalho.

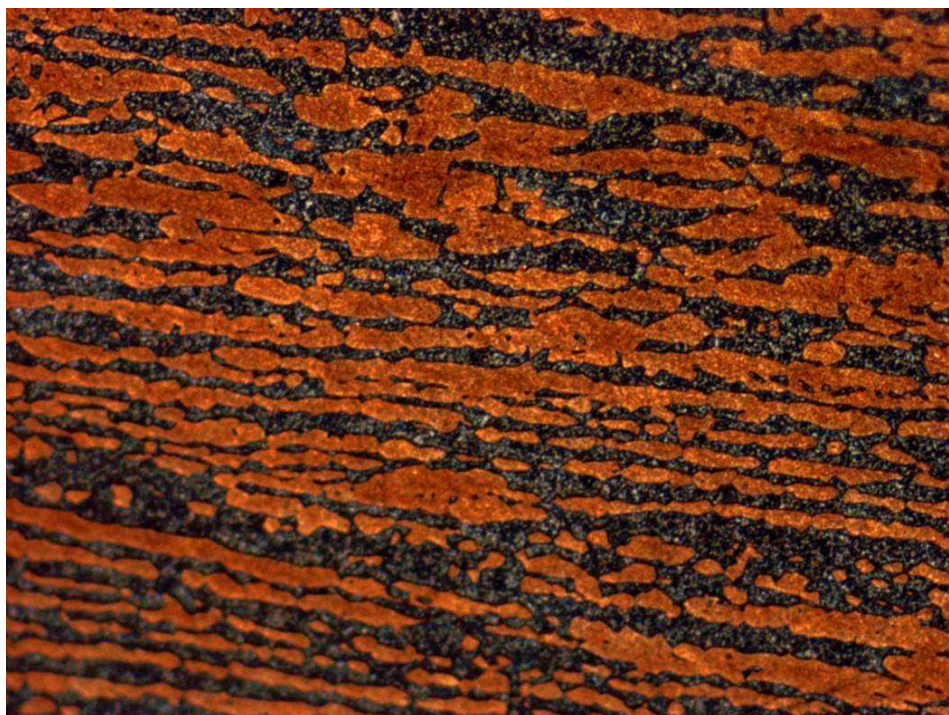


Figura 27 – Imagem obtida por MO após ataque Behara. Aumento de 100x.

- **Conversão da escala da imagem (Image - Color Space – Gray)**

As ferramentas usadas do ImLab são aplicáveis somente em imagens na escala de tons cinza (escala GRAY), logo, para possibilitar o processamento, foi necessário converter a escala de cores da imagem de um sistema RGB (red – green – blue) para a tons de cinza. A Figura 28 apresenta o resultado da imagem original transformada para a escala de tons de cinza. Esta escala tem valores de tons que variam dentro de um padrão 0 (preto total) a 255 (branco total).

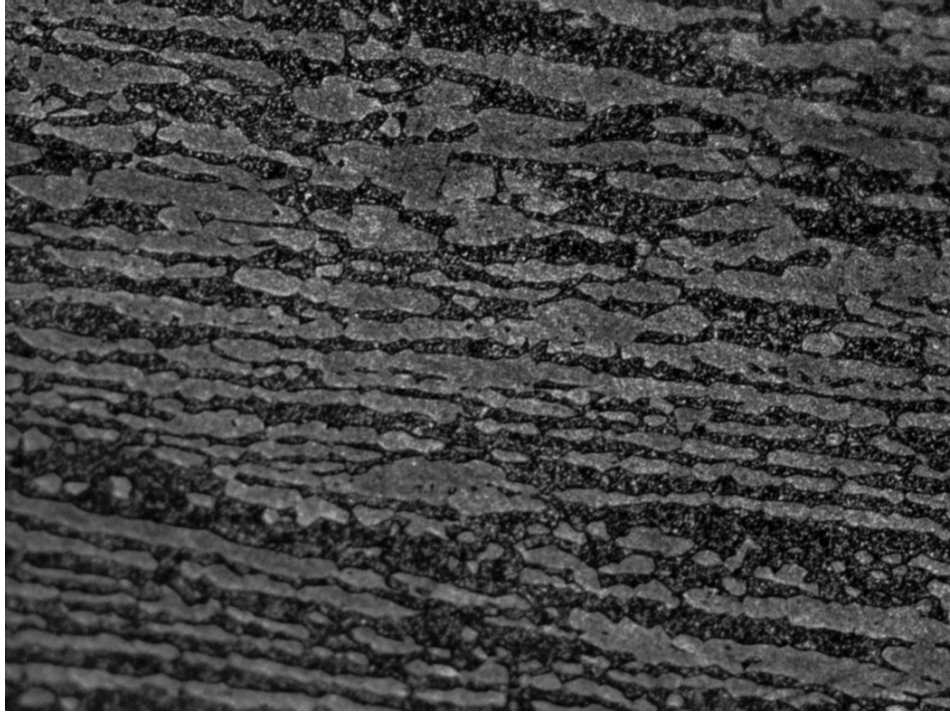


Figura 28 – Imagem da Figura 27 (Figura exemplo) convertida para a escala de tons de cinzas.

- **Filtro de tratamento (Process – Filter – Gaussian)**

Para imagens já convertidas para a escala de tons de cinza com a presença significativa de “ruídos”, os quais geram histogramas (gráfico de número de pixels x tons de cinza) irregulares, foi utilizado o filtro Gaussian, que funciona basicamente como uma operação matemática de convolução. A operação matemática visa “borrar” uma imagem digital com o objetivo de remover “ruídos” que poderiam mascarar os resultados das etapas posteriores do processamento digital.

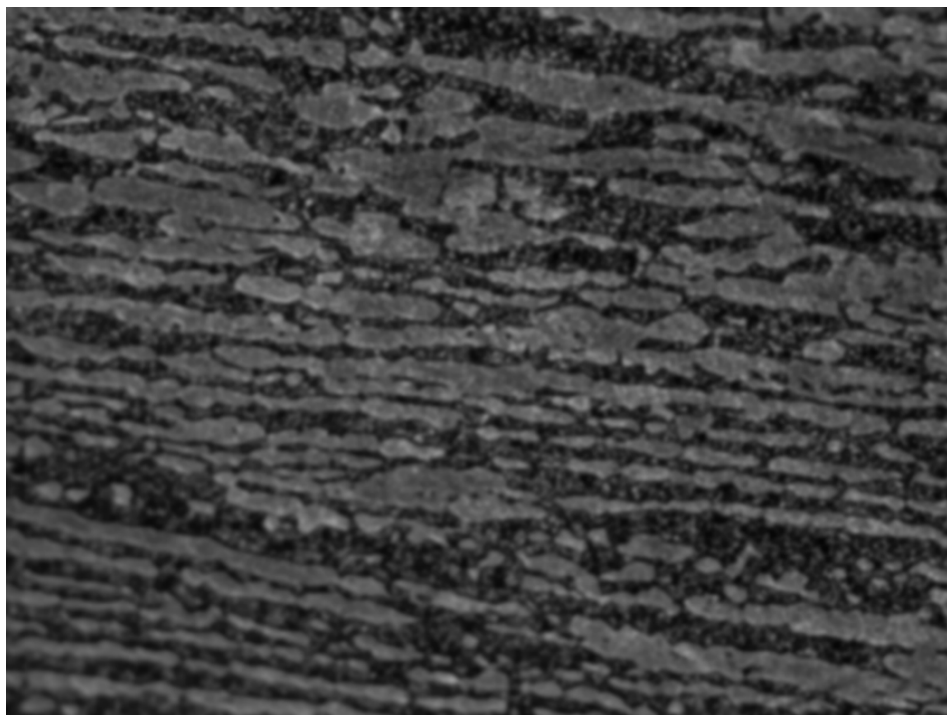


Figura 29 – Imagem da Figura 28 após a aplicação do filtro Gaussian.

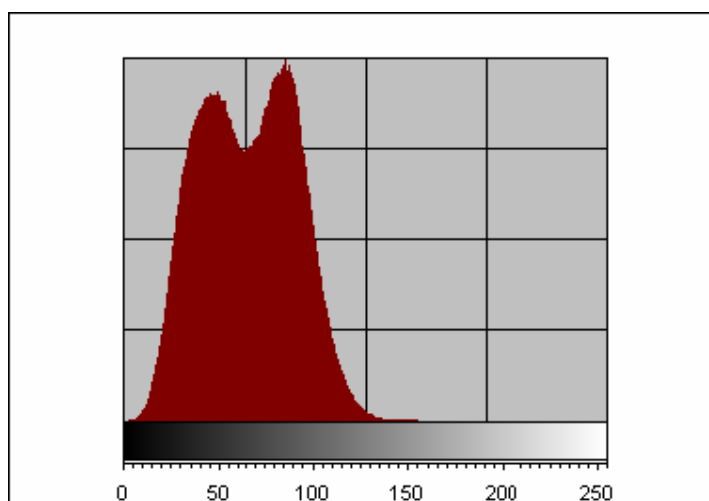


Figura 30 – Histograma obtido para a imagem da Figura 29 após aplicação do filtro Gaussian. O histograma, neste caso, apresenta-se tipicamente bimodal.

- **Segmentação da imagem (Process – Threshold – Manual)**

Após a obtenção de histogramas que permitiam uma clara distinção de regiões de tonalidades de cinza, foi utilizada a ferramenta “threshold manual” que converte a

imagem digital em duas regiões: região de cor preta e região de cor branca. Esta divisão de cores ocorre a partir de um valor de tonalidade considerado como divisor de tons. A imagem exemplo foi segmentada no valor 63, e desta forma todos os valores inferiores a 63 foram convertidos em 0 (preto) e os valores iguais ou superiores a 63 foram convertidos em 255 (branco). Após esta segmentação foi obtida a imagem apresentada na Figura 31.

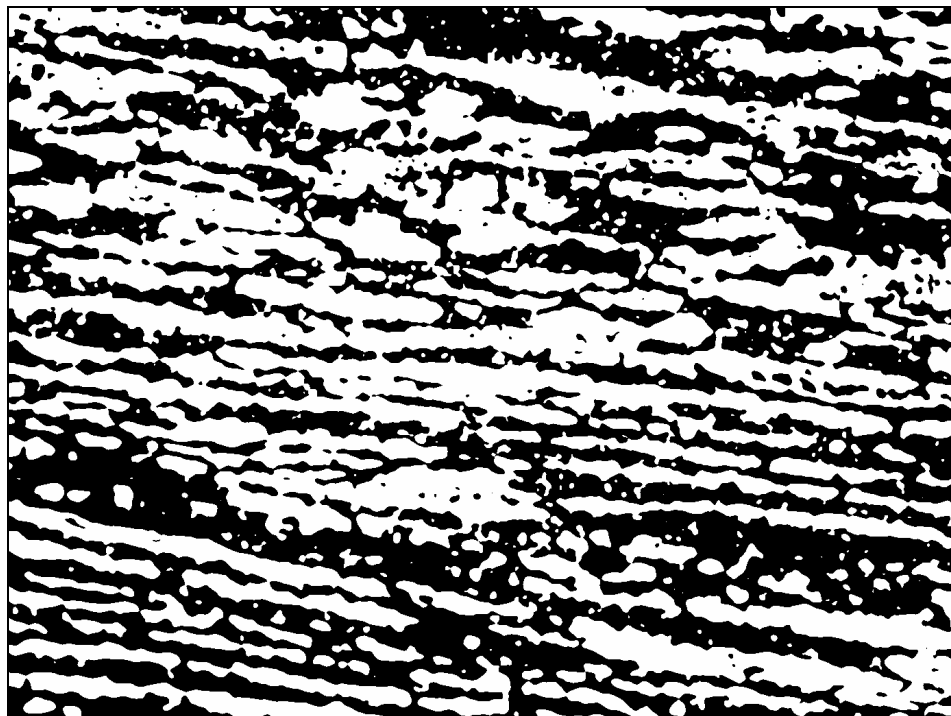


Figura 31 – Resultado da etapa de segmentação da imagem. As regiões ou objetos claros nesta imagem representam a fase austenita do material. Os objetos claros foram os considerados para a etapa subsequente de quantificação.

- **Eliminação de ruídos e pequenos objetos (Process – Binary – Prune)**

Após a segmentação, em caso da presença de pequenos “pontos claros” ou pequenas regiões claras dentro das regiões escuras, os mesmos eram removidos. Para remover esses ruídos foi utilizada a ferramenta “prune” que elimina objetos (regiões brancas) com tamanhos menores que um valor determinado. Foram eliminados objetos com áreas inferiores a 200 pixels². A Figura 32 exemplifica o resultado da remoção dos pequenos objetos existentes na imagem da Figura 31.

