

Guttemberg Chagas de Souza

**ANÁLISE DA METODOLOGIA DA MEDIÇÃO DO
TEOR DE FERRITA EM JUNTAS SOLDADAS DE
AÇOS INOXIDÁVEIS SUPERDUPLEX UNS
S32760.**

Monografia apresentada ao Programa de
Educação Continuada em Engenharia da Escola
Politécnica da Universidade de São Paulo para
conclusão de curso de Especialização.

São Paulo

Fevereiro/2016

Guttemberg Chagas de Souza

(Engenheiro Mecânico, Escola de Engenharia Souza Marques, 2002)

**ANÁLISE DA METODOLOGIA DA MEDIÇÃO DO
TEOR DE FERRITA EM JUNTAS SOLDADAS DE
AÇOS INOXIDÁVEIS SUPERDUPLEX UNS
S32760.**

Monografia apresentada ao Programa de
Educação Continuada em Engenharia da Escola
Politécnica da Universidade de São Paulo para
conclusão de curso de Especialização.

Área de Concentração:
Engenharia da Soldagem

Orientador:
Prof. Dr. Sergio Duarte Brandi

São Paulo

Fevereiro/2016

*"Maior que a tristeza de não ter vencido é a vergonha de não ter
lutado".*

(Abraham Lincoln).

DEDICATÓRIA

*"Dedico este trabalho a minha amada esposa e companheira Andréa
e aos meus amados filhos Rubem e Arthur, pois sem eles e,
também, sem o sacrifício deles, este trabalho não seria concluído,
além de não ter sentido algum".*

AGRADECIMENTOS

Em primeiro lugar a Deus Pai que muito me deu forças para buscar o conhecimento, ter saúde e paz.

Ao professor Sergio Duarte Brandi, meu orientador, amigo, pois com disciplina, seriedade, amizade, paciência, consideração e conhecimento, conduziu-me para o entendimento, desenvolvimento e conclusão deste trabalho.

Ao professor Juan Manuel Pardal da Universidade Federal Fluminense pela amizade e incentivo à minha vida acadêmica

A minha esposa Andréa e aos meus filhos que em muito me incentivaram para continuar, não me deixando desanimar frente às inúmeras dificuldades que apareceram pelo caminho.

Aos meus pais, pois sem o esforço e o sacrifício deles, não teria iniciado a minha caminhada até este ponto.

Aos amigos Rogério Rosseti dos Santos e Josiel de Andrade Alves pela amizade e apoio na minha estadia em São Paulo durante todo o curso.

Ao amigo Ismael Cardote Filho que em muito me ajudou, junto a UTC, na realização deste trabalho, sem nenhum tipo de interesse ou segundas intenções.

Aos companheiros Ney de Jesus Souza e Edison Carlos Costa Wilson Júnior que prepararam e soldaram o tubo de teste.

Ao engenheiro Carlos Faggiani da empresa Lincoln Electric/Metrode pelo fornecimento das varetas de soldagem.

Ao colega Jorge Felipe Veiga Szlejf do laboratório de Materiais e Tratamento Térmico da UFF/Niterói pelo apoio nas micrografias.

Ao Senhor José Francisco Vieira Filho da empresa DMCJ Inspeções e Ensaios pelo apoio na realização dos ensaios e tratamentos térmicos.

Aos Engenheiros Mauro Cruz, Ricardo Lara, Leonardo Mayrink, Odilon Augusto e Glariston Pereira da empresa UTC engenharia pelo suporte financeiro, pelo incentivo, investimento e confiança depositada.

E a todos aqueles que direta ou indiretamente me auxiliaram na realização deste trabalho.

CURRICULUM VITAE

Formação:

Engenheiro Especialista em Engenharia de Soldagem – Escola Politécnica da USP - 2016

Doutor em Engenharia Mecânica – Universidade Federal Fluminense – 2016, em conclusão.

Mestre em Engenharia Mecânica – Universidade Federal Fluminense – 2010

Engenheiro Mecânico – Faculdade de Engenharia Souza Marques - 2001

Técnico em Estruturas Navais – Escola Técnica do Arsenal de Marinha - 1986

Experiência Profissional:

Engenheiro de Soldagem pela UTC Engenharia desde 2009.

Engenheiro Mecânico – Fiscalização de Obras – PETROBRAS – de 2004 a 2009.

Engenheiro Mecânico – Chefe de Obras – de 2001 a 2004.

Professor de cursos para Inspetores de Soldagem N1 e N2 – FBTS - de 2006 a 2016.

Coordenador de Qualidade – de 1995 a 2001.

Inspetor de Soldagem N1 e N2 — de 1989 a 2016.

Inspetor de Qualidade – Arsenal de Marinha do Rio de Janeiro – de 1986 a 1989.

RESUMO

Foi realizada a soldagem de uma junta de aço inoxidável superduplex UNS S32760, a partir de um tubo de diâmetro externo de 60,3mm, com aproximadamente 9,0mm de espessura em três corpos de prova (CP1, CP2 e CP3) a partir da divisão em três setores ou trechos em três diferentes condições de soldagens, sendo todos os CPs posteriormente divididos em três amostras cada um com o propósito de realizar tratamentos isotérmicos a 850°C por 15 e 60 minutos com resfriamento em água, totalizando nove amostras (CP1.1-3, CP2.1-3 e CP3.1-3). Estas amostras foram utilizadas para a realização das medições dos teores de ferrita (δ), por intermédio de um ferritoscópio, em conjuntos compreendidos por 1, 4 e 36 pontos de medições na raiz e acabamento, confrontando estas medições com avaliações realizadas por meio de microscopias óticas nestas mesmas regiões por meio de análises de imagens através de software, além desta avaliações, também foram realizadas as análises dos parâmetros de soldagens e do teor de nitrogênio no metal de solda e no metal de base.

Desta forma, pretende-se verificar a confiabilidade da metodologia de medição com a utilização de um ferritoscópio nos aços inoxidáveis superduplex da liga UNS S32760.

ABSTRACT

It has been welded one joint of superduplex stainless steel UNS S32760 through a pipe of 60,3mm of external diameter and 9,0mm thickness in three samples (CP1, CP2 and CP3) in three different welding conditions dividing all of them in three other samples (CP1.1-3, CP2.1-3 and CP3.1-3), totalizing nine ones in order to perform isotherm treatments at 850°C for 15 and 60 minutes cooling in water. These ones have been inspected by a ferritoscope in 1, 4 and 36 points of measurements in order to determine the ferrite (δ) content in the weld metal zone on the root and cap locations. After that, all of the samples were evaluated through optical microscopy at the same locations to compare with the measurements made by the ferritoscope with the purpose of verifying the use of ferritoscope in the superduplex stainless welds in the alloy UNS S32760. In this work was performed the chemical analysis of nitrogen content on the weld metal as well as verifying the weld parameters. All of these evaluations are to verify the reliability of the ferritoscope methodology in superduplex stainless steels in the alloy UNS S32760.

LISTA DE FIGURAS

Figura 2.1 – AID em função do percentual de nitrogênio (N), cromo (Cr) e molibdênio (Mo) contidos na liga.....	4
Figura 2.2 – Curvas de engenharia resultantes dos ensaios de tração dos AIA: AISI 304L, UNS SS31803 e UNS 32750.....	9
Figura 2.3 – Influência do níquel (Ni) na microestrutura dos aços inoxidáveis.....	11
Figura 2.4 – Micrografias de AID e AISD solubilizados, onde DL é a direção de laminação: a) UNS S32304, b) UNS S32750, c) UNS 32760.....	13
Figura 2.5 – Diagrama de fase ternário Fe-Ni-Cr.....	13
Figura 2.6 – Início da formação da fase austenítica, nos contornos dos grãos grosseiros da matriz ferrítica. Amostra solubilizada a 1300°C.....	14
Figura 2.7 – Influência do nitrogênio (N) na proporção de fases para uma liga determinada em função da temperatura de solubilização.....	15
Figura 2.8 – Diagrama TTT esquemático, mostrando as fases decorrentes em AID e AISD.....	16
Figura 2.9 – Curvas TTT para a formação da fase σ	22
Figura 2.10 – Solubilidade do nitrogênio (N) na ferrita e na austenita.....	23
Figura 2.11 – Curvas TTT para a liga UNS S32404 (C = 0,04%).....	24
Figura 2.12 – Diagrama esquemático das mudanças microestruturais durante a soldagem de um AID.....	26

Figura 2.13 – Fatores causadores de perda de energia durante a transferência da fonte de soldagem para o metal de base.....	30
Figura 2.14 – Cálculo da eficiência do arco elétrico.....	31
Figura 2.15 – Efeito de diferentes fatores no rendimento térmico dos processos a) TIG e b) MIG em SPRAY.....	32
Figura 2.16 – Ciclo térmico de ponto em relação na junta soldada.....	33
Figura 2.17 – Curva de Repartição térmica.....	34
Figura 2.18 – Ciclos térmicos na soldagem multipasse de um ponto (A) na ZAC próximo ao passe de raiz.....	36
Figura 4.1 – Tubo soldado antes preparação das amostras.....	44
Figura 4.2 – Tubo cortado para determinação das amostras.....	44
Figura 4.3 – Identificação das amostras.....	45
Figura 4.4 – Característica do chanfro das amostras.....	49
Figura 4.5 – Sequência de deposição das camadas e cordões de solda na posição de soldagem horizontal.....	50
Figura 4.6 – Princípio de funcionamento do ferritoscópio.....	52
Figura 4.7 – Ferritoscópio Fischer® FMP 30.....	54
Figura 4.8 – Vistas do sensor de medição do Ferritoscópio FISCHER FMP 30: a) Vista lateral. b) vista inferior.....	54
Figura 5.1 – Aspecto visual e da deposição da soldagem do CP 1.....	61
Figura 5.2 – Soldagem resfriada com jatos de argônio no CP 3.....	62