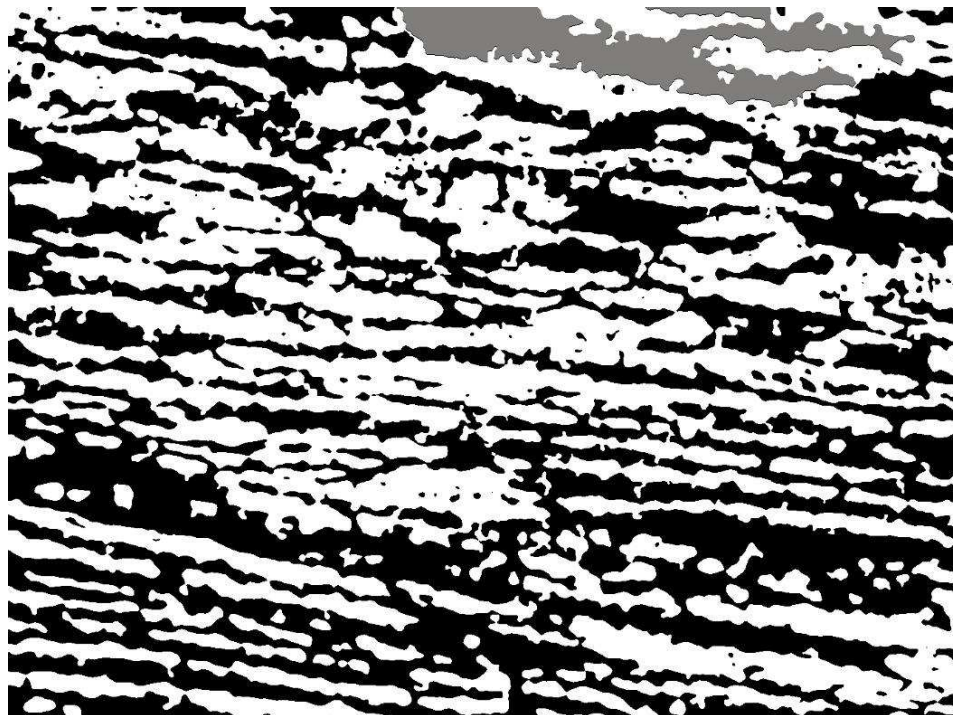


Figura 32 – Imagem gerada após operação de eliminação de ruídos ou pequenos objetos. Em tom de cinza, apenas para realçar, uma das regiões onde era verificada a presença dos pequenos objetos provenientes de “ruídos na imagem”.

- **Contagem dos objetos (Process – Analyze – Find Regions)**

A ferramenta “Find Regions” foi utilizada para contar objetos brancos nas imagens. Para a imagem exemplo da Figura 32, foram encontrados 110 objetos distintos (áreas brancas). A Figura 33 exemplifica o resultado final do processamento com a contagem dos objetos claros que foram então coloridos de modo diferenciado através de uma “máscara” digital de cores.

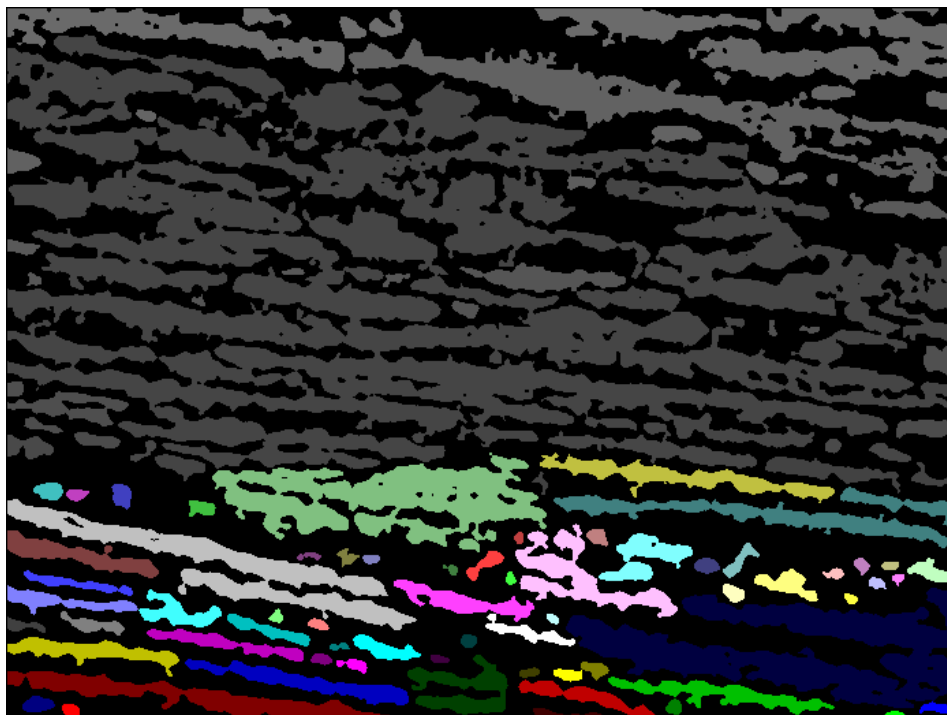


Figura 33 – Imagem gerada após o processo de tratamento da imagem e contagem dos objetos brancos que eram coloridos de modo individual.

- **Quantificação das fases (Process – Analyze – Measure Regions)**

Após a contagem dos objetos, foram geradas planilhas no ImLab 2.3, para cada imagem processada, onde eram discriminados cada um dos objetos e suas respectivas áreas em pixels². A partir desta planilha e com o auxílio do software Microsoft Office Excel foram calculados os percentuais de cada uma das fases presentes nas imagens. Uma das fases eram os objetos claros e a outra o fundo escuro.

Foram processadas um total de 15 imagens para o metal de base. Diversas imagens foram obtidas para as juntas soldadas, entretanto, por limitações da técnica utilizada, só foi considerada 01 imagem para cada amostra soldada na etapa de processamento e quantificação.

6.2.4 Análise estatística

Utilizou-se o teste segundo a distribuição de probabilidade T de Student [52] para avaliação de uma possível existência (ou não) de diferenças significativas entre a

quantidade de austenita presente nas amostras entre grupos com ou sem a presença de nitrogênio na soldagem, chamados de E1 e E2, respectivamente.

O teste de hipóteses H com distribuição T de Student (teoria das pequenas amostras) foi feito com aplicação prévia do teste de Distribuição F para análise das variâncias. A consideração para a validação do teste T de Student foi verificada através do “Normal Probability Plot” ou NPP. A Hipótese nula (H_0) considerada foi que o nitrogênio não afetava a porcentagem de austenita na zona de fusão da junta soldada. Os testes foram realizados para α bilateral igual a 0,05 (confiabilidade de 95%).

6.2.5 Ensaio de Microdureza Vickers

Foram realizados ensaios de microdureza Vickers nas amostras apenas do metal de base previamente submetidas ao ataque químico e através da utilização de um microscópio da marca Carl Zeiss, modelo Neophot 2, equipado com um dispositivo para ensaio de microdureza. A norma ABNT NBR NM ISO 6507-1, foi utilizada como parâmetro para esse procedimento, com carga aplicada de 0,9807 N e tempo de aplicação de 15 segundos. O valor da diagonal gerada na impressão do penetrador foi utilizado para os cálculos do valor de dureza Vickers, segundo a norma ABNT NBRNM ISO6507-4.

Os testes de microdureza foram realizados em cada uma das fases (ferrita ou austenita) do metal de base para avaliar a dureza de cada uma delas independentemente. Foram realizados cinco (5) testes em cada uma das fases, em regiões aleatórias do material.

Uma análise estatística para verificação se os dois grupos de valores de dureza medidos (dureza da ferrita e da austenita) pertenciam a uma mesma família de resultados foi feita. Foi utilizado o teste de hipóteses com distribuição T de Student (número de testes menor ou igual a 30), com aplicação prévia do teste de Distribuição F para análise das variâncias. Os testes foram realizados para α bilateral e igual a 0,05 e, portanto, com confiabilidade de 95% [52]. A medição da microdureza visava uma futura comparação com os resultados apresentados na junta soldada, todavia as medições da microdureza na ZF não foi possível devido a dimensão reduzida da mesma.

7 RESULTADOS E DISCUSSÃO

7.1 Caracterização metalográfica

7.1.1 Caracterização do metal de base

As técnicas de caracterização utilizadas para MB tiveram o intuito de testar a eficiência do ataque químico, do processamento digital de imagens e da realização de medidas de microdureza, além de garantir que o mesmo estivesse dentro da especificação do fabricante.

7.1.2 O ataque químico

O ataque químico Behara apresentou resultados satisfatórios, pois uma distinção acentuada de coloração entre as fases austenita e ferrita foi obtida com sucesso. Foi verificado uma diferença da tonalidade das cores e contornos de grão bem definidos, através da técnica do “color etching” aplicada.

As imagens apresentadas pelas Figuras 34 a 39, exemplificam os resultados obtidos para o metal de base.

Segundo o Metals Handbook [51], o ataque químico Behara colore a fase ferrita, sendo esta a que apresenta coloração mais escura, entre tons de marrom, laranja escuro, verde e azul e a austenita coloração mais clara. Neste trabalho a austenita apresentou a coloração mais clara e sempre variando entre os tons branco, amarelo e avermelhado. Ainda segundo o Metals Handbook, estas alterações na coloração das fases são geradas pela variação da espessura da camada de óxido depositada na amostra, pela orientação cristalográfica dos grãos, composição dos reagentes químicos utilizados, tempo de ataque, grau de agitação da solução, temperatura do ambiente, entre outros fatores.

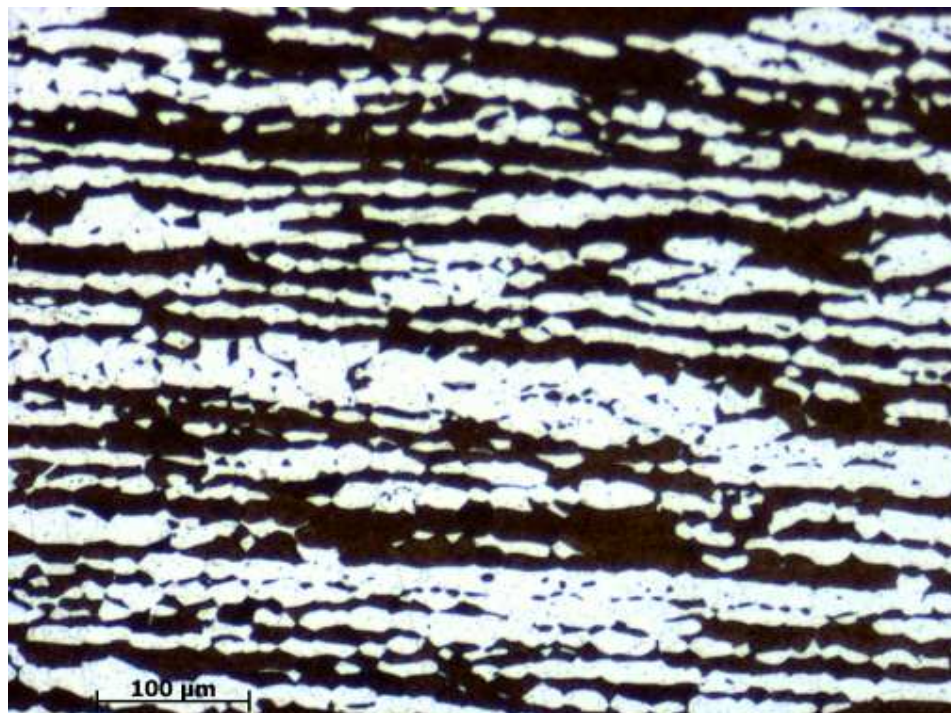


Figura 34 – Aspecto micrográfico do metal de base. Ataque químico Behara, aumento de 100X.

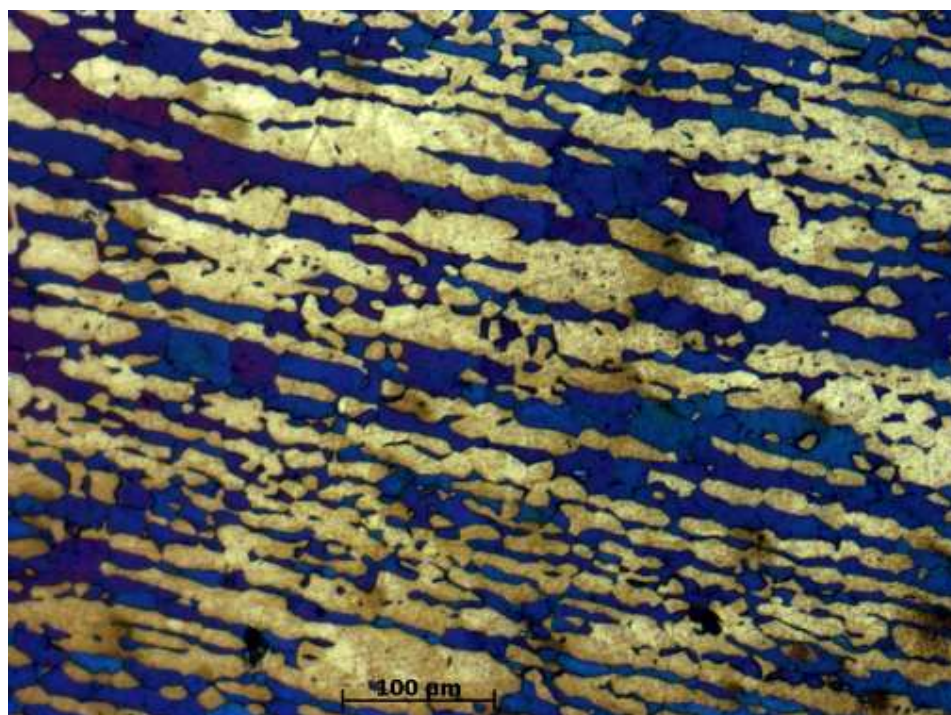


Figura 35 – Aspecto micrográfico do metal de base. Ataque químico Behara, aumento de 100X.

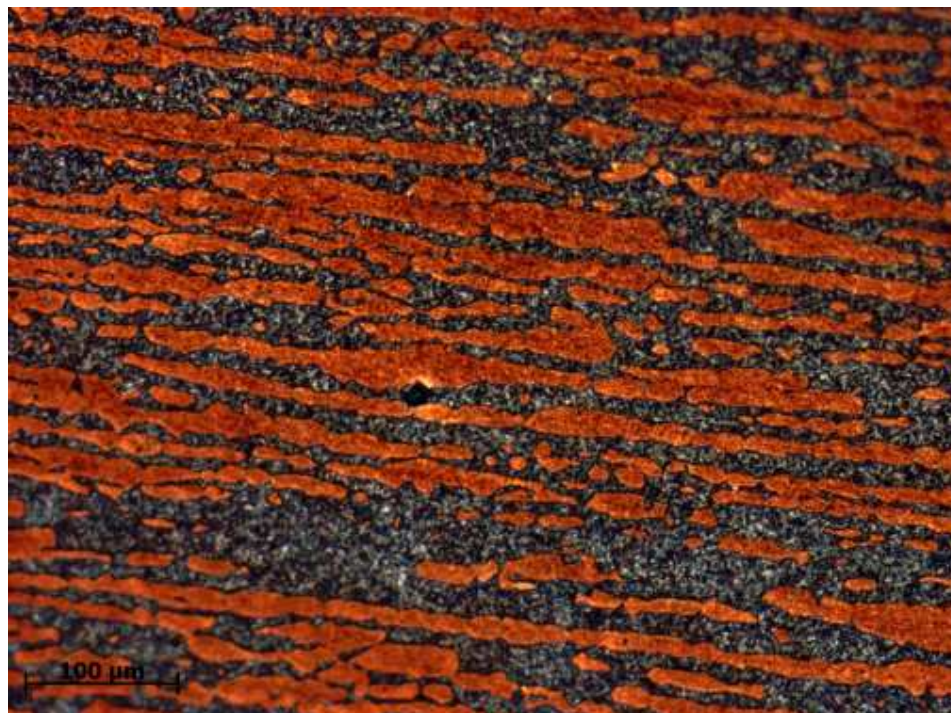


Figura 36 – Aspecto micrográfico do metal de base. Ataque químico Behara, aumento de 100X.

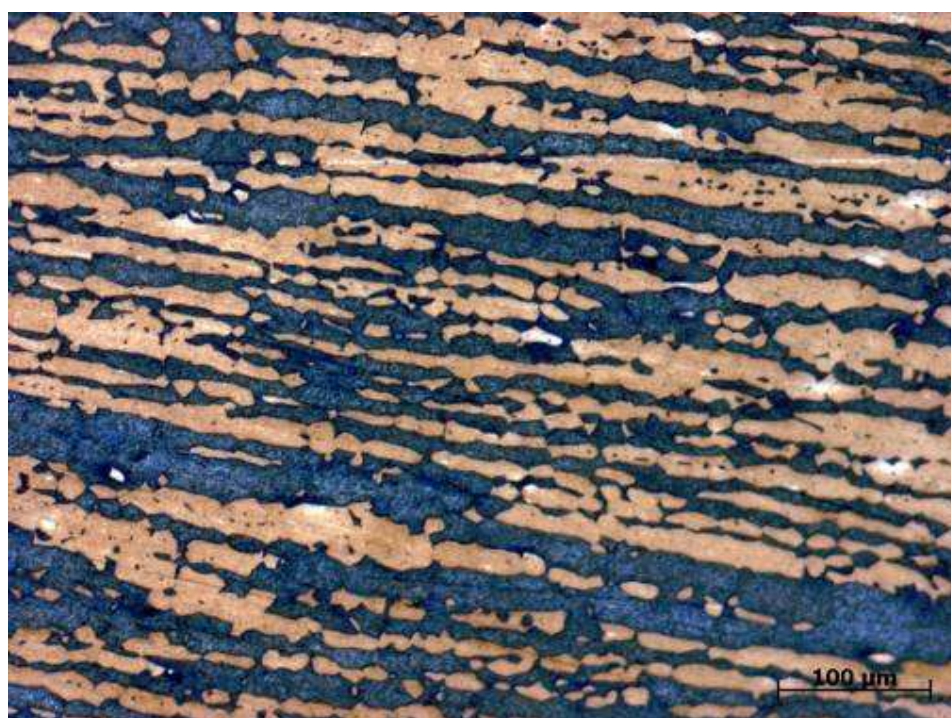


Figura 37 – Aspecto micrográfico do metal de base. Ataque químico Behara, aumento de 100X.

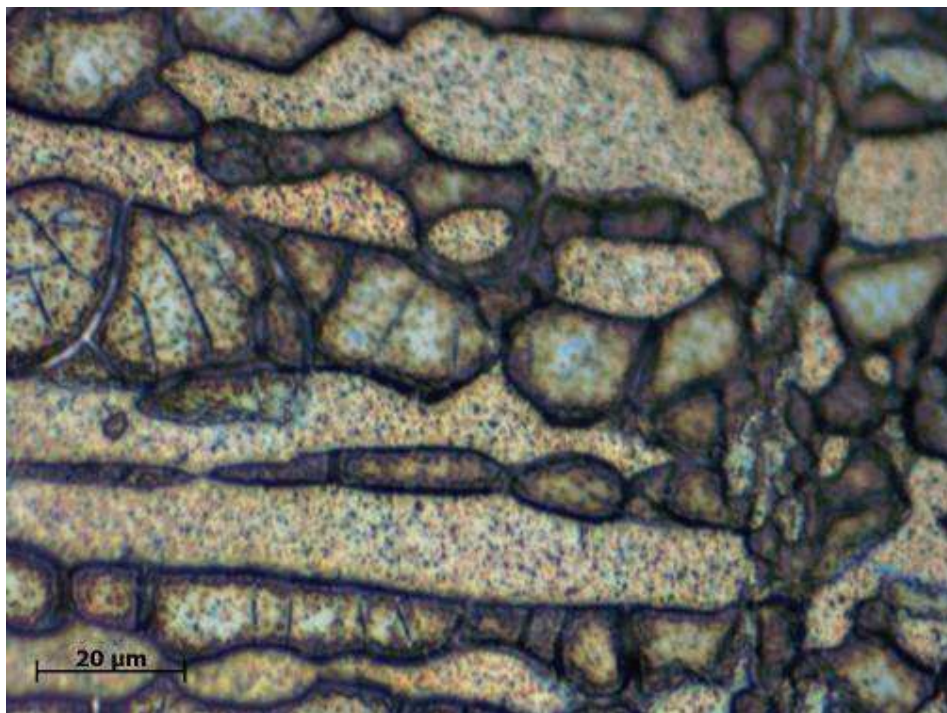


Figura 38 - Aspecto micrográfico do metal de base. Ataque químico Behara, aumento de 500X.

As 39 e Figura 40 são exemplos das imagens do metal de base, porém, após o processamento digital de imagens.

Na Tabela 1 são apresentados os valores percentuais de austenita e ferrita obtidos pela quantificação por processamento de imagens. São também apresentados a médias e os desvios padrão calculados para cada uma das fases.

Os grãos apresentaram aspectos de uma significativa orientação preferencial, alongados e alinhados, o que já era esperado, devido ao processo de fabricação (conformação mecânica por forjamento) do material do qual foram obtidas as amostras.

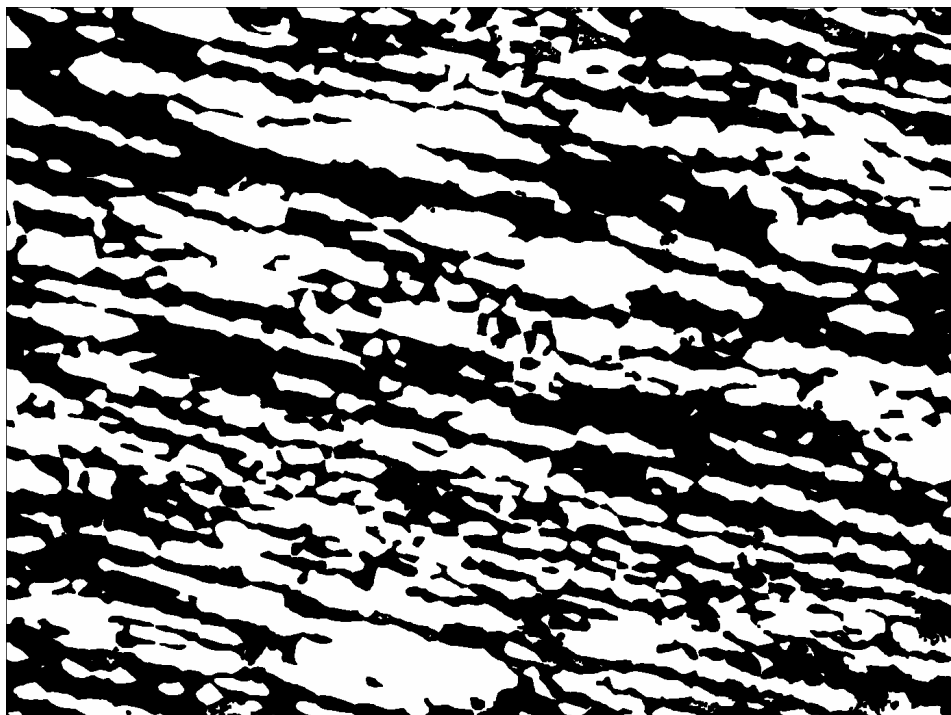


Figura 39 – Imagem obtida após a etapa de segmentação do processamento digital da imagem apresentada pela Figura 35.

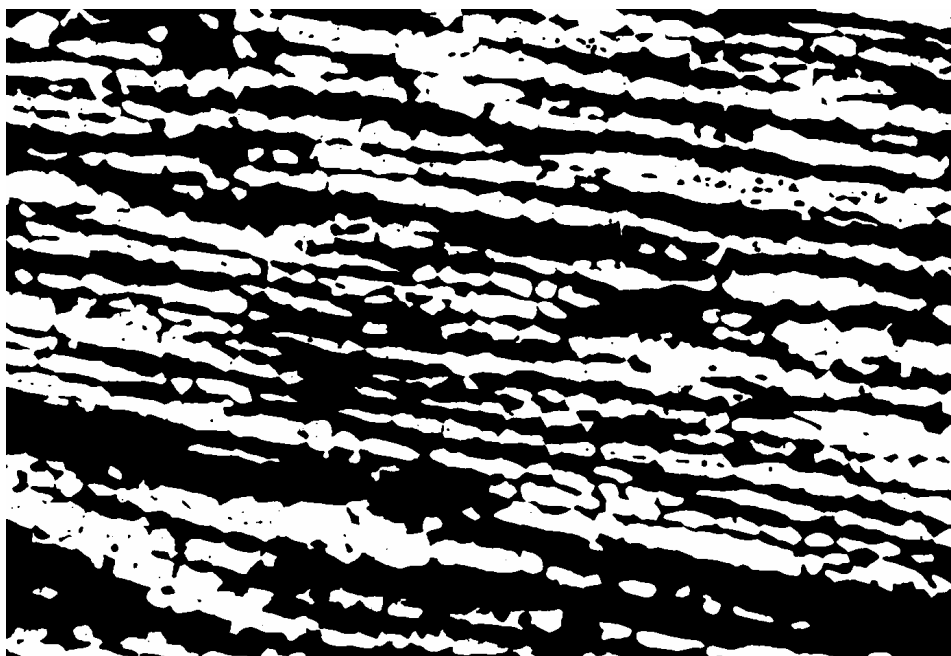


Figura 40 – Imagem obtida após a etapa de segmentação do processamento digital da imagem apresentada pela 37.

Tabela 9 – Percentual das fases presentes no MB. Foram processadas 15 imagens com aumentos de 100X, obtidas de regiões aleatórias do MB.

Imagem	Austenita	Ferrita
1	58	42
2	39	61
3	47	53
4	45	55
5	53	47
6	46	54
7	44	56
8	48	52
9	48	52
10	40	60
11	47	53
12	54	46
13	46	54
14	43	57
15	48	52
Média	43,21	56,79
Desv. Padrão	4,33	4,33

A partir dos resultados obtidos para o metal de base (Tabela 9), conclui-se que a distribuição da fração volumétrica das fases no material confirma toda a literatura existente sobre este material, que diz que um aço da família do duplex deve possuir quantidades aproximadamente iguais, apresentando no mínimo 30% de uma das fases [16]. A técnica utilizada para quantificar as fases presentes, à partir deste resultado, foi considerada confiável para a análise das juntas soldadas.

A Figura 41 apresenta uma imagem que exemplifica uma região de transição entre a zona de fusão e o metal de base. Nota-se a mudança abrupta no aspecto microstrutural entre uma região e outra. Não foram observadas, através das técnicas utilizadas neste trabalho, mudanças gradativas e contínuas de aspecto microestrutural, típicas de soldas com zonas termicamente afetadas (ZTA) significativas. Esta mesma situação ocorreu para todos os grupos analisados.