Figura 5.3 – Tratamentos térmicos dos CPs 1 – 3.....	63
Figura 5.4 – Teor de Ferrita no CP 1 com 1 ponto de medição na face.....	65
Figura 5.5 – Teor de Ferrita no CP 1 com 4 pontos de medições na face.....	66
Figura 5.6 – Teor de Ferrita no CP 1 com 36 pontos de medições na face.....	66
Figura 5.7 – Teor de Ferrita no CP 1 com 1 ponto de medição na raiz.....	67
Figura 5.8 – Teor de Ferrita no CP 1 com 4 pontos de medições na.....	67
Figura 5.9 – Teor de Ferrita no CP 1 com 36 pontos de medições na raiz.....	67
Figura 5.10 – Teor de Ferrita no CP 2 com 1 ponto de medição na face.....	68
Figura 5.11 – Teor de Ferrita no CP 2 com 4 pontos de medições na face.....	68
Figura 5.12 – Teor de Ferrita no CP 2 com 36 pontos de medições na face.....	69
Figura 5.13 – Teor de Ferrita no CP 2 com 1 ponto de medição na raiz.....	70

Figura 5.14– Teor de Ferrita no CP 2 com 4 pontos de medições na raiz.....	70
Figura 5.15 – Teor de Ferrita no CP 2 com 36 pontos de medições na raiz.....	71
Figura 5.16 – Teor de Ferrita no CP 3 com 1 ponto de medição na face.....	71
Figura 5.17 – Teor de Ferrita no CP 3 com 4 pontos de medições na face.....	72
Figura 5.18 – Teor de Ferrita no CP 3 com 36 pontos de medições na face.....	72
Figura 5.19 – Teor de Ferrita no CP 3 com 1 ponto de medição na raiz.....	73
Figura 5.20– Teor de Ferrita no CP 3 com 4 pontos de medições na raiz.....	73
Figura 5.21 – Teor de Ferrita no CP 3 com 36 pontos de medições na raiz.....	74
Figura 5.22 – Localização dos pontos de examinações para as quantificações das fases ferrita (δ), austenita (γ) e fases deletérias.....	77
Figura 5.23 – Microestruturas do MS nas regiões da raiz e enchimento do CP 1.1, reagente de Murakami.....	78
Figura 5.24 – Microestruturas nas regiões da LF e MB do CP 1.1, reagente de Murakami.....	78
Figura 5.25 – Microestruturas na região da face do CP 2.1, reagente de Murakami.....	79

Figura 5.26 – Microestruturas na região da raiz do CP 3.1, reagente de Murakami.....	80
Figura 5.27 – Microestruturas na região da face do CP 1.2, reagente de Murakami.....	81
Figura 5.28 – Microestruturas na região da face do CP 2.2, reagente de Murakami.....	81
Figura 5.29 – Microestruturas na região da LF do CP 3.2, reagente de Murakami.....	81
Figura 5.30 – Microestruturas na região da LF do CP 3.2, reagente de Murakami, com aumento de 800X.....	82
Figura 5.31 – Microestruturas na região da raiz do CP 2.3, reagente de Murakami.....	82
Figura 5.32 – Microestruturas na LF do CP 1.2, reagente de KOH.....	83
Figura 5.33 – Microestruturas na face do CP 1.3, reagente de KOH.....	83
Figura 5.34 – Microestruturas na face do CP 2.2, reagente de KOH.....	84
Figura 5.35 – Microestruturas na raiz do CP 2.3, reagente de KOH.....	84
Figura 5.36 – Microestruturas na raiz do CP 3.2, reagente de KOH.....	84
Figura 5.37 – Microestruturas na raiz do CP 3.3, reagente de KOH.....	85
Figura 5.38 – Microestruturas no MB do CP 3.3, reagente de KOH.....	85

LISTA DE TABELAS

Tabela 2.1 – Composição química para o cálculo do PRE, conforme ASTM A 182 grau F53, para a designação UNS S32750.....	6
Tabela 2.2 – Propriedades físicas comparativas entre os AID, AIF, AIA e o ASTM A 516.....	7
Tabela 2.3 – Valores mínimos relativos aos limites de escoamento (σ_e), de resistência (σ_r) e alongamento (%) e dureza para diversos aços inoxidáveis em estado solubilizado.....	8
Tabela 2.4 – Temperaturas de solubilização de ligas.....	17
Tabela 2.5 – Principais Características Cristalográficas das Fases Presentes em AIS e AISD.....	19
Tabela 2.6 – Efeitos dos elementos de liga na precipitação da fase (σ).....	21
Tabela 2.7 – Eficiência do Processo de Soldagem.....	32
Tabela 4.1 – Composição química do tubo de condução utilizado.....	43
Tabela 4.2 – Propriedades mecânicas do tubo de condução utilizado.....	43
Tabela 4.3 – Identificação das amostras para tratamentos térmicos.....	45
Tabela 4.4 – Classificações dos consumíveis de soldagens dos CPs1 – 3.....	47
Tabela 4.5 – Análises químicas dos consumíveis dos CPs1 – 3.....	47
Tabela 4.6 – Propriedades mecânicas dos consumíveis dos CPs1 – 3.....	48
Tabela 4.7 – Parâmetros de soldagem dos CPs1.1 - 1.3.....	48
Tabela 4.8 – Parâmetros de soldagem dos CPs2.1 - 2.3.....	49

Tabela 4.9 – Parâmetros de soldagem dos CPs3.1 - 3.3.....	49
Tabela 4.10 – Propriedades físicas de alguns AID /AISD.....	50
Tabela 4.11 – Reagentes utilizados para revelar as características microestruturais e proporção das fases ferrita (δ), austenita (γ) e fases deletérias.....	56
Tabela 5.1 – Tempos de resfriamento entre 1200-800°C para os CPs1.1 - 1.3.....	59
Tabela 5.2 – Tempos de resfriamento entre 1200-800°C para os CPs2.1 - 2.3.....	59
Tabela 5.3 – Tempos de resfriamento entre 1200-800°C para os CPs3.1 - 3.3.....	59
Tabela 5.4 – Valores mínimos, médios e máximos de tempos de resfriamentos entre 1200°C - 800°C para os CPs3.1 - 3.3.....	60
Tabela 5.5 – Valores percentuais de ferrita para os CPs 1.1 - 1.3.....	64
Tabela 5.6 – Valores percentuais de ferrita para os CPs 2.1 - 2.3.....	65
Tabela 5.7– Valores percentuais de ferrita para os CPs 3.1 - 3.3.....	65
Tabela 5.8 – Teores de Nitrogênio no MB e ZF na raiz e na face.....	76
Tabela 5.9 – Quantificações de fases das amostras na condição como soldadas (CS).....	86
Tabela 5.10 – Quantificações de fases das amostras na condição de tratadas termicamente a 850°C por um tempo de 15 minutos.....	87
Tabela 5.11 – Quantificações de fases das amostras na condição de tratadas termicamente a 850°C por um tempo de 60 minutos.....	87

LISTA DE SÍMBOLOS, SIGLAS E ABREVIATURAS

AWS:	American Welding Society
σ_{LE} :	Limite de Escoamento
σ_{LR} :	Limite de Resistência à Tração
ZAC:	Zona Afetada pelo Calor
AIA:	Aços Inoxidáveis Austeníticos
AIF:	Aços Inoxidáveis Ferríticos
AID:	Aços Inoxidáveis Duplex
AISD:	Aços Inoxidáveis Super Duplex
DSS:	Duplex Stainless Steel
SDSS:	Super Duplex Stainless Steel
PRE:	Pitting Resistance Equivalence
ZACTE:	Zona Afetada pelo Calor de Temperatura Elevada
ZACTB:	Zona Afetada pelo Calor de Temperatura Baixa
ZF:	Zona Fundida
MIO:	Microscopia Ótica
MB:	Metal de Base
MS:	Metal de Solda
LF:	Linha de Fusão
ZF:	Zona Fundida
T_0 :	Temperatura de Interpasse
H:	Energia de soldagem
τ :	Parâmetro adimensional para determinação do regime de espessuras.

SUMÁRIO

DEDICATÓRIA.....	ii
AGRADECIMENTOS.....	iii
CURRICULUM VITAE.....	v
RESUMO.....	vi
ABSTRACT.....	vii
LISTA DE FIGURAS.....	viii
LISTA DE TABELAS.....	xiii
LISTA DE SÍMBOLOS, SIGLAS E ABREVIATURAS.....	xv
SUMÁRIO.....	xvi
 1. INTRODUÇÃO E JUSTIFICATIVA.....	 1
2. REVISÃO BIBLIOGRÁFICA.....	2
2.1 AÇOS INOXIDÁVEIS DUPLEX.....	2
2.1.1 ASPECTOS HISTÓRICOS.....	2
2.1.2 CARACTERÍSTICAS FÍSICAS.....	6
2.1.3 CARACTERÍSTICAS MECÂNICAS.....	7
2.1.4 CARACTERÍSTICAS METALÚRGICAS.....	9
2.1.4.1 TRATAMENTOS TÉRMICOS.....	15
2.1.4.2 CARACTERÍSTICA E MORFOLOGIA DOS PRECIPITADOS.....	18
2.1.4.2.1 AUSTENITA SECUNDÁRIA (γ_2).....	20
2.1.4.2.2 FASE SIGMA (σ).....	20
2.1.4.2.3 FASE CHI (χ).....	22
2.1.4.2.4 NITRETOS CR_2N E CRN	23
2.1.4.2.5 CARBONETOS $M_{23}C_6$ E M_7C_3	23
2.1.5 CARACTERÍSTICAS MAGNÉTICAS.....	24
2.2 METALURGIA DA SOLDAGEM DOS AID.....	25
2.2.1 INTRODUÇÃO.....	25
2.2.2 HISTÓRIA TÉRMICA.....	26
2.2.3 BALANÇO DE ENERGIA TÉRMICA NA SOLDAGEM.....	29
2.2.3.1 ZONA AFETADA PELO CALOR (ZAC).....	34
2.2.3.2 ZONA FUNDIDA (ZF).....	34
2.2.3.3 CICLO TÉRMICO.....	33
2.2.3.4 SOLDAGEM MULTIPASSE.....	35
2.2.3.5 PROCESSO DE SOLDAGEM – GTAW	37
2.2.3.6 CARACTERÍSTICAS GERAIS.....	37
2.2.3.7 CONSUMÍVEIS.....	38
2.2.3.8 METAIS DE ADIÇÃO.....	38
2.2.3.9 GASES.....	38
2.2.3.10 EQUIPAMENTOS.....	39
2.2.3.11 RECOMENDAÇÕES IMPORTANTES.....	40
3. OBJETIVO.....	42

4. MATERIAIS E MÉTODOS.....	43
4.1 MATERIAIS.....	43
4.1.1 PREPARAÇÃO, CORTES E IDENTIFICAÇÕES DAS AMOSTRAS.....	43
4.1.2 IDENTIFICAÇÕES DAS AMOSTRAS.....	44
4.2 TRATAMENTO TÉRMICO.....	45
4.3 SOLDAGEM.....	46
4.3.1 PROCESSO.....	46
4.3.2 CONSUMÍVEIS DE SOLDAGEM.....	47
4.3.3 VARIÁVEIS DE SOLDAGEM.....	48
4.3.4 CARACTERÍSTICAS DO CHANFRO.....	49
4.3.5 SEQUENCIAL DE DEPOSIÇÃO DA SOLDAGEM.....	50
4.4 TÉCNICAS DE AVALIAÇÃO.....	50
4.4.1 TEMPO DE RESFRIAMENTO.....	50
4.4.2 FERRITOSCÓPIO	51
4.4.2 MICROSCOPIA ÓTICA.....	55
4.4.4 TEOR DE NITROGÊNIO.....	57
5. RESULTADOS E DISCUSSÃO.....	58
5.1 SOLDAGEM.....	58
5.1.1 TEMPO DE RESFRIAMENTO.....	58
5.1.1.1 DETERMINAÇÃO DO PARÂMETRO (τ).....	58
5.1.1.2 DETERMINAÇÃO DO TEMPO DE RESFRIAMENTO.....	58
5.2. TRATAMENTO TÉRMICO.....	63
5.3. FERRITOSCÓPIO	64
5.4. TEOR DE NITROGÊNIO.....	75
5.5. MICROSCOPIA ÓTICA.....	77
6. CONCLUSÕES.....	88
SUGESTÕES DE TRABALHOS FUTUROS.....	91
7. REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS.....	92

1. INTRODUÇÃO E JUSTIFICATIVA.

Os aços inoxidáveis superduplex são ligas que combinam elevadas resistências mecânica e corrosão. Estas propriedades são devidas à fina morfologia encontrada em sua microestrutura composta por quantidades similares de ferrita delta (δ) e austenita (γ), assim como, às altas concentrações de Cr, Ni, Mo e N contidas em solução sólida. Estes aços são utilizados em componentes de processo em indústrias químicas e petroquímicas, assim como na indústria naval e offshore. De acordo com o teor de cromo presente na liga, os AID podem ser classificados, por exemplo, como AISD, onde o teor de cromo está na faixa dos 25%, e em nos AID que estão próximos dos 23%. Entretanto, as condições decorrentes das operações de soldagem podem conduzir ao desbalanço microestrutural e à precipitação de fases deletérias resultando em um decréscimo destas propriedades. Desta forma são utilizadas, nas verificações de campo, as técnicas de medição da permeabilidade magnética com a utilização de um ferritoscópio.

Portanto, foi executada a soldagem de uma junta de AISD UNS S 32760, onde foram realizadas avaliações das medições dos teores de ferrita (δ), procurando estudar a influência do número de medições realizadas com o ferritoscópio, confrontando os resultados obtidos com as análises de imagens por meio da microscopia ótica.

2. REVISÃO BIBLIOGRÁFICA.

2.1 AÇOS INOXIDÁVEIS DUPLEX.

2.1.1 ASPECTOS HISTÓRICOS.

Os AID são aços bifásicos compostos de austenita (γ) e ferrita (δ) em sistemas Fe-Ni-Cr e surgiram no início do século XX, por volta de 1927. Bain e Griffiths provavelmente foram os primeiros pesquisadores que utilizaram esta definição, por conseguinte Reick et al. (1992) relatam que as primeiras corridas somente foram produzidas anos mais tarde.

De acordo com IMOA (2014), os suecos na década de 1930, iniciaram as primeiras produções destinadas às aplicações na indústria celulósica e para minimizar os problemas de corrosão intergranular com AIA então empregados, pois continham elevados teores de carbono em sua composição química. Ainda de acordo com IMOA (2014), os finlandeses também iniciaram a produção de seus AID, registrando patente em 1936 na França, sendo os predecessores do produto comercial conhecido como o URANUS 50.

Nilsson (1992), relata que a partir de 1930, os AID tornaram-se disponíveis comercialmente, sendo comparados inicialmente aos AIA, entretanto possuíam diferenças em suas propriedades mecânicas e resistência a corrosão mais resistentes.

Três períodos históricos ou três gerações se caracterizam pela evolução tecnológica, ou seja, a capacidade de remoção de impurezas ou elementos residuais, possibilidade de adicionar nitrogênio, pois conforme IMOA (2014), a partir desta adição, tornou-se possível melhorar sua soldabilidade, reduzindo os

problemas relativos à baixa tenacidade e a resistência a corrosão da ZAC devido ao excesso de ferrita (δ), pois estas deficiências limitavam, portanto, suas respectivas aplicações.

A primeira geração foi concluída com a possibilidade de adição do nitrogênio com a invenção do processo *Argon Oxygen Decarburization* (AOD), em 1968, o que possibilitou o aumento da resistência a corrosão e da tenacidade (IMO, 2014).

A segunda geração se iniciou com a melhoria do desenvolvimento da formulação do aço, quanto ao refino dos elementos residuais com o aperfeiçoamento do processo AOD e a criação do processo *Vacuum Oxygen Decarburization* (VOD), pois se tornava necessária a melhoria do material para aplicações na crescente exploração de petróleo no Mar do Norte pela indústria off-shore, pois apresentavam propriedades elevadas de resistência mecânica e de corrosão, além de possibilitarem a diminuição da espessura em comparação com outros materiais (REICK et al., 1992, e IMO, 2014).

A terceira geração dos AID foi para minimizar certas deficiências, pois de acordo com Gunn (2003), estes aços apresentavam ainda baixa resistência a corrosão intergranular, em certas condições de serviço, pois possuíam uma alta relação entre os elementos cromo (Cr) e níquel (Ni), apesar do teor de carbono (C) estar abaixo de 0,03%. Esta relação conduzia à obtenção de juntas soldadas com ZAC quase ferríticas, de granulação grosseira, na sua totalidade. Como a solubilidade dos elementos carbono (C) e nitrogênio (N) é muito baixa na ferrita, carbonetos e nitretos precipitavam-se ao longo dos contornos de grãos provocando uma diminuição local de cromo (Cr) na matriz, caracterizando

desta forma a sensitização. Para superar este inconveniente, níveis maiores de níquel (Ni) e nitrogênio (N) foram adicionados para melhorar a resistência à corrosão intergranular. O aço DIN W 1.4462 (UNS S31803) desenvolvido na Alemanha, tornou-se muito popular devido ao seu balanço na composição química (relação Cr/Ni), além da adição do nitrogênio (N), proporcionando o aumento da resistência à corrosão intergranular. Desta forma, a adição de nitrogênio (N) na composição química do aço foi estudada de maneira a possibilitar sempre mantê-la em níveis próximos ao limite de solubilidade, se constituindo assim no desenvolvimento da terceira geração dos AID demonstrando que as condições de produção e soldabilidade haviam sido estabelecidas do ponto de vista metalúrgico (GUNN, 2003).

A figura 2.1 ilustra o desenvolvimento dos diferentes graus de AID laminados a quente em função dos níveis de nitrogênio (N), cromo (Cr) e molibdênio (Mo) contidos na liga.

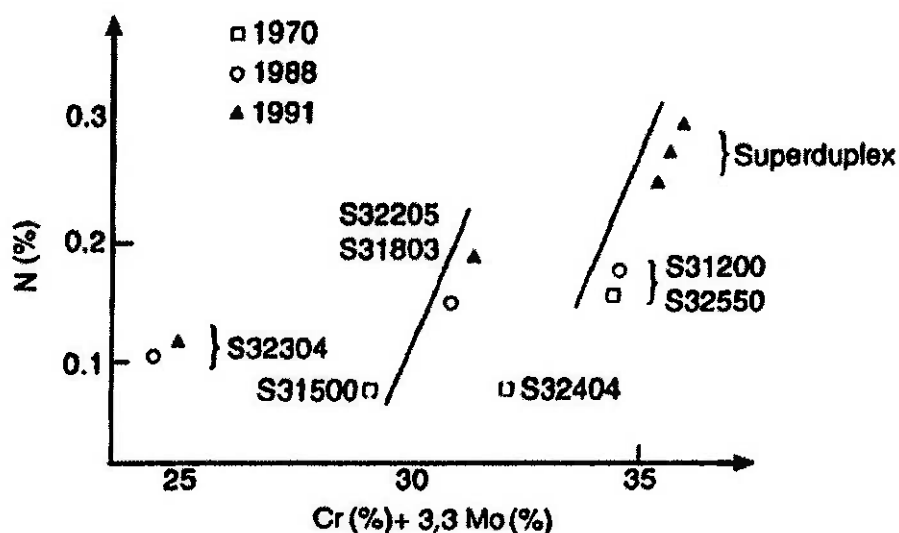


Figura 2.1 – AID em função do percentual de nitrogênio (N), cromo (Cr) e molibdênio (Mo) contidos na liga (GUNN, 2003).