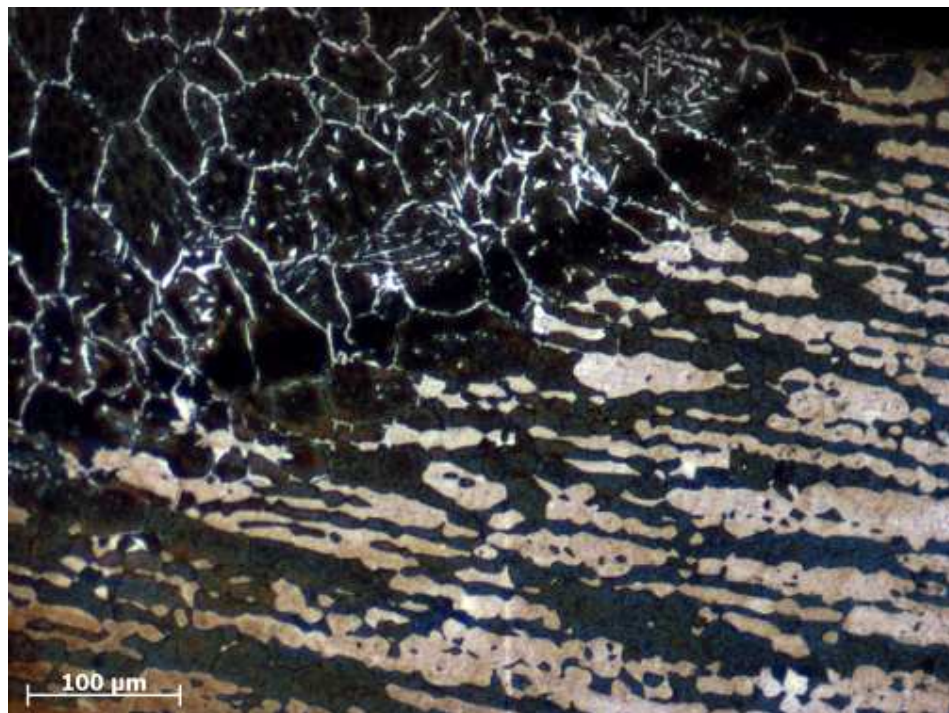


Figura 41 – Aspecto micrográfico da zona de transição de uma amostra do grupo 1, cujos parâmetros de soldagem são argônio puro e corrente de 25 A – Aumento de 100X. A região à esquerda e abaixo é o metal de base, a região à direita e acima, a zona de fusão.

7.2 Os experimentos de soldagem

7.2.1 Caracterização da junta soldada

Não foram observados quaisquer problemas macroscópicos nas juntas soldadas durante etapa de análise visual. A Figura 42 exemplifica uma junta soldada obtida do grupo 01 (25A com argônio puro).



Figura 42 – Aspecto obtido da junta soldada.

7.2.2 Resultados do Grupos 1 e 2

É notável a diferença de geometria entre os grãos da zona de fusão em relação ao metal de base. Os grãos da ZF apresentam formato arredondado (equiaxial) para a ferrita e um formato agulhado (acicular) para a austenita, enquanto que os grãos do MB apresentam, como já mencionado, grãos com uma orientação alongada devido ao processo de fabricação.

No resfriamento após a fusão, a fase ferrita forma-se primeiro e dela é precipitada a fase austenita [18 e 19]. Como o resfriamento do material (junta soldada) foi feito rapidamente, em água, não houve tempo suficiente para a formação da fase austenita, que já numa análise apenas qualitativa, mostrou-se em menor quantidade que a ferrita, e distribuída nos contornos da mesma.

Todos os grupos soldados apresentaram na ZF, se comparados ao MB, grãos grandes e arredondados de ferrita (fase escura) envolvidos por grãos de formato agulhado de austenita (fase clara).

Como as amostras do grupo 2 foram soldadas com uma corrente maior (40 A), estas receberam um aporte de calor maior e, desta forma, já eram esperadas zonas fundidas maiores e com grãos de maior tamanho quando comparados com as amostras do grupo 1, soldadas com 25A. O maior tamanho de grão também era esperado, pois um maior aporte de calor faz com que a poça de fusão resfrie de modo um pouco mais lento, dando mais tempo para que os grãos cresçam, resultando em uma possibilidade maior de precipitação da fase austenita nos contornos de grãos da ferrita através do processo difusional.

Uma análise qualitativa mostra que os tamanhos de grão de ferrita no grupo 2 foram maiores do que os grãos de ferrita do grupo 1, todavia, a fração volumétrica da fase austenita na microestrutura não apresentou diferença significativa na comparação entre os grupos, conforme mostram os resultados obtidos das medidas quantitativas que serão apresentados no item 7.2.4. As Figuras 43 à 46 mostram imagens obtidas para os grupos 1 e 2, respectivamente das zonas de transição entre o metal de base e a zona de fusão e da zona de fusão somente.



Figura 43 – Imagem da solda do grupo 1 apresentando tanto a ZF quanto o MB. Parâmetros de soldagem: corrente 25A, Heat input 0,12KJ/mm; Gás de proteção argônio puro – Aumento de 100x, ataque reagente Behara.

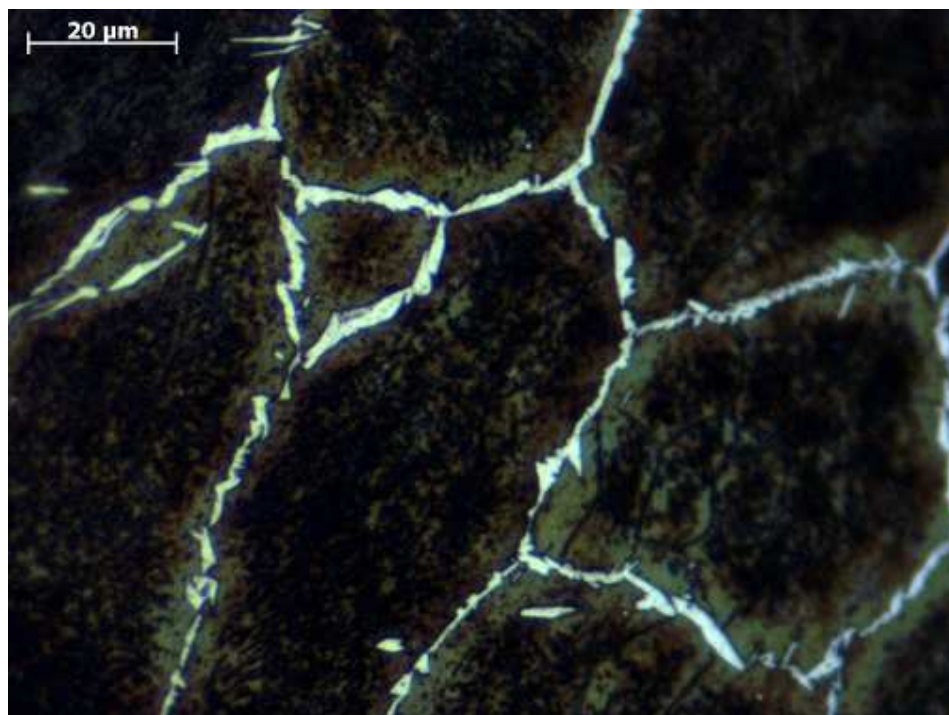


Figura 44 – Imagem da solda do grupo 1 apresentando a ZF. Parâmetros de soldagem: corrente 25 A, Heat input 0,12KJ/mm; Gás de proteção argônio puro – Aumento de 500x, ataque reagente Behara.

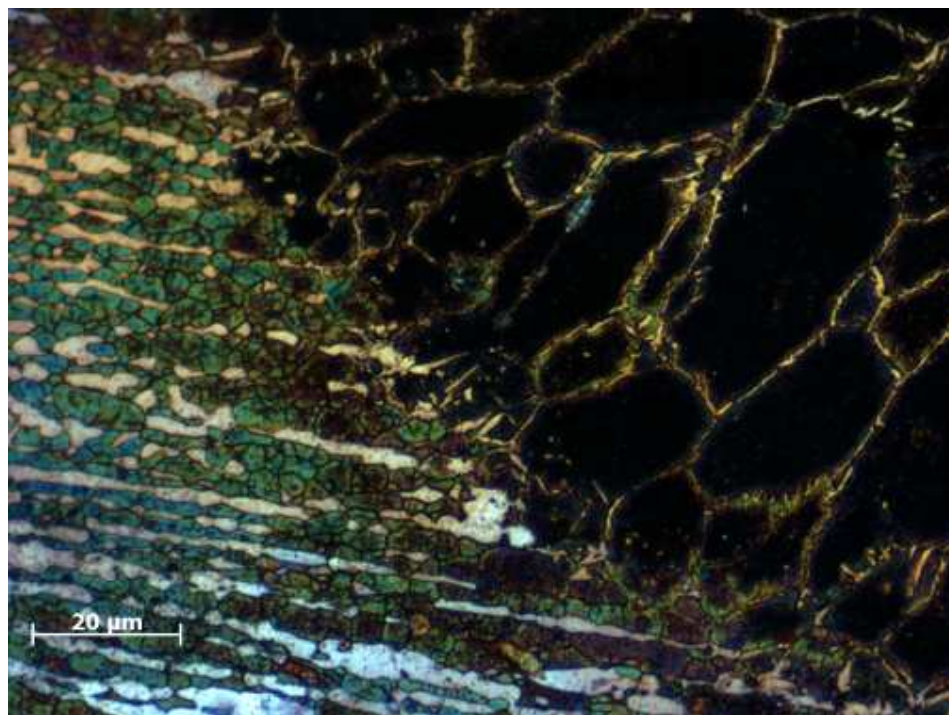


Figura 45 – Imagem da solda do grupo 2 apresentando a ZF. Parâmetros de soldagem corrente 40 A, Heat input 0,19KJ/mm; Gás de proteção argônio puro – Aumento de 100X, ataque reagente Behara.

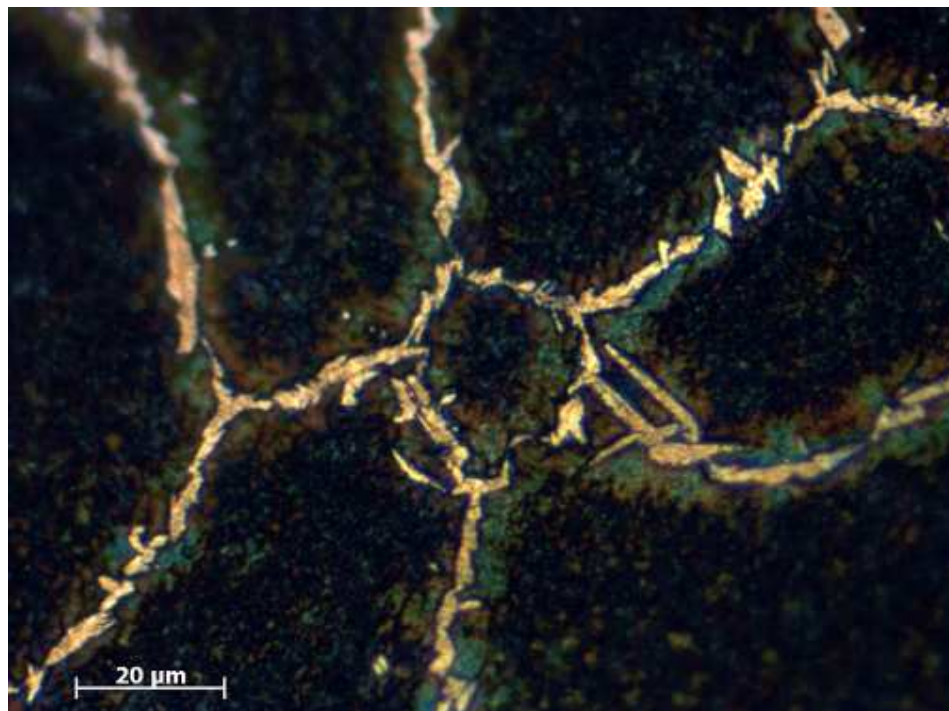


Figura 46 – Imagem da solda do grupo 2 apresentando a ZF. Parâmetros de soldagem corrente 40 A, Heat input 0,19KJ/mm; Gás de proteção argônio puro – Aumento de 500X, ataque reagente Behara.

7.2.3 Comparação entre os resultados do Grupos 2 e 3

À exemplo do que foi observado entre amostras do grupo 1, em uma comparação qualitativa com as do grupo 2, que possuem como diferença de parâmetros apenas a corrente de soldagem com as quais foram soldadas (25 A e 40 A, respectivamente), foi possível notar diferença entre o tamanho dos grãos na zona de fusão das juntas soldadas entre os grupos 3 e 4. Novamente, o grupo soldado com a maior corrente de soldagem (grupo 4 – 40A) apresentou maiores tamanhos de grãos de ferrita. Além disso, tal como nas amostras dos grupos 1 e 2, a distinção entre a zona de fusão e o metal de base pôde ser claramente observada com zona termicamente afetada aparentemente mínima, confirmando mais uma vez a literatura [53]. É importante ressaltar que a diferença da corrente parece não ter ocasionado diferença na fração volumétrica da fase austenita medido através da análise e processamento digital de imagens, conforme será apresentado no item 7.2.4. Assim, o aumento de corrente parece não ter influenciado significativamente para a formação da fase austenita. Embora a corrente utilizada de 40A ocasione uma poça de fusão maior, e por isso um resfriamento mais lento, o que, teoricamente [27], acarretaria em

um favorecimento na formação da fase austenita (maior quantidade), no entanto, este fato não foi observado na análise qualitativa e este fato foi considerado na análise estatística realizada sobre os resultados quantitativos.

As Figuras 47 à 50 exemplificam as imagens obtidas das zonas de transição da região soldada e zona de fusão dos grupos 3 e 4.