Na década de 70, o AID UNS S32550 foi um dos graus com maior teor de elementos de liga, com aproximadamente 25% de cromo (Cr) e contendo, em média, níveis de cobre (Cu) de 2%.

Nos anos oitenta, buscando atender aplicações em meios mais agressivos, foram desenvolvidos, a partir dos AID, os aços inoxidáveis superduplex (AIDSD), os quais possuíam um teor maior de elementos de liga.

Assim, para que fosse possível estabelecer a resistência à corrosão da liga por intermédio de um índice ou um valor de referência foi estabelecido o índice de equivalência de resistência ao pite, PRE, (*Pitting Resistance Equivalent*), calculado conforme a equação (2.1) (GUNN, 2003).

$$PRE = \%Cr + 3,3.(\%Mo) + 16.(\%N) \quad (2.1)$$

A equação (1), obtida empiricamente, é a mais empregada e pode tomar diversas formas. No entanto, devido à introdução de tungstênio (W), o PRE de alguns AIDSD é determinado através da aplicação da equação (2.2), adicionando-se o índice "W" à sigla PRE (GUNN, 2003):

$$PRE_w = \%Cr + 3,3.(\%Mo + 0,5.\%W) + 16.(\%N) \quad (2.2)$$

PRE maiores que 40 são característicos dos AIDSD (REICK et al., 1992 e GUNN, 2003). Entretanto, se considerarmos a composição química estabelecida nos limites inferiores permitidos pelas normas de fabricação, os AIDSD poderão ter um valor inferior a 40, excetuando-se as ligas correspondentes à designação UNS S32760 onde são requeridos valores mínimos iguais a 40. Como exemplo, observa-se, conforme a tabela 2.1, um PRE de 37,74 para a designação UNS S32750 utilizando a equação (2.1).

Deste modo, esta situação deverá ser levada em consideração nas classificações das normas internacionais para distinção efetiva dos AID e AISD.

Tabela 2.1 – Composição química para o cálculo do PRE, conforme ASTM A 182 grau F53, para a designação UNS S32750.

Especificação	Grau	UNS	Composição química (% em peso). (Fe) balanço.				
			Cr	Ni	Mo	N	PRE
ASTM A 182	F53	S32750	24,00 a 26,00	6,0 a 8,0	3,0 a 5,0	0,24 a 0,32	37,74

2.1.2 CARACTERÍSTICAS FÍSICAS.

Os AID e AISD possuem baixo coeficiente de expansão térmica se comparados com AIA, estando próximo em valor ao dos aços carbono. Este fenômeno reduz em parte os requisitos para o emprego em juntas de expansão e confere condições convenientes para o emprego em serviços que envolvam ciclos térmicos. Por outro lado, a condutividade térmica de alguns graus é levemente superior que os AIA. Estes fatos, combinados com a alta resistência mecânica, os tornam atrativos em situações onde são exigidas reduções de peso, ou seja, em componentes de paredes finas, tais como, tubulações e vasos de pressão. Desta forma, como os AID e AISD possuem aproximadamente 50% de ferrita, eles se apresentam levemente magnéticos permitindo a instalação de fixadores magnéticos durante as operações de usinagem.

A tabela 2.2 apresenta as principais propriedades físicas dos diversos AID e AISD comparados aos AIF, AIA e ao aço ASTM A 516.

Tabela 2.2 – Propriedades físicas comparativas entre os AID, AIF, AIA e o ASTM A 516 (Adaptada de GUNN, 2003).

Aços	Denominação	Temperatura (°C)	Módulo de Young (GPa)	Coefficiente de Expansão Térmica (10^{-6} K^{-1})	Condutividade Térmica ($\text{Wm}^{-1}\text{K}^{-1}$)
ASTM A 516		20	205	12,5	60
AIF	S43000	20	205	10	22
	S44700	20	205	10	21
AIA	S30400	20	205	16	16
	N08904	20	205	16	15
AID	S31803	20	200	---	14
		100	190	13	15
		200	180	14	17
		300	170	14,5	18
	S32304	20	200	13	16
AISD	S32750	20	200	13	14
	S32760	20	190	12,8	12,9
	S32520	20	205	13,5	17
		100	195	14	18
		200	185	14,5	19

2.1.3 CARACTERÍSTICAS MECÂNICAS.

É possível perceber que os AID e os AISD apresentam resistência mecânica superior aos AIA e os AIF, isto se deve, principalmente, pelo efeito do refino de grão obtido da existência de uma fina microestrutura bifásica e pelo endurecimento produzido por solução sólida essencialmente pelo nitrogênio (N). De acordo com Brandi, (1992), as propriedades mecânicas dos AID são superiores aos AIA e AIF devido a fase ferrítica, em relação ao limite de escoamento e a fase austenítica quanto ao limite de resistência, além dos aspectos relacionados com a anisotropia da microestrutura. A tabela 2.3

apresenta as propriedades mecânicas dos diversos AID e AISD quando comparadas com as outras famílias de aços inoxidáveis de acordo com a especificação ASTM A 240. Em complemento, a figura 2.2 apresenta as curvas tensão-deformação obtidas no ensaio de tração para diversos aços inoxidáveis, observando-se a elevada resistência mecânica do AID SAF 2205 (equivalente ao UNS S31803) e do AISD 2507 (equivalente ao UNS S32750) em relação ao AIA de classificação AISI 304L.

Tabela 2.3 – Valores mínimos relativos aos limites de escoamento (σ_e), de resistência (σ_r) e alongamento (%) e dureza para diversos aços inoxidáveis em estado solubilizado (adaptado de GUNN, 2003).

Aço	UNS	σ_e (MPa)	σ_r (MPa)	Alongamento (%)	Dureza	
					(HB)	(HRC)
AIF	S40900	205	380	20	179	---
	S44700	415	550	20	223	20
AIA	S31603	170	485	40	217	---
	S31254	300	650	35	223	---
AID	S31200	450	690	25	293	31
	S31803	450	620	25	293	31
	S32304	400	600	25	290	32
	S32550	550	760	15	302	32
AISD	S32750	550	795	15	310	32
	S32760	550	750	25	270	---
	S32900	485	620	15	269	28
	S32950	485	690	15	293	32

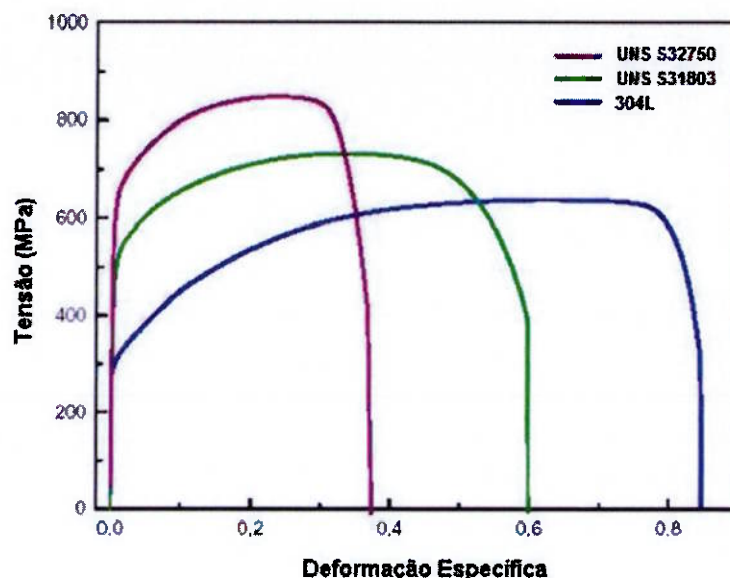


Figura 2.2 – Curvas de engenharia resultantes dos ensaios de tração dos AIA: AISI 304 L, AID UNS S31803 e AISD UNS 32750 (Adaptada de SANDVIK, 2012).

2.1.4 CARACTERÍSTICAS METALÚRGICAS.

De acordo com Muthupandi et al. (2003), as excelentes propriedades dos AID e AISD são devidas às suas finas microestruturas bifásicas compostas por ferrita (δ) e austenita (γ) presentes em proporções semelhantes. Entretanto, as interações entre os principais elementos de liga, particularmente Cr, Mo, N e Ni são bastante complexas. A fim de atingir uma microestrutura estável, que responda adequadamente tanto ao processamento e fabricação, quanto às condições de serviço, devem ser levadas em consideração as proporções de cada um desses elementos (IMOA, 2014). Desta forma, os efeitos mais importantes dos elementos de liga nas propriedades mecânicas, físicas e químicas dos AID e AISD são descritos a seguir:

Cromo (Cr): Um teor mínimo de cerca 10,5% deste elemento é necessário para a formação de um filme estável que garanta a proteção dos aços contra ações corrosivas do meio ambiente (IMOA, 2014). A resistência à corrosão dos aços inoxidáveis aumenta conforme o maior teor de cromo (Cr) na liga. Este elemento é um forte formador de ferrita (δ), favorecendo a formação de uma estrutura cúbica de corpo centrado (CCC) no aço (GUNN, 2003).

Molibdênio (Mo): Aumentar a resistência à corrosão por pites em meios contendo cloretos (GUNN, 2003 e IMOA, 2014). Este elemento é um forte formador de ferrita (δ) de estrutura CCC, aumentando também a tendência à precipitação de compostos intermetálicos na estrutura dos AID e AISD, semelhante ao cromo (Cr), (GUNN, 2003 e IMOA, 2014). A adição de pelo menos 3% de Mo é recomendada para prevenir a corrosão por pites em serviços com altas temperaturas em meio marinho, no entanto, a adição está limitada a, aproximadamente, 4% devido à grande tendência de formação de compostos intermetálicos, tal como a fase sigma (σ), durante as operações de processamento destes aços em temperaturas elevadas (GUNN, 2003 e IMOA, 2014).

Nitrogênio (N): De acordo com Pardal (2009), o nitrogênio (N) possui efeitos benéficos nos aços inoxidáveis, tais como, o aumento da resistência à corrosão por pites, a precipitação de austenita (γ) e o aumento da resistência da liga devido ao mecanismo de endurecimento por solução sólida. A estabilização contra a precipitação de fases intermetálicas, tais como sigma (σ) e chi (χ), é outra das ações importantes deste elemento nos AID (GUNN, 2003

e IMOA, 2014). Conforme IMOA (2014), o nitrogênio (N) é um forte formador de austenita (γ) e pode substituir, em pequenas proporções, o níquel (Ni) em AIA.

Níquel (Ni): De acordo com Gunn (2003) e IMOA (2014), e conforme anteriormente mencionado, o Níquel (Ni) é um forte estabilizador da austenita (γ), em um sistema de estrutura cúbica de faces centradas (CFC). Assim como existem os estabilizadores de ferrita (δ), existem um grupo de elementos que são estabilizadores da austenita (γ) e que podem ser agrupados para determinação do níquel equivalente (Ni_{eq}). A adição de níquel (Ni) aos AID e AISD depende do teor de cromo (Cr) na liga, de maneira que existam proporções semelhantes de fases (GUNN, 2003). A figura 2.3 ilustra a influência do níquel (Ni) na microestrutura dos aços inoxidáveis (IMOA, 2014):

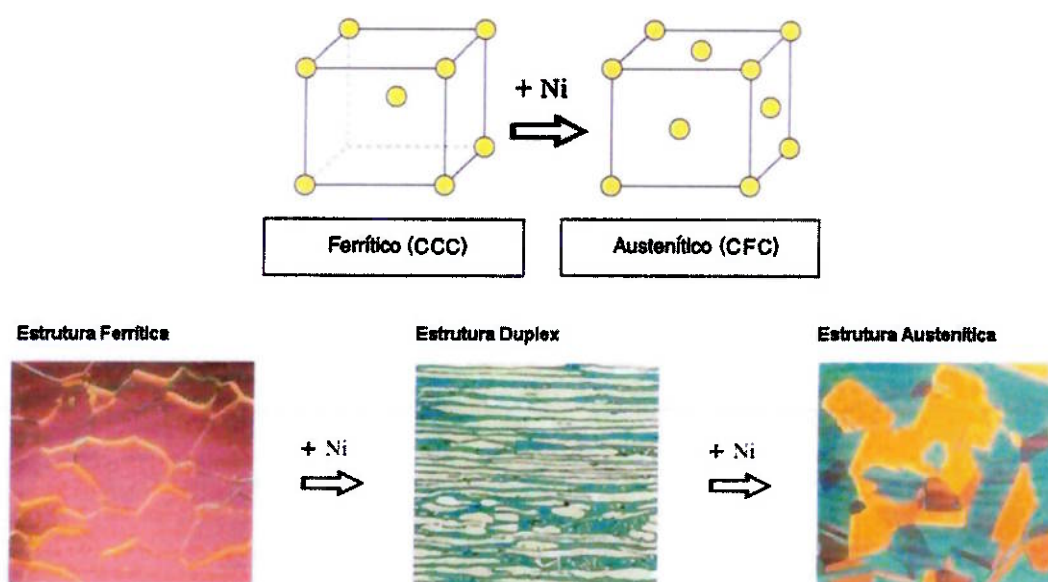


Figura 2.3 – Influência do níquel (Ni) na microestrutura dos aços inoxidáveis (IMOA, 2014).

Cobre (Cu): De acordo com Gunn (2003), a adição de cobre (Cu) em AID e AISD é limitada a cerca de 2%, pois altos valores deste elemento diminuem a ductilidade a quente, conduzindo à precipitação de finos compostos intermetálicos ricos em cobre (Cu), conhecidos como fase épsilon (ϵ).

Tungstênio (W): São adicionados até 2% nos AID e AISD para melhorar a resistência à corrosão por pites e aumenta a resistência à corrosão por frestas em soluções aquecidas contendo cloretos. Entretanto, favorece a precipitação de compostos intermetálicos em temperaturas entre 700°C e 1000°C e intensifica a precipitação de austenita secundária no metal de solda, favorece a formação da fase intermetálica chi (χ), quando adicionado como elemento de liga no metal de solda (GUNN, 2003).

Pela figura 2.4, no caso dos AID e AISD trabalhados, os grãos deformados evidenciam uma forte textura com a orientação devido à ação dos rolos laminadores durante a laminação, seguido de tratamento de solubilização em alta temperatura. As proporções são obtidas pelos fabricantes através do controle simultâneo da composição química e da temperatura de solubilização do material (GUNN, 2003).

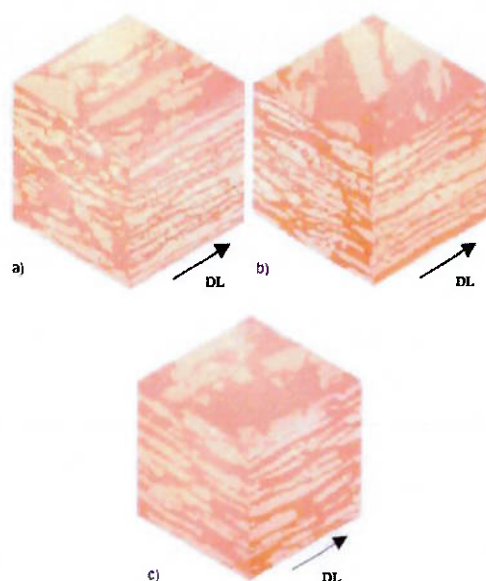


Figura 2.4 – Micrografias de AID e AISD solubilizados, onde DL é a direção de laminação: a) UNS S32304, b) UNS S32750, c) UNS 32760. (GIRALDO, 2001).

O diagrama de fase ternário Fe-Cr-Ni é uma das ferramentas mais importantes para o entendimento do comportamento metalúrgico dos AID e AISD (IMOA, 2014 e LIPPOLD e KOTECKI, 2005). A figura 2.5 apresenta as projeções das linhas *liquidus* (a) e *solidus* (b), que descrevem o comportamento na solidificação de ligas pertencentes a este sistema (LIPPOLD e KOTECKI, 2005).

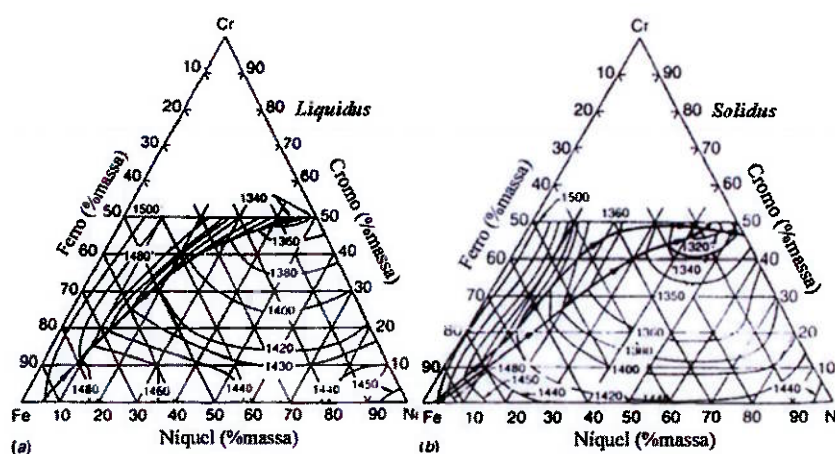


Figura 2.5 – Diagrama de fase ternário Fe-Ni-Cr (LIPPOLD e KOTECKI, 2005).

A austenita que começa a se precipitar nucleia e cresce primeiramente no contorno de grão da ferrita e, posteriormente, ao longo de direções cristalográficas preferenciais no interior dos grãos ferríticos (IMOA, 2014 e LIPPOLD e KOTECKI, 2005). A figura 2.6 mostra o início da nucleação de grãos de austenita (γ) preferencialmente, nos contornos da matriz ferrítica, em uma amostra de AID tratada a 1300°C e resfriada em água (GHOSH. e MONDAL, 2008).

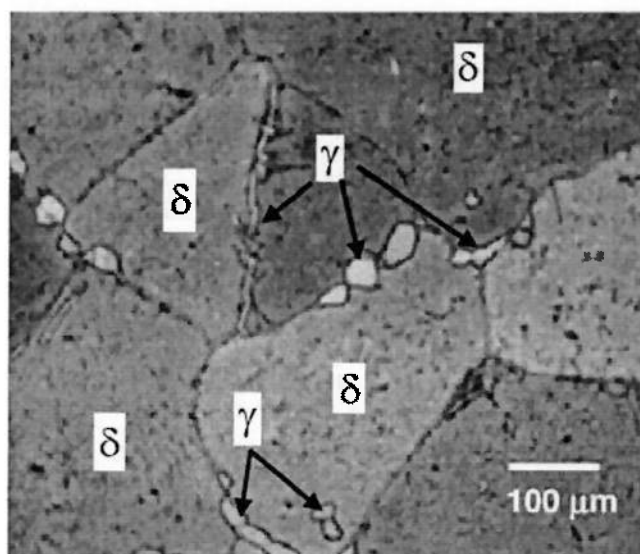


Figura 2.6 – Início da formação da fase austenítica, nos contornos dos grãos grosseiros da matriz ferrítica. Amostra solubilizada a 1300°C (GHOSH e MONDAL, 2008).