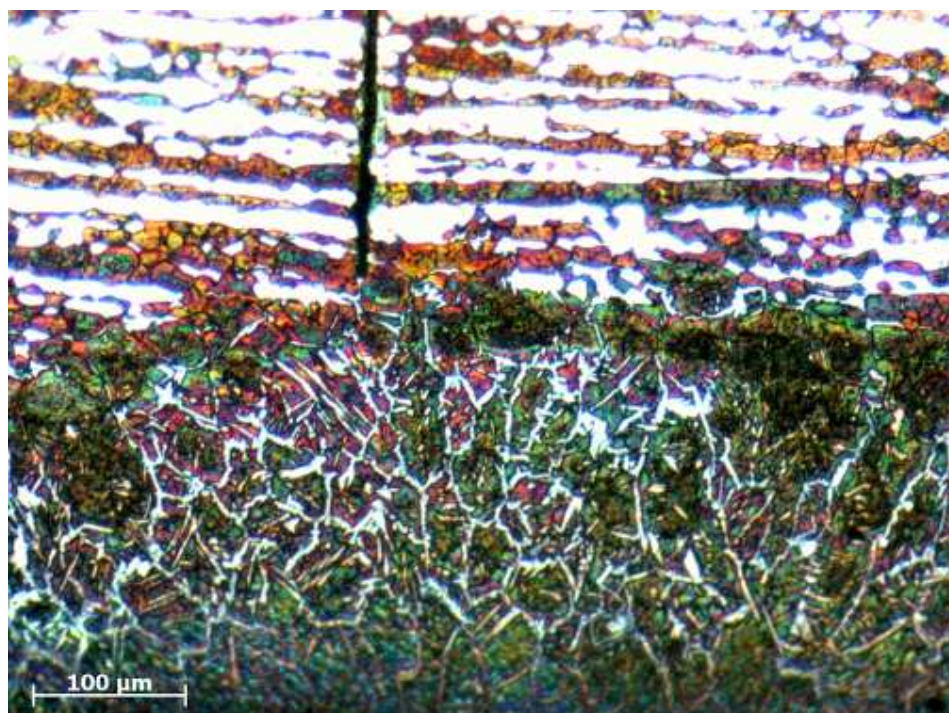


Figura 47 – Imagem da solda do grupo 3 apresentando tanto a ZF quanto o MB. Parâmetros de soldagem: corrente 25A, Heat input 0,12KJ/mm; Gás de proteção, argônio com adição de 2,5% de N₂ – Aumento de 100X, ataque reagente Behara.

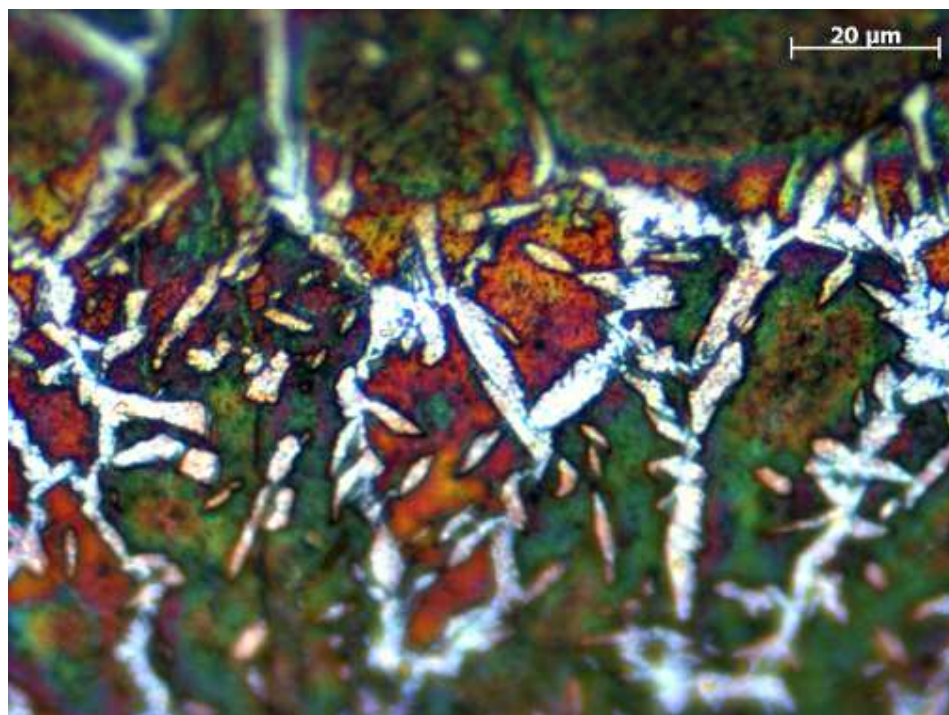


Figura 48 – Imagem da solda do grupo 3 apresentando a ZF. Parâmetros de soldagem: corrente 25A, Heat input 0,12KJ/mm; Gás de proteção, argônio com adição de 2,5% de N₂ – Aumento de 500X, ataque reagente Behara.

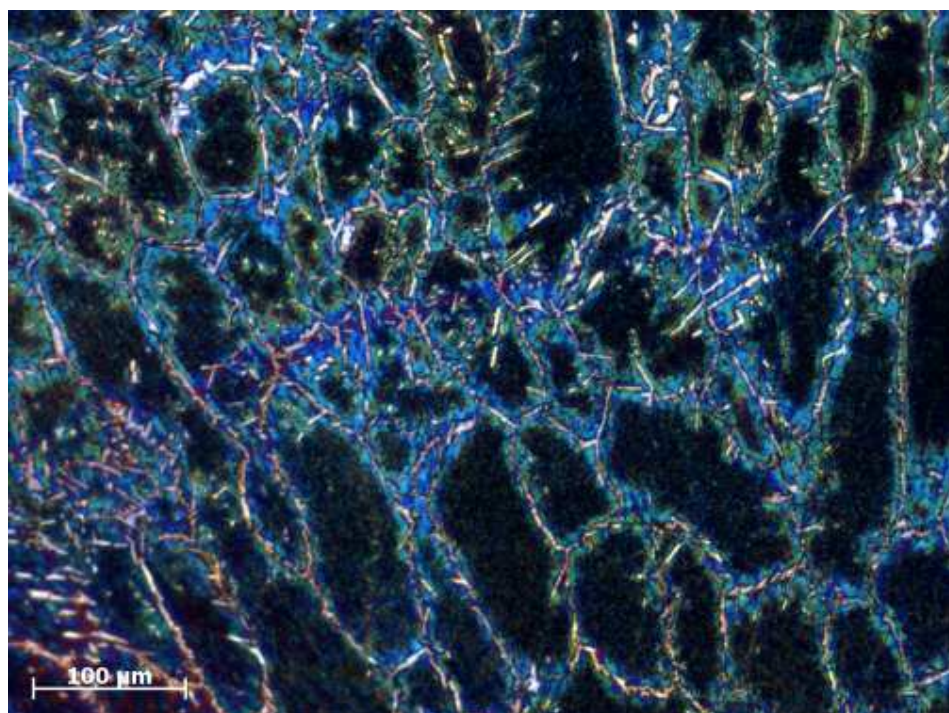


Figura 49 – Imagem da solda do grupo 4 apresentando a ZF. Parâmetros de soldagem: corrente 40 A, Heat input 0,19KJ/mm; Gás de proteção, argônio com adição de 2,5% de N₂ – Aumento de 100X, reagente Behara.

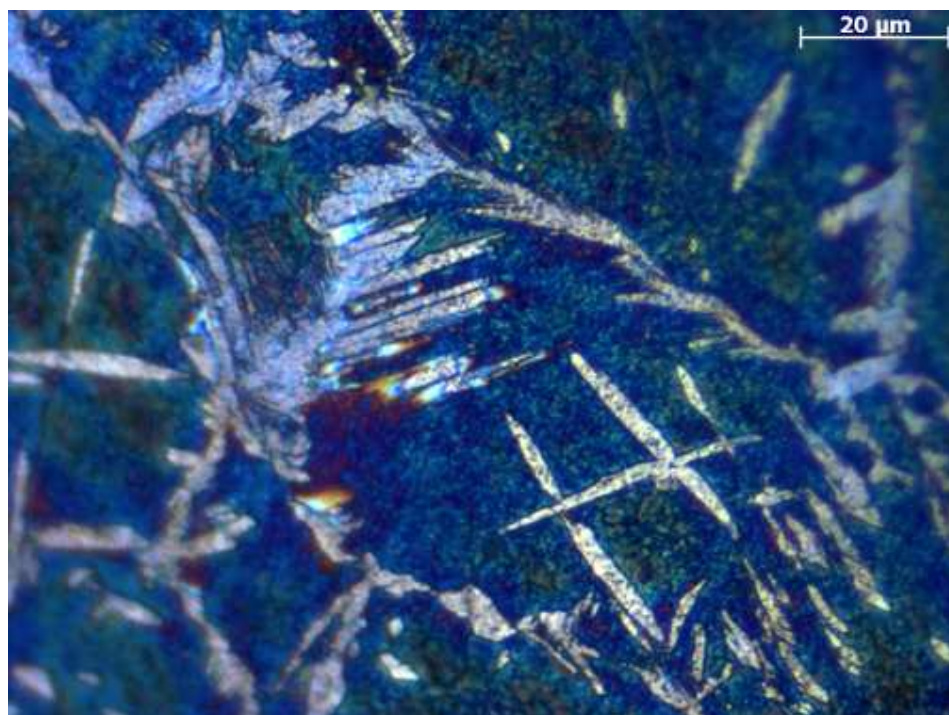


Figura 50 – Imagem da solda do grupo 4 apresentando a ZF. Parâmetros de soldagem: corrente 40 A, Heat input 0,19KJ/mm; Gás de proteção, argônio com adição de 2,5% de N₂ – Aumento de 500X, reagente Behara.

7.2.4 Análise quantitativa das fases

Devido ao método de soldagem TIG caracteristicamente formar uma zona de fusão “pequena”, ao serem geradas as imagens destas regiões, ocorreram superposições de áreas iguais no campo das imagens, principalmente para os aumentos de 500x utilizados. Assim, para garantir que após o processamento, os resultados obtidos não fossem influenciados por essas superposições, foram processadas apenas uma (01) imagem por zona de fusão para cada amostra e de cada grupo estudado.

As Figuras 51 e 52 exemplificam os resultados obtidos das imagens geradas para a etapa de análise quantitativa e após a segmentação das fases pelo processamento digital. Os resultados obtidos são apresentados na Tabela 10.

Tabela 10 – Percentual das fases encontradas na ZF para os grupos de amostras estudadas.

	% Ferrita	% Austenita
Grupo 1 (25A – Argônio puro)	89	11
Grupo 2 (40A – Argônio puro)	92	8
Grupo 3 (25A – Argônio + 2,5%N ₂)	74	26
Grupo 4 (40A – Argônio + 2,5%N ₂)	78	22

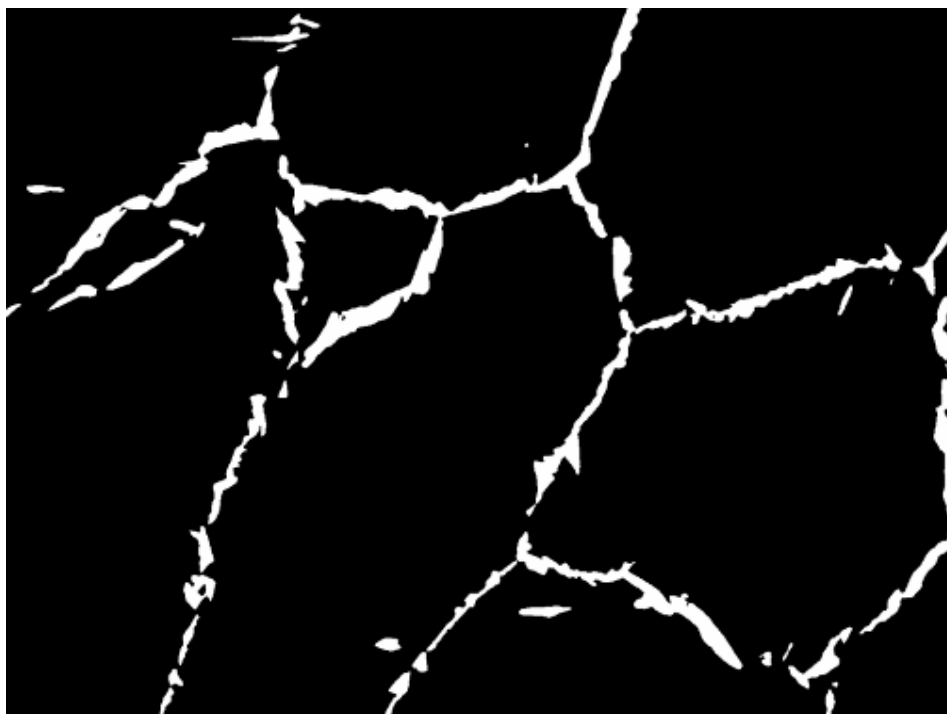


Figura 51 – Imagem obtida do processamento digital para a imagem da Figura 44 (grupo 1). Esta imagem apresentou 89% de ferrita e 11% de austenita.