O teor de nitrogênio (N) possui mais influência na estabilidade da estrutura duplex que o teor de cromo (Cr) ou molibdênio (Mo). Na figura 2.7, observa-se que adições entre 0,22% e 0,28% de nitrogênio (N) em uma liga de AISD promove uma fração volumétrica de ferrita (δ) de cerca de 50% a, aproximadamente 1250°C, em relação a quase 80% de ferrita (δ) com 0,18% de nitrogênio (N). No entanto, é difícil determinar a microestrutura de um AID

ou AISD a partir destes diagramas, pois os efeitos de outros elementos de liga podem modificar a extensão dos campos respectivos (GUNN, 2003).

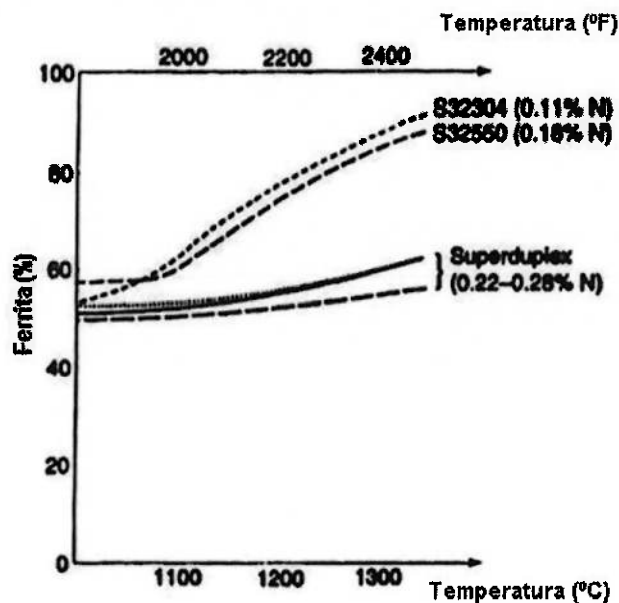


Figura 2.7 – Influência do nitrogênio (N) na proporção de fases para uma liga determinada em função da temperatura de solubilização (GUNN, 2003).

2.1.4.1 TRATAMENTOS TÉRMICOS

De acordo com Pardal (2009), várias são as mudanças microestruturais que podem acontecer nos AID e AISD a partir da realização de tratamentos térmicos. A maioria dessas transformações está associada à ferrita (δ), pois a taxa de difusão respectiva é aproximadamente 100 vezes mais rápida do que na austenita (γ), o que se deve, principalmente, ao menor parâmetro de rede da estrutura cristalina CCC. Além disso, a ferrita é enriquecida em cromo (Cr) e molibdênio (Mo), que são conhecidos por promover a precipitação de fases intermetálicas. A solubilidade destes elementos diminui na ferrita conforme o decréscimo da temperatura, aumentando desta forma a possibilidade da

precipitação destes compostos durante a realização dos tratamentos térmicos (GUNN, 2003).

Os diagramas TTT (Transformação-Temperatura-Tempo) são muito utilizados para descrever a suscetibilidade dos diferentes graus de fragilização. A figura 2.8 apresenta um diagrama TTT estabelecendo as faixas, de temperatura e tempo, nas quais existe a possibilidade de ocorrência de precipitações das fases, dentre as quais se destacam as fases sigma (σ), chi (χ) e alfa linha (α'), bem como também o nitreto de cromo (Cr_2N) nos AID e AISD, possibilitando a fragilização da liga e devendo, portanto, serem evitados. Nesta figura é possível observar como o cromo (Cr), o molibdênio (Mo), o tungstênio (W) e o silício (Si) tendem a acelerar a formação desses precipitados, particularmente as fases (σ) e (χ) (LIPPOLD e KOTECKI, 2005).

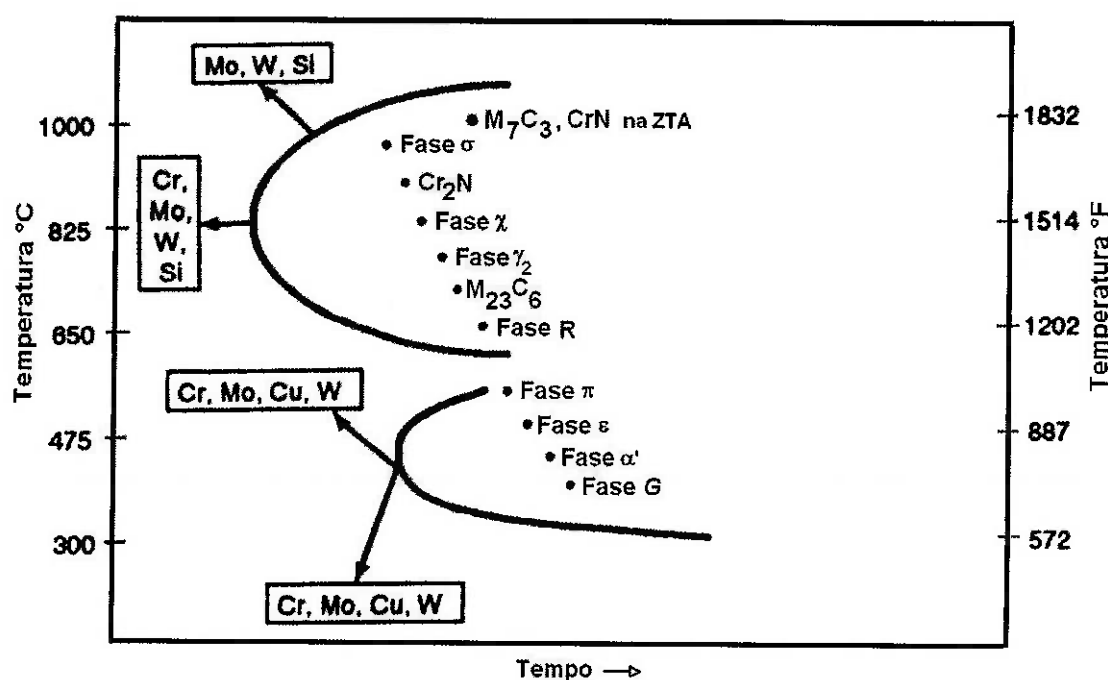


Figura 2.8 – Diagrama TTT esquemático, mostrando as fases decorrentes em AID e AISD (DAVIS, 1996).

De acordo com Pardal (2009), os AISD podem ser usados satisfatoriamente em aplicações industriais, desde que sejam tomadas as providências necessárias durante o tratamento, como, por exemplo, o resfriamento rápido após a retirada da peça do forno. No entanto, em casos específicos de peças de grandes espessuras, devem ser adotadas providências adicionais para a execução dos tratamentos térmicos (GUNN, 2003). Gunn (2003) descreve ainda, que os precipitados formados podem ser redissolvidos mediante o tratamento térmico de solubilização, a 1050°C ou em temperaturas superiores, dependendo da composição química da liga. Como exemplo, alguns minutos entre 1050°C e 1070°C são suficientes para as designações UNS S32550 e UNS S32750, embora 1100°C seja recomendável para os graus contendo tungstênio (W), tais como a designação UNS S32760.

É importante ressaltar que na fabricação dos AID e AISD os aspectos normativos devem ser sempre considerados. Como exemplo, a especificação ASTM A 790 estabelece as temperaturas nas quais os materiais deverão ser tratados termicamente de maneira que alcancem as propriedades mecânicas e metalúrgicas adequadas. A tabela 2.4 apresenta algumas ligas e suas respectivas temperaturas de solubilização.

Tabela 2.4 – Temperaturas de solubilização de ligas (ASTM A 790, 2011).

Designação	Temperatura (°C)	Resfriamento
UNS S31803	1020 – 1100	Rápido em água ou ar
UNS S32304	925 - 1060	Rápido em água ou ar
UNS S32750	1025 - 1125	Rápido em água ou ar
UNS S32760	1070 - 1140	Rápido em água ou ar

2.1.4.2 CARACTERÍSTICA E MORFOLOGIA DOS PRECIPITADOS

A taxa de difusão na estrutura ferrítica nos AID e AISD é elevada e, desta forma, muito instável. Sendo assim, uma grande variedade de fases secundárias pode precipitar no intervalo de temperaturas entre 300°C e 1000°C durante tratamentos isotérmicos e soldagens, conforme pode ser observado pela figura 2.8.

A tabela 2.5 apresenta, portanto, as principais características dos diferentes tipos de precipitados observados nos AID e AISD. A característica, disposição e morfologia desses precipitados variam acentuadamente conforme a temperatura, tempo e composição química da liga.

É importante ressaltar que serão abordadas as precipitações possíveis de ocorrer durante as operações de soldagens.

Tabela 2.5 – Principais Características Cristalográficas das Fases Presentes em AIS e AISD (GUNN, 2003, SMUK, 2004, LONDOÑO, 2001 e NILSON, 1992).

Fase Precipitada	Fórmula	Cr	Ni	Mo	Temperatura de Formação (°C)	Sistema Cristalino	Parâmetro de Rede (Å)	Localização Preferencial
Ferrita (δ)	δ	27,4	8,7	4,0	-	CCC	$a = 2,86-2,88$	Matriz
Alfa Linha (α')	α'	65	2,5	13	300-525	CCC	$a = 2,86-2,88$	Intragranular na ferrita (δ)
G	$Ti_6Ni_{16}Si_7$	25	25	4	300-400	-	-	Interfaces (α'/α'')
Austenita (γ)	γ	26,6	9,6	3,3	<1250	CFC	$a = 3,58-3,62$	Intragranular na ferrita (δ)
Austenita Secundária (γ_2)	Tipo 1	27,4	8,7	4,0	650	CFC	-	Intragranular na ferrita (α)
	Tipo 2	24,3	11	3,4	>650		-	Interfaces (δ/γ) e δ
	Tipo 3	-	-	-	700-900		-	Com σ
Sigma (σ)	Fe-Cr-Mo	30	4	7	600-1000	Tetragonal	$a = 8,79$ $c = 4,54$	Interface δ/γ
Chi (χ)	$Fe_{36}Cr_{12}Mo_{10}$	25	3	14	700-900	CCC	$a = 8,92$	Interface δ/γ
R ou Laves	Fe-Cr-Mo	25	6	35	550-650	Romboédrica	$a = 9,01$ $\alpha = 74^\circ 30'$	Interface δ/γ e δ
						Hexagonal	$a = 10,903$ $c = 19,34$	
Nitretos de Cromo	Cr_2N	72	6	15	550 - 1000	Hexagonal	$a = 4,795$ $c = 4,469$	Intragranular na ferrita (δ)
	CrN					Cúbico	$a = 4,13-4,47$	
Pi (π)	$Fe_7Mo_{13}N_4$	35	3	34	550-600	Cúbico	$a = 6,47$	Intragranular na ferrita (δ)
Epsilon (ϵ)	α rica em cobre	-	-	-	400 - 650	-	-	Intragranular na ferrita (δ)
Tau (τ)	τ	-	-	-	550 - 650	Ortorrômbica	$a = 4,05$ $b = 4,84$ $c = 2,86$	-
Carbonetos de Cromo	M_7C_3	-	-	-	950-1050	-	$a = 4,52$ $b = 6,99$ $c = 12,11$	Interface δ/γ
	$M_{23}C_6$	58	2,5	12	600-950	CFC	$a = 10,56-10,65$	Interface δ/γ

2.1.4.2.1 Austenita Secundária (γ_2)

De acordo com Gunn (2003), o princípio de formação da austenita secundária (γ_2) pode ser através de diferentes mecanismos de decomposição, dependendo da temperatura a que o aço foi submetido. Durante o resfriamento, a partir de altas temperaturas, a fração em equilíbrio da ferrita (δ) é alta e desta forma, a decomposição da ferrita pode ocorrer em baixas temperaturas.

Segundo Londoño (2001), abaixo da temperatura solidus os AID são totalmente ferríticos e durante o resfriamento, transformam-se em austenita primária (γ), no entanto, se o resfriamento for muito rápido, este processo de transformação poderá ser prejudicado, obtendo-se uma estrutura com elevados teores de ferrita e, então, por meio de um reaquecimento, podendo ser por soldagem ou tratamento térmico, poderá ocorrer a precipitação da austenita secundária (γ_2) a partir de uma fase metaestável rica em ferrita.

2.4.2.3.2 Fase Sigma (σ)

É um precipitado rico em cromo (Cr) e molibdênio (Mo), fortemente fragilizante, que se forma em temperaturas entre 600°C e 1000°C, no entanto, este intervalo de temperatura é muito influenciado pela composição química da liga e pelo tempo de permanência nesta faixa de temperatura (GUNN, 2003 e NILSSON, 1992).

Segundo Pardal (2009) e Smuk (2004) um percentual de 4% em volume resultaria em um decréscimo de 90% da tenacidade e frequentemente, conforme Gunn (2003), a presença de fase sigma pode ser associada à redução da tenacidade ao impacto e a diminuição da resistência à corrosão.

Londoño (1997) descreve, conforme podem ser observados na tabela 2.6, os efeitos na formação da fase sigma para os elementos de liga que constituem os AID e AISD e de acordo com Gunn (2003), a figura 2.9 apresenta as curvas para o início da formação da fase (σ) para as condições solubilizada (reaquecendo desde a temperatura ambiente) e tratada isotermicamente (com prévio resfriamento contínuo a partir de temperaturas maiores).

Tabela 2.6 – Efeitos dos elementos de liga na precipitação da fase (σ) (LONDOÑO, 1997).

Elemento	Efeitos na Precipitação			Mecanismo de Influência na Cinética
	Cinética	Fração	Faixa de Temperatura	
Cr	Acelera	Aumenta	-	-
Mo	Acelera	Aumenta	Temp. maiores	-
Ni	Acelera	Diminui	-	Diminui a fração de δ , ficando mais rica em Cr e Mo.
Si	Acelera	-	Temp. menores	-
W	Acelera	-	Temp. maiores e menores	-
Mn	Acelera	-	-	-
Cu	Retarda	-	-	-
N	Acelera Retarda	Diminui	-	Diminui a fração de δ , ficando mais rica em Cr e Mo. Mas, para uma fração cte. de δ , ao aumentar o N, o Ni pode ser reduzido. Com isto a precipitação da σ é retardada.
C	Retarda	-	-	A precipitação de carbonetos ricos em Cr nas interfaces δ/γ pode retardar a precipitação da σ . Mas, por outro lado, estes carbonetos podem participar na nucleação da σ

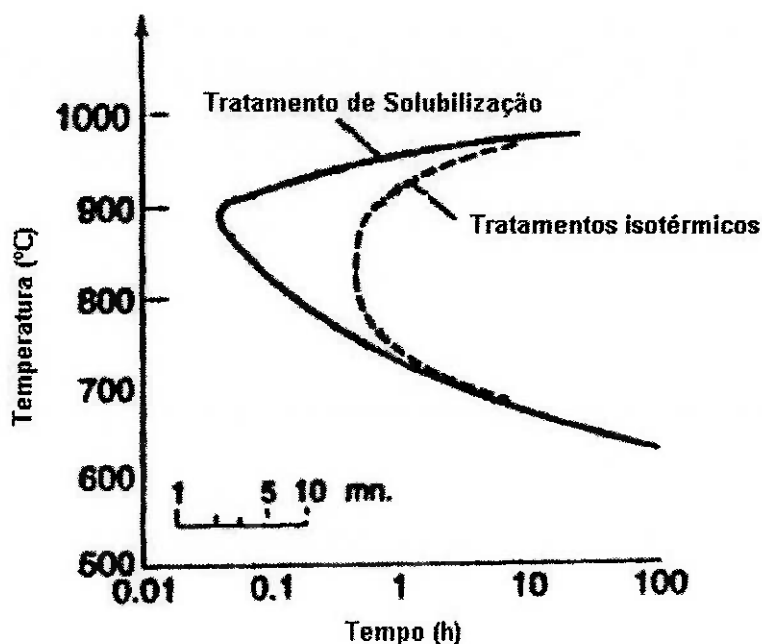


Figura 2.9 – Curvas TTT para a formação da fase σ (GUNN, 2003).

2.4.2.3.3 Fase Chi (χ)

Conforme Gunn (2003) e Smuk (2004), a fase (χ), tem sua temperatura de formação entre 700°C e 900°C em pequenos períodos de exposição. Esta fase é rica em cromo (Cr) e molibdênio (Mo), contribui para a diminuição da temperatura crítica de ocorrência de corrosão por pites, podendo contribuir para o decréscimo da resistência à corrosão e tenacidade ao impacto, além disto, possui características similares à fase sigma (σ), estão presentes em conjunto e esta situação dificulta o seu estudo isoladamente, pois são confundidas com a fase sigma (PARDAL, 2009).

2.4.2.3.4 Nitretos Cr_2N e CrN

Uma das finalidades da adição do nitrogênio (N) nos AID e AISD é estabilizar a austenita (γ), bem como aumentar as resistências mecânica e de corrosão. A figura 2.10 mostra a variação do nitrogênio quanto a solubilidade em relação a temperatura para ambas as fases ferrítica e austenítica, demonstrando que a solubilidade aumenta na austenita (LIPPOLD e KOTECKI, 2005).

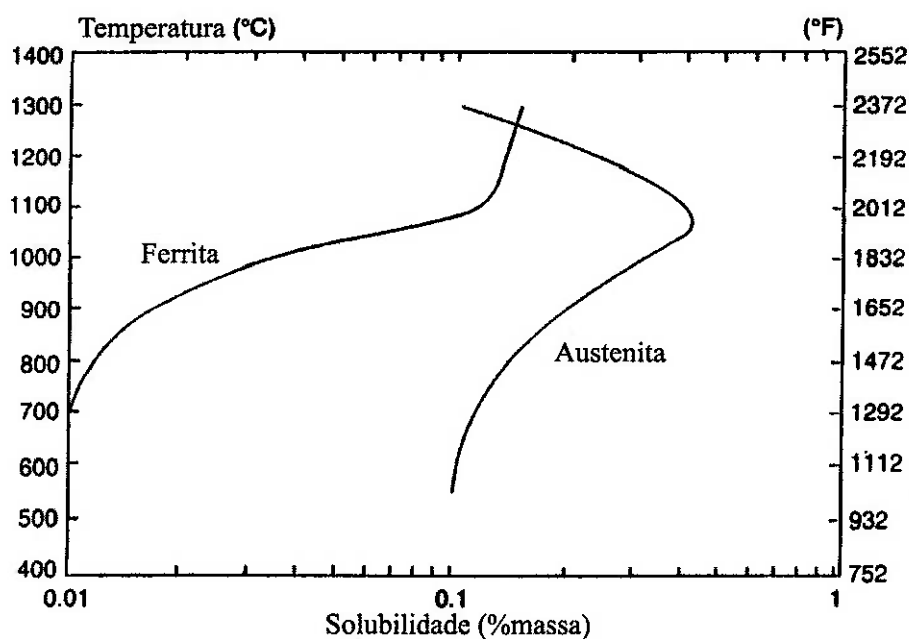


Figura 2.10 – Solubilidade do nitrogênio (N) na ferrita e na austenita (LIPPOLD e KOTECKI, 2005).