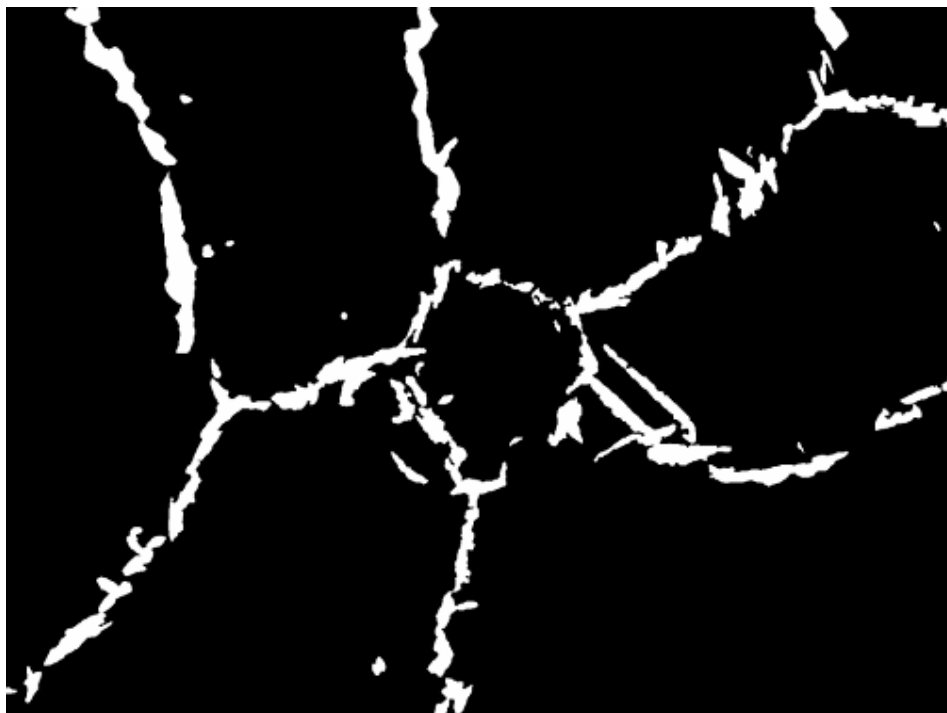


Figura 52 – Imagem obtida do processamento digital para a imagem da 46 (grupo 2). Esta imagem apresentou 92% de ferrita e 8% de austenita.

Apesar do reduzido número de imagens analisadas, nota-se uma tendência a um aumento da fração volumétrica de austenita presente na junta soldada devido à adição de 2,5% de N_2 e que, além disso, a variação de corrente utilizada na soldagem parece não ter alterado de forma significativa a quantidade de austenita quando são comparadas amostras soldadas com o mesmo gás de proteção e correntes distintas.

Para uma avaliação da presença do nitrogênio como um fator determinante na variação da fração volumétrica de austenita encontrado, caracterizando-se assim a existência de duas famílias distintas de resultados, utilizou-se o método estatístico de Distribuição T de Student (ver “M”, item 6.2.4).

Foram utilizados os seguintes parâmetros:

- O valor tabelado para a distribuição t de Student para $t_{0,05/2,6} = 4,317$.
- A Hipótese nula (H_0) considerada foi de que o N_2 adicionado ao gás de proteção não afetava a porcentagem de austenita na zona de fusão da junta soldada, isto é, a diferença na fração volumétrica encontrado para a fase austenita não poderia ser considerada suficiente para afirmar que a adição de N_2 influenciou na composição da junta soldada.
- Número de graus de liberdade $n=6$.

- O valor calculado obtido para $t_0 = -4,829$, logo $|t_0| = 4,829$.

Assim, segundo o teste de Hipóteses, como $|t_0| > t_{0,025,6}$, então, H_0 foi rejeitado, o que significou que as duas famílias de amostras testadas, isto é, com e sem a presença do nitrogênio eram diferentes, isto é, a presença do N_2 afetou a fração volumétrica de austenita.

Embora se saiba que, devido a pouca quantidade de medidas realizadas, o resultado não seja suficientemente consistente, é possível afirmar que ele mostra indícios de que a presença do nitrogênio aumenta a quantidade de austenita de um modo significativo nas juntas soldadas, o que é desejável, uma vez que, em geral, os processos de soldagem TIG provocam um desbalanceamento das fases ao diminuir fortemente a quantidade de austenita [24]

A consideração para a validação do teste T de Student foi verificada através do “Normal Probability Plot” ou NPP. As correlações obtidas para o NPP das famílias testadas foram maiores que 99,99%, mostrando ser possível a aplicação do método [52].

Este resultado confirmou que o N_2 comporta-se como um estabilizador da fase austenita, ou seja, sua adição favorece a formação desta fase [13].

8 CONCLUSÕES

- Os resultados obtidos estão restritos às amostras utilizadas;
- As quantidades de ferrita e austenita encontradas no metal de base, respectivamente 43,2% e 56,8%, atendem à especificação de quantidades destas fases para o material estudado, variando no entorno de 50% para cada uma das fases presentes. Este resultado validou a técnica de processamento digital de imagens para a quantificação de fases;
- A técnica de “color etching” utilizada para revelar a microestrutura mostrou-se bastante efetiva para diferenciar as fases presentes através de colorações típicas e realçar regiões de contornos de grãos;
- O calor gerado (apórté térmico) durante a soldagem não gerou regiões termicamente afetadas que pudessem ser identificadas através da técnica utilizada;
- Uma análise qualitativa mostrou que os grãos da fase ferrita apresentaram-se maiores nas amostras soldadas com 40A (Heat input 0,19KJ/mm) em relação às amostras soldadas com 25A (Heat input 0,12KJ/mm), com ou sem a presença do nitrogênio no gás de proteção, devido ao maior aporte de térmico (heat input) do processo;
- A fração volumétrica medida da fase austenita, presente nos contornos de grãos da ferrita, não apresentou diferença significativa entre as amostras soldadas com 25 A (Heat input 0,12KJ/mm) e 40A (Heat input 0,19KJ/mm).
- Ocorreu uma significativa diferença de geometria entre os grãos de austenita da zona de fusão em relação ao metal de base, os primeiros apresentando formatos alongados e de contornos mais suaves, já os da zona de fusão apresentaram geometria acicular (agulhados) nos contornos de grãos da fase ferrita;
- Na comparação qualitativa de imagens que possuem como diferença de parâmetros apenas a corrente e o Heat input com as quais foram soldadas (25 A e 40 A - 0,12KJ/mm e 0,19KJ/mm), foi possível concluir que esse aumento de corrente parece não ter sido significativo para afetar a fração volumétrica da fase austenita;
- A adição de 2,5% de N₂ aumentou de 11% para 26% a fração volumétrica de austenita presente na junta soldada (em relação ao grupo testado sem a presença do N₂). Este aumento mostrou-se significativo o suficiente para que os testes estatísticos confirmassem uma efetiva diferença entre os grupos testados. Este resultado necessita ser confirmado através do aumento do número de imagens processadas;

Sugestões para trabalhos futuros

Com o intuito de dar continuidade à pesquisa, são dadas a seguir algumas sugestões:

- A confecção de um corpo de prova que garanta uma área de análise maior, permitindo assim um maior número de amostras para análise micrográficas e a realização de diversos ensaios mecânicos;

- Realizar experimentos com outras concentrações de Nitrogênio no gás de proteção e outros resfriamentos após soldagem, buscando levantar uma curva ou relação entre a concentração de N_2 no gás de proteção, a fração volumétrica de austenita e a velocidade do resfriamento;

- Realizar experimentos de soldagem com correntes de soldagem maiores que 45A e uma não apenas qualitativa, mas quantitativa da influência da corrente de soldagem nas quantidades de fases presentes;

- Utilizar técnicas de caracterização que permitam a identificação de fases deletérias;

- Realização de um ensaio de corrosão que permita uma análise quantitativa, tal como o teste por perda de massa seguindo a norma ASTM G48;

- Testes de corrosão utilizando derivados de petróleo;

- Realização testes de difração de Raios-x para análise qualitativa e quantitativa dos óxidos formados após os testes de corrosão.

REFERÊNCIAS

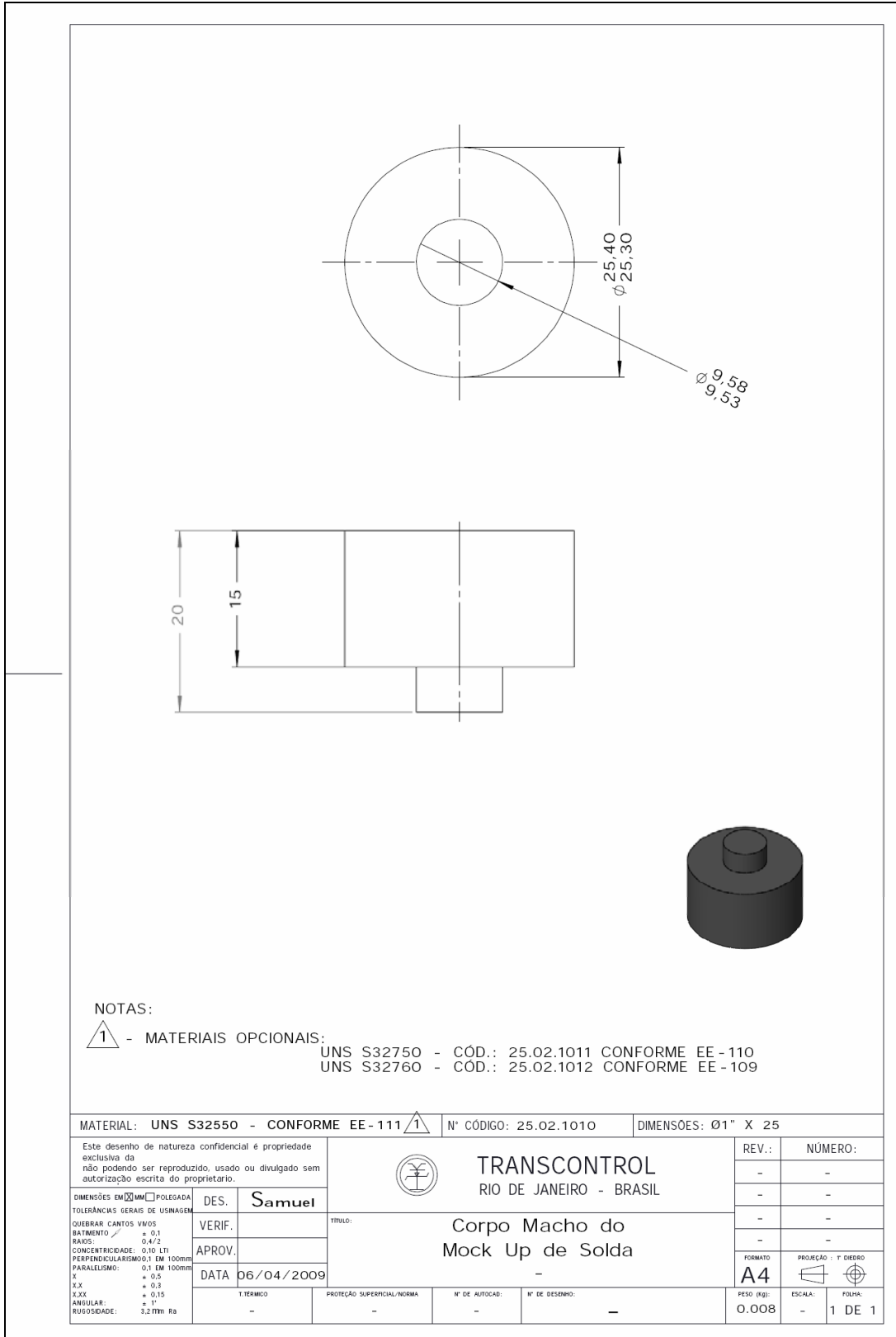
- ¹ Zeemann, A.; Soldabilidade dos Aços Especiais e Ligas Não Ferrosas ,Rio de Janeiro, Instituto Senai de educação superior, 2008. Notas de aula.
- ² COSTA, A.L.; MEI, P.R.; Aços e Ligas Especiais. Sumaré: Ed. Eletrometal. 2ª Edição, 1988.
- ³ Bssa.org [homepage na Internet]. Sheffield: British stainless steel association Copyright c2007-10 [atualizada em desconhecido; acesso em 15 de fevereiro 2011]. Disponível em: http://www.bssa.org.uk/about_stainless_steel.php?id=31.
- ⁴ GIRALDO, C.P.S.; Precipitação de fases intermetálicas na zona afetada pelo calor de temperatura baixa (ZACTB) na soldagem multipasse de aços inoxidáveis duplex [dissertação]. São Paulo: Universidade de São Paulo, Escola politécnica, 2001.
- ⁵ CHARLES J.; BERNHARDSSON, S.; Super duplex stainless steels: structure and properties. In: DUPLEX STAINLESS STEELS'91, Beaune, Proceedings. Ed: Charles, J.; Bernhardsson, S. Les Ulis, France, Les Éditions de physique, v.1, 1991
- ⁶ MARTINS, M.; Casteletti, L.C.; Aços inoxidáveis duplex e super duplex – obtenção e caracterização In: Revista Fundação e Serviços, ano 17, nº 169, Rio de Janeiro: Aranda Editora, 2007.
- ⁷ Imoa.info [homepage na Internet]. Columbia: International Molybdenum Association, Inc.; c2008 [atualizada em desconhecido; acesso em 08 de janeiro 2011]. Disponível em: http://www.imoa.info/moly_uses/moly_grade_stainless_steels/duplex_stainless_steel.html
- ⁸ 59º CONGRESSO ANUAL DA ABM, de 19 a 22 de Julho de 2004, São Paulo – SP. Martins; Casteletti; Hara, CARACTERIZAÇÃO MICROESTRUTURAL E COMPORTAMENTO À CORROSÃO DO AÇO INOX SUPER DUPLEX ASTM A890 GR 6A
- ⁹ LEITE, R.A.; Avaliação da tenacidade à fratura de uma junta soldada de aço inoxidável super duplex com utilização de proteção catódica [dissertação], Porto Alegre: Universidade Federal do Rio Grande do Sul. Escola de engenharia; 2009.
- ¹⁰ Sandvik.com [homepage na Internet]. Sandviken: Sandvik Materials Technology, Inc.; c 2010 AB [atualizada em desconhecido; acesso em 12 de dezembro de 2010]. Disponível em: <http://www.smt.sandvik.com/sandvik/0140/internet/s001664.nsf/0/0261F4D58CB4844DC12572910047D73B>
- ¹¹ FAÇANHA, P.; Resistência à corrosão de juntas soldadas de tubos de superduplex UNS S32750 utilizados em umbilicais submarinos [trabalho de conclusão de curso]. Niterói: Universidade Federal Fluminense, 2008.

- ¹² International standard. ISO15156: Petroleum and natural gas industries Materials for use in H₂S-Containing environments in oil gas production: Part 3: Bracking-resistant CRAs (Corrosion restant alloys) and aother alloys, second edition, Geneva, 2009. p. 8.
- ¹³ Understanding stainless steel. British Stainless Steel Association
Disponível em: <http://www.bssa.org.uk/cms/File/BSSA_Guide_sample.pdf>.
Acesso em: 27 de fev. de 2011.
- ¹⁴ PARK, Y. H.; LEE, Z. H.; The Effect of Nitrogen and Heat Treatment on the Microstructure and Tensile Properties of 25Cr – 7Ni – 1.5Mo – 3W – xN Duplex Stainless Steel Casting. Materials Science and Engineering A297, 2001.
- ¹⁵ LOPEZ, N.; CID, M.; PUIGGALI, M.; Influence of σ -Phase on Mechanical Properties and Corrosion Resistance of Duplex Stainless Steels, Corrosion Science, nº41, 1999.
- ¹⁶ PADILHA, A.F.; Microestrutura e Propriedades. In: Materiais de Engenharia. São Paulo: Editora Hemus, Edição Eletrônica, vol. 1, 2000.
- ¹⁷ American Society for Testing and Materials, A 800/A 800M – 01. Standard Practice for Steel Casting, Austenitic Alloy, Estimating Ferrite Content Thereof, Ferrous Castings; Ferroalloys, West Conshohocken, vol.01.02, ASTM, 2001.
- ¹⁸ PADILHA, A.F.; PLAUT, R.L.; RIOS, P.R.; Stainless steel heat treatment: metalurgy and technologies. In: Totten, George E, ed.. Steel Heat Treatment Handbook. Boca Raton: Taylor & Francis, 2007.
- ¹⁹ POHL, M.; PADILHA, A.F.; Aços inoxidáveis ferríticos-austeníticos com micro-estrutura duplex. Nickel, Sao Paulo, v.3 , n.8 , p.7 , 1988.
- ²⁰ PADILHA, A.F.; GUEDES, L.C.; Aços inoxidáveis Austeníticos. Hemus, São Paulo, 1994, p. 178
- ²¹ FORGAS JUNIOR, A.; Efeito do encruamento e do tempo de envelhecimento na cinética das transformações de fase de um aço inoxidável dúplex [Tese]. São Bernardo do Campo, 2010
- ²² SANTOS, KURI e GHENO, microscopia de varredura por sonda (spm) aplicada a aços Inoxidáveis dúplex, 17º CBECIMat - Congresso Brasileiro de Engenharia e Ciência dos Materiais, 2006, Foz do Iguaçu.
- ²³ FEBELE, R.; BRANDI, S.D.; LEBRÃO, S.G.; Soldagem multipasse do aço inoxidável duplex uns s31803 por eletrodo revestido. In: CONSOLDA Congresso Nacional de Soldagem, XXV, 1999, Belo Horizonte.
- ²⁴ A SOLDAGEM GTAW (OU TIG). São Paulo: Ivanilza Felizardo, 2008 - bimestral
- ²⁶ CUNAT, P.J.; The welding of stainless steel: Euro Inox. Segunda Edição, 2007.

- ²⁷ FEDELE, R.; et al.; Soldagem Multipasse do aço inoxidável UNS S31803 por eletrodo revestido. In.: Consolda Congresso Nacional de Soldagem, XXV, 1999, Belo Horizonte.
- ²⁸ LONDONÕ, A.J.R; Estudo da precipitação de Nitreto de cromo e fase sigma por simulação térmica da zona afetada pelo calor na soldagem multifase de AID [dissertação]. São Paulo: 1997
- ²⁹ ASM Metals Handbook. Volume 13A, Corrosion: Fundamentals, testing and protection. Editora ASM International, 2003.
- ³⁰ SILVA, P.F.; Introdução à corrosão e proteção das superfícies metálicas. Belo Horizonte: Editora Imprensa Universitária da UFMG. Primeira Edição, 1981.
- ³¹ GENTIL, V.; Corrosão. Rio de Janeiro: Editora Guanabara. Segunda Edição, 1987.
- ³² DUTRA, A.C.; NUNES, L.P.; Proteção Catódica – Técnica de Combate à Corrosão, Rio de Janeiro: Editora Interciência, 2006.
- ³³ NUNES, L.P.; Corrosão e Proteção Anticorrosiva. Rio de Janeiro: Universidade Federal do Rio de Janeiro, Núcleo de Treinamento Tecnológico, Escola de engenharia, 1977.
- ³⁴ CALLISTER, W.D.J. Ciência e Engenharia de Materiais: Uma introdução. 5 ed. New York: John Wiley & Sons, Inc., 2002.
- ³⁵ TILLEY, R. J. D. Crystals and Crystal Structures New York: John Wiley & Sons Ltd., 2006.
- ³⁶ GENTIL, V.; Corrosão. 3ª ed. Rio de Janeiro: Ao Livro Técnico e Científico, 1996. p14.
- ³⁷ COMPTON, R.G. e SANDERS, G.H.W.; Electrode potentials. Nova Iorque: Oxford Science Publications, 1998.
- ³⁸ MARCONADO, J.C.; BIDÓIA, E. D. Potencial de eletrodo: uma Medida Arbitrária e Relativa, QUÍMICA NOVA NA ESCOLA N° 17, MAIO 2003
- ³⁹ E SILVA, T.M.; Química aplicada. Lisboa: Instituto superior de engenharia de lisboa - ISEL, 1999. Notas de aula.
- ⁴⁰ [iope.com.br](http://www.iope.com.br) [homepage na Internet]. São Paulo: IOPE Instrumentos de Precisão Ltda.; [atualizada em desconhecido; acesso em 19 de outubro de 2010]. Disponível em: http://www.iope.com.br/index_port.htm
- ⁴¹ Wagner, C.; Corrosion. Sci, Vol 5, 1965, p 751-764
- ⁴² BARDAL, E.; Corrosion and Protection, Engineering materials and processes. Estados Unidos: Editora Springer. Primeira Edição, 2003.

- ⁴³ AZIZ, PM. Application of Statistical Theory of extreme values to the analysis of maximum pit depth for aluminium alloys. *Corrosion*, Vol 12, 1980, p 35 – 46.
- ⁴⁴ MARCELINO NETO, M.A.; SOBRAL, A.V.C.; Caracterização microestrutural e de corrosão do aço inoxidável duplex, 6º COTEQ Conferência sobre Tecnologia de Materiais 22º CONBRASCORR – Congresso Brasileiro de Corrosão Salvador - Bahia, agosto de 2002
- ⁴⁵ MENEZES, J.W.A.; et al; Efeito da energia de soldagem sobre a fração volumétrica da fase ferrítica no aço inoxidável duplex UNS S31803 In: Congresso Brasileiro de P&D em Petróleo e Gás, 3º, 2005, Salvador.
- ⁴⁶ MODENEZI, P.M.; Tenacidade do aço UNS S31803 após soldagem TIG, [projeto de graduação]. São Bernardo do Campo, 2009
- ⁴⁷ GIRÃO, I.F.; Caracterização da resistência à corrosão por pite do aço UNS S31803 após soldagem [trabalho de conclusão de curso]. São Bernardo do Campo, 2008.
- ⁴⁸ FONTES, C.H.M.F.; EMYGDIO, P.R.O.; RT 312/09: Ensaio em junta mock up entre corpo inserto de inox superduplex soldados por GTAW. Rio de Janeiro, 2009. 16 p. Relatório técnico.
- ⁴⁹ DOS SANTOS, D.C.; Estudo da formação de sigma e sua influência no potencial de pite em solução 0,6m cloreto de sódio do aço UNS S31803 envelhecido a 850 e 900°C [dissertação]. São Bernardo do Campo, 2010.
- ⁵⁰ DE VASCONCELLOS, P.I.G; Rosenthal, R; Paranhos, R.P.R; Estudo da Soldagem de Tubos de Aço Inoxidável Duplex e Superduplex na Posição 5G Soldag. insp. São Paulo, Vol. 15, No. 3, p.191-199, Jul/Set 2010.
- ⁵¹ Voort, G.F.V.; Color Metallography, In: *Metallography and Microstructures*, Vol 9, ASM Handbook, ASM International, 2004, p. 493–512
- ⁵² MONTGOMERY, D.C.; *Design and analysis of experiments*. 5. ed. New York: John Wiley & Sons, 2001.
- ⁵³ FORTES, C.; *Arco Submerso. Contagem: Esab*, 2004.

APÊNDICE A – Desenho da peça macho da junta soldada



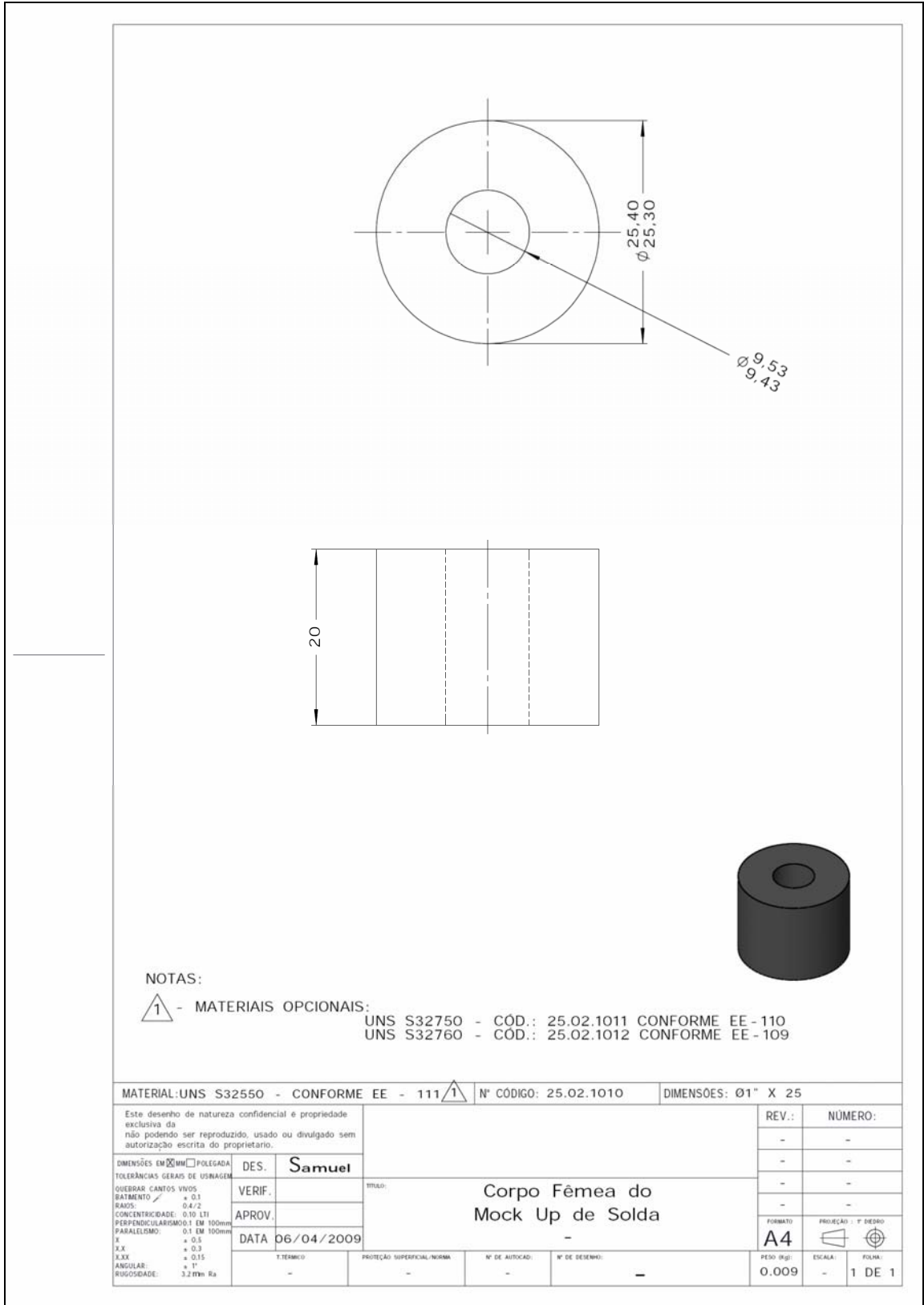
NOTAS:

△ - MATERIAIS OPCIONAIS:

UNS S32750 - COD.: 25.02.1011 CONFORME EE - 110
 UNS S32760 - COD.: 25.02.1012 CONFORME EE - 109

MATERIAL: UNS S32550 - CONFORME EE - 111 △		N° CÓDIGO: 25.02.1010		DIMENSÕES: Ø1" X 25	
Este desenho de natureza confidencial é propriedade exclusiva da não podendo ser reproduzido, usado ou divulgado sem autorização escrita do proprietário.				REV.:	NÚMERO:
DIMENSÕES EM <input checked="" type="checkbox"/> MM <input type="checkbox"/> POLEGADA TOLERÂNCIAS GERAIS DE USINAGEM QUERRAR CANTOS VIVOS BATIMENTO: ± 0,1 RAIOS: 0,4/2 CONCENTRICIDADE: 0,10 LTI PERPENDICULARISMO: ± 0,1 EM 100mm PARALELISMO: ± 0,1 EM 100mm X: ± 0,5 X.X: ± 0,3 X.XX: ± 0,15 ANGULAR: ± 1° RUGOSIDADE: 3,2 TIR: Ra				-	-
DES. Samuel	VERIF.	TÍTULO: Corpo Macho do Mock Up de Solda		-	-
APROV.	DATA 06/04/2009	-		FORMATO A4	PROJEÇÃO: 1º DIEDRO
T. TERMO	PROTEÇÃO SUPERFICIAL/NORMA	N° DE AUTOCAD:	N° DE DESENHO:	PESO (KG): 0.008	ESCALA: 1 DE 1

APÊNDICE B – Desenho da peça fêmea da junta soldada



NOTAS:

- △ 1 - MATERIAIS OPCIONAIS:
 - UNS S32750 - COD.: 25.02.1011 CONFORME EE - 110
 - UNS S32760 - COD.: 25.02.1012 CONFORME EE - 109

MATERIAL: UNS S32550 - CONFORME EE - 111 △		N° CÓDIGO: 25.02.1010		DIMENSÕES: Ø1" X 25	
Este desenho de natureza confidencial e propriedade exclusiva da não podendo ser reproduzido, usado ou divulgado sem autorização escrita do proprietário.				REV.:	NÚMERO:
DIMENSÕES EM $\frac{mm}{100}$ □ POLEGADA TOLERÂNCIAS GERAIS DE USRAGEM QUEDAS: CANTOS VIVOS BATIMENTO $\sqrt{\quad}$ + 0.1 RAIOS: 0.4/2 CONCENTRICIDADE: 0.10/11 PERPENDICULARISMO: 0.1 EM 100mm PARALELISMO: 0.1 EM 100mm X + 0.3 .XX + 0.15 ANGULAR: + 1° RUGOSIDADE: 3.2 R _W Ra				-	-
				-	-
				-	-
				-	-
DES. Samuel	VERIF.	TÍTULO: Corpo Fêmea do Mock Up de Solda		FORMATO: A4	PROJEÇÃO: 1° DEDRO
APROV.	DATA: 06/04/2009	-		ESCALA: -	FOLHA: 1 DE 1
T.TERMICO: -	PROTEÇÃO SUPERFICIAL/NORMA: -	N° DE AUTOCAD: -	N° DE DESENHO: -	PESO (kg): 0.009	ESCALA: -

ANEXO A – Certificados de matéria prima do aço UNS S32760


Seite 1 / 1
 Item 05 - Aço 3310

SHEMAG
Nota

TRANSCONTROL
OC-58580 / DUC: 03310
MATERIAL: Z100
Ø 1" X 500MM - 4 PCS
SHEMAG NF: 013393

SHEMAG Comercio e Industria Ltda.
Rua Gibraltar, 384-STO.AMARO
CEP 04755-070 - São Paulo
Brasilien

Kunden Bestell-Nr. 065/2005
Customer order no. *Rev.1 07.02.2008
Cdk. no. du client



BGH
BGH Edelstahl Freital GmbH

Zaun-Nr. 168565
Certificate no. No. de certificat

Bestätigung über Werkstoffprüfung nach DIN EN 10204
Certificate of material tests according to DIN EN 10204 3.1
Certificat des essais des matériaux selon DIN EN 10204




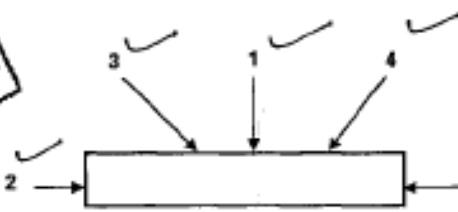
Die Lieferung entspricht den vereinbarten Lieferbedingungen.
Delivery in accordance with the agreed terms of delivery.
La livraison est répond aux conditions convenues.

Zeichen des Lieferwerkes
Stampel des Werkstoffprüfenden
Inspection's stamp
Patron de l'inspecteur

INSPEÇÃO LOWFOUR EEL09
RW-1

Eigenschaften Product		Stab, rund, geschält Round bars, peeled							
Werkstoff / Quality		1.4501 UNS S32760 ✓							
Anforderungen Requirements		ASTM A 276 - 2004 (Chemistry only) customer specification							
Messung und Maßbestätigung Inspection and dimensional control Inspection of cavities or dimension ohne Beanstandung without objection		Erkennung/Neidbehandlung Multi-passes/secondary refining Voie d'acier/secondary treatment LBO ROD LP							
		Verwechslungsprüfung (spectral analysis) Identification test (spectral analysis) examination of identification/analyse spectrale ohne Beanstandung without objection							
Pos. Item	Anzahl Quantity	Abmessung Dimension	Gewicht Weight kg	Schmelz-Nr. Heat-No.					
3	0	25,40 RD x 5890 - 5950 mm	308 ✓	761616 ✓					
Scheinmetall % C ✓ Si ✓ Mn ✓ P ✓ S ✓ Cr ✓ Mo ✓ Ni ✓ Cu ✓ Nb V Ti									
761616 0,017 0,38 0,58 0,024 0,001 25,80 3,60 6,10 0,87 0,002 0,073 0,003									
Al N2 H PRE									
0,005 0,2600 0,555 41,840									
Wärmebehandlungszustand Condition of heat treatment		lösungsgeglüht solution annealed ✓							
Treatment technique		1110°C 1h Wasser/water ✓							
Probe-Nr. Test-No.	Legen Loca	Temp. °C	Kp0,2 N/mm²	Rm N/mm²	A4 %	A %	Kerbschlagarbeit Impact value J	Probenform Shape of test piece Charpy-U	Fliese HB/HRC Hardness
086CE1	L	RT	598 ✓	838 ✓	40 ✓	79 ✓	*226 *224	*228 *-66°C	260 25 ✓
Korros.-Test ASTM G48 Meth.A: 50°C/24h: kein Lochfraß-no pitting is observed ✓ CORROSION TEST Meth.A: Gewichtsverlust/weight loss: 0,027 g/m² ✓ Meth.B: 40°C/24h: kein Lochfraß-no pitting is observed Meth.B: Gewichtsverlust/weight loss: 0,00 g/m²									
Ferrit-ferrite: 86CE: 54 % ✓									
Die US-Prüfung nach ASTM A 388 / A 388 M - 03 wurde durchgeführt ohne Beanstandung The UT examination acc. ASTM A 388 / A 388 M - 03 was done: without objection									
*Material free from grain boundary Carbides and other precipitates phases.									
Anlagen Inst. Anlage		Produktion Place and date Usa et date 02.08.2006		Alle Daten sind richtig Inspection is correct Inspection is correct Schweizer					

Das Zeugnis wurde maschinell erstellt und ist auch ohne Unterschrift gültig.
Ce certificat a été établi par système informatique et est valable sans signature manuel.

 INSPEÇÃO E ENSAIO LTDA.				RELATÓRIO DE ENSAIO POR ULTRA-SOM ultrasonic examination report		No: 1273/08 no:																																	
CLIENTE: SHEMAG ✓ Customer				DESENHO: OEE: 0523/07 Drawing		FOLHA: 1 DE: 1 sheet of																																	
FORNECEDOR: _____ Provider				ESPECIFICAÇÃO: _____ specification																																			
DOCUMENTO DO CLIENTE: HT 761616 ✓ Customer document				DESENHO: _____ drawing																																			
DESCRIÇÃO DO PRODUTO: BARRA Ø1" X 3442/5935/5935mm ✓ product description				ESPESURA: 1" ✓ thickness		DIÂMETRO: Ø1" ✓ diameter																																	
QUANTIDADE: 03 PÇS ✓ quantity		MATERIAL: ZERON 100 ✓ material		PROCESSO DE FABRICAÇÃO (manufacture process): <input type="checkbox"/> FUNDIDO (casting) <input checked="" type="checkbox"/> FORJADO (forged) <input type="checkbox"/> TRIFILADO (drawn) <input type="checkbox"/> <input type="checkbox"/> EXTRUDADO (extruded) <input type="checkbox"/> LAMINADO (rolled) <input type="checkbox"/> SOLDADO (welded)		EQUIPAMENTO DE SÉRIE: DIO 562 JBS US 07 ✓ equipment type/serial number																																	
TRATAMENTO TÉRMICO: <input checked="" type="checkbox"/> COM (with) <input type="checkbox"/> SEM (without) ✓ heat treatment		ESTADO DA SUPERFÍCIE: <input type="checkbox"/> LISADA (sanding) <input checked="" type="checkbox"/> USINADA (machined) ✓ <input type="checkbox"/> JATEADA (blasting) <input type="checkbox"/> BRUTA		TÉCNICA: PULSO ECO ✓ technique		MODO DE ACOPLAMENTO: METIL CELULOSE ✓ coupling medium																																	
CABEÇOTE UTILIZADO: _____ Used probe				PROCEDIMENTO UTILIZADO: JBS MQ-05 REV. 8 ✓ used procedure/ver																																			
NOME DO MODELO: _____ model		POSIÇÃO DE ENRAIO: _____ Cham.poe		FÁBRICA: _____ Manufacturer		DIMENSÕES: _____ size(mm)																																	
Nº DE SÉRIE: _____ Serial number		Nº DE SÉRIE: _____ Serial number		NORMAS DE REFERÊNCIA: ASME V ED.2004 / API 6A ED. 2004 ✓ reference standard/criteria		CALIBRAÇÃO DA SENSIBILIDADE: V1+BL. REF. FFP Ø1,6mm ✓ sensitivity calibration																																	
M5EB4 ✓ MB4SN ✓ MWB45N4 ✓		1 ✓ 2 ✓ 3,4 ✓		K.K. ✓ K.K. ✓ K.K. ✓		3,5 x 10 ✓ Ø10 ✓ 8X9 ✓																																	
4 ✓ 4 ✓ 4 ✓		--- --- ---		GAIN DE INSPEÇÃO: 40 42 36 ✓ inspection gain (dB)		ATENUAÇÃO SÔNICA: _____ attenuation level (dB/mm)																																	
INDICAÇÃO DA DESCONTINUIDADE E / OU CROQUI discontinuity indication and / or sketch																																							
<table border="1"> <thead> <tr> <th>Nº DA PEÇA</th> <th>DESCONT. Nº</th> <th>DISTÂNCIA DE REFERÊNCIA</th> <th>COMPRIMENTO</th> <th>PROFUNDIDADE</th> <th>POSIÇÃO DE ENS.</th> <th>CABEÇOTE</th> <th>RELAÇÃO GAINO REAL</th> </tr> <tr> <th>place no</th> <th>discontinuity no</th> <th>(reference distance) (mm)</th> <th>length (mm)</th> <th>depth (mm)</th> <th>exam. pos.</th> <th>Probe</th> <th>relation real gain (dB)</th> </tr> </thead> <tbody> <tr> <td> </td> <td> </td> <td> </td> <td> </td> <td> </td> <td> </td> <td> </td> <td> </td> </tr> <tr> <td> </td> <td> </td> <td> </td> <td> </td> <td> </td> <td> </td> <td> </td> <td> </td> </tr> </tbody> </table>								Nº DA PEÇA	DESCONT. Nº	DISTÂNCIA DE REFERÊNCIA	COMPRIMENTO	PROFUNDIDADE	POSIÇÃO DE ENS.	CABEÇOTE	RELAÇÃO GAINO REAL	place no	discontinuity no	(reference distance) (mm)	length (mm)	depth (mm)	exam. pos.	Probe	relation real gain (dB)																
Nº DA PEÇA	DESCONT. Nº	DISTÂNCIA DE REFERÊNCIA	COMPRIMENTO	PROFUNDIDADE	POSIÇÃO DE ENS.	CABEÇOTE	RELAÇÃO GAINO REAL																																
place no	discontinuity no	(reference distance) (mm)	length (mm)	depth (mm)	exam. pos.	Probe	relation real gain (dB)																																
								SHEMAG Nota: TRANSCONTROL OC-58580 / DUC: 03310 MATERIAL: Z100 Ø 1" X 500MM - 4 PÇS SHEMAG NF: 013393																															
AVALIAÇÃO DO ENSAIO: _____ examination, Evaluation				OBSERVAÇÕES: _____ remarks																																			
<input type="checkbox"/> INSPEÇÃO EM SERVIÇO (in service inspection)		<input checked="" type="checkbox"/> INSPEÇÃO DE FABRICAÇÃO (manufacture inspection)		<input checked="" type="checkbox"/> APROVADO (approved)		<input type="checkbox"/> REPROVADO (reproved)																																	
<input type="checkbox"/> REPROVADO (reproved)		<input type="checkbox"/> INFORMATIVO (informative)		REFERENTE AO RELATÓRIO 1083A/07.																																			
DATA: 01/03/08 Date		INSPEÇÃO: _____ inspector		DATA: 01/03/08 date		SUPERVISOR: _____ supervisor																																	
DATA: _____ Date		INSPEÇÃO: _____ inspector		DATA: 10/03/08 date		SUPERVISOR: _____ supervisor																																	
Wílson Reis Filho Inspeção e Ensaio Rua Fernando de Sá Supervisor Técnico				Shemag Comercial e Industrial Ltda. Michael Olson Cliente																																			