2.4.2.3.5 Carbonetos $M_{23}C_6$ e M_7C_3

De acordo com Gunn (2003), o carboneto M_7C_3 a faixa de temperaturas para a formação está entre 950°C e 1050°C, precipitando-se nos contornos da ferrita (δ) com a austenita (γ). O tempo de formação é de aproximadamente 10

minutos, no entanto, pode ser evitado através das técnicas de resfriamento convencionais.

Gunn (2003) descreve ainda, que nas ligas de AID e AISD com teores de carbono próximos ao 0,03%, o carboneto $M_{23}C_6$ precipita-se rapidamente em temperaturas entre 650°C e 950°C, conforme pode ser observado na figura 2.11, requerendo menos de um minuto para se formar a 800°C. A região preferencial para a ocorrência da precipitação é entre os contornos dos grãos de ferrita e austenita, onde a ferrita (δ) rica em cromo (Cr) faz fronteira com a austenita (γ) rica em carbono (C). No entanto, pode ser encontrado, mais raramente, entre os contornos δ/δ e γ/γ e, em menor proporção, dentro de grãos ferríticos (δ) e austeníticos (γ).

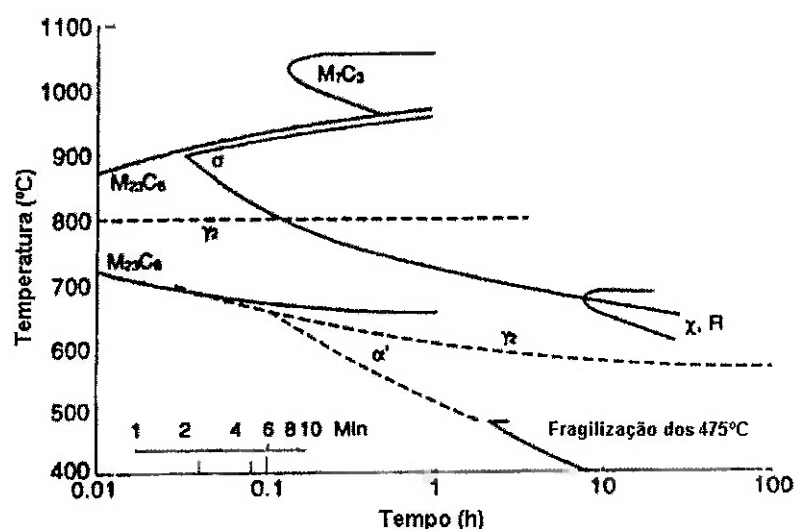


Figura 2.11 – Curvas TTT para a liga UNS S32404 (C = 0,04%) (GUNN, 2003).

2.1.5 CARACTERÍSTICAS MAGNÉTICAS.

De acordo com Nilsson (1992) e Tavares et. al (2006) os AID e os AISD são aços bifásicos consistindo de volumes aproximadamente iguais de ferrita (δ), em um sistema cúbico de corpo centrado (CCC) de característica magnética

e austenita (γ), em um sistema cúbico de face centrada (CFC) de característica não magnética, além disto, Mészáros (2006) acrescenta que a fase sigma (σ) também é não magnética.

2.2 METALURGIA DA SOLDAGEM DOS AID.

2.2.1 INTRODUÇÃO.

Na soldagem, os AID solidificam-se com estrutura totalmente ferrítica e, durante o resfriamento ocorre a precipitação da austenita, preferencialmente nos contornos dos grãos grosseiros da matriz ferrítica, conforme ilustrado pela figura 2.6. O controle da razão entre a austenita e a ferrita (γ/δ) deve ser aplicado de modo que se obtenha, conforme Norsok (2008), um percentual de ferrita (δ) entre 30% e 70%, garantindo assim, que a junta soldada obtenha as propriedades esperadas para os AID e os AISD.

A razão γ/δ é influenciada pela mudança na composição química do metal de solda bem como do ciclo térmico imposto (HILKERS e BEKKERS, 1995) e de acordo com Granjon (1991), os ciclos térmicos determinarão as mudanças microestruturais na zona afetada pelo calor (ZAC) e, eventualmente, na zona fundida (ZF) dos AID, bem como suas repartições térmicas, conforme pode ser observado na figura 2.12.

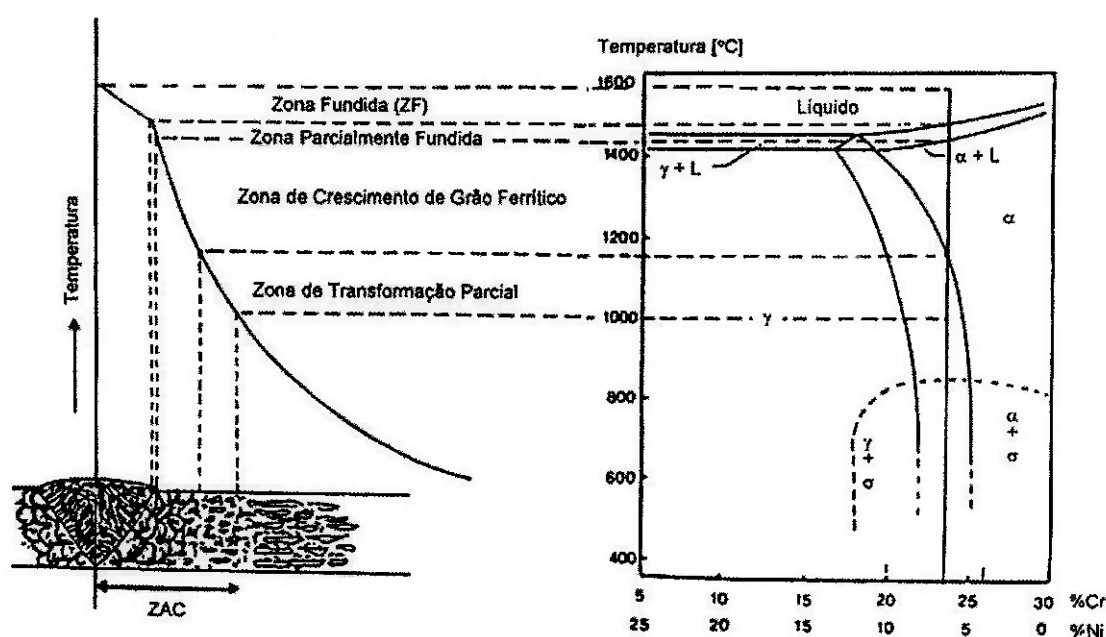


Figura 2.12 – Diagrama esquemático das mudanças microestruturais durante a soldagem de um AID (GRONG, 1994).

2.2.2 HISTÓRIA TÉRMICA.

É importante ressaltar que a energia de soldagem, em conjunto com os parâmetros relativos à geometria da junta e a temperatura inicial do metal de base, define a história térmica da junta soldada, pois estabelecendo como ocorreu seu ciclo térmico, ou seja, como foi a variação da temperatura ao longo da seção transversal no tempo, além da repartição térmica, é possível determinar a extensão da ZAC e conhecer o estado microestrutural da junta após a soldagem.

Acrescenta-se que a velocidade de resfriamento é um parâmetro muito importante para ser considerado durante a soldagem, pois a falta de controle deste poderá incorrer no balanço desfavorável entre as fases ferrítica (δ) e

austenítica (γ), bem como na possibilidade de formação das fases deletérias (SOUZA, 2009 e LONDOÑO, 2001).

Durante a soldagem dos AID e AISD, outros fatores podem afetar a história térmica da junta soldada, tais como: condutividade térmica, calor específico, espessura, intensidade de corrente, velocidade de soldagem, preaquecimento e soldagem multipasses, afetando diretamente o ciclo térmico, no entanto, a espessura do material possui um parâmetro que necessita ser entendido para que seja possível a distinção entre peças espessas e finas.

Assim, Adams (1958) estabeleceu o parâmetro adimensional (τ) para permitir diferenciar os regimes entre espessuras finas e espessas conforme a equação (2.3):

$$\tau = e \sqrt{\frac{\rho C (T - T_0)}{H}} \quad (2.3)$$

Onde:

e – Espessura (mm)

ρ - Massa específica (g/mm³)

C – Capacidade calorífica (J/g°C)

T – Temperatura de interesse (°C)

T_0 – Temperatura de pré-aquecimento ou interpasse (°C)

H – Energia de soldagem (J/mm)

Desta forma, para valores de $\tau < 0,9$, que se refere a velocidade de resfriamento para o regime de placas finas utiliza-se, portanto, a equação (2.4)

e a equação (2.5) para o regime de placas espessas, quando os valores de $\tau \geq 0,9$:

$$v_R = 2\pi k \rho C \left(\frac{e}{H} \right)^2 (T - T_0)^3 \quad (2.4)$$

$$v_R = \frac{2\pi k (T - T_0)^2}{H} \quad (2.5)$$

Onde:

v_R – Velocidade de resfriamento na ZAC (°C/s)

k – Condutividade térmica média do metal (J/mm s °C)

e – Espessura (mm)

ρ - Massa específica (g/mm³)

De acordo com as equações (2.4) e (2.5), a velocidade de resfriamento é inversamente proporcional à energia de soldagem aplicada, ou seja, se a soldagem for realizada com uma elevada energia, teremos uma velocidade de resfriamento muito baixa que favorecerá ao aparecimento de quantidades maiores de austenita (γ) no metal de solda, como também austenita secundária γ_2 e fases intermetálicas na ZAC.

Os parâmetros de soldagem, portanto, devem ser rigorosamente obedecidos de forma a se garantir um resfriamento lento suficiente para favorecer a formação da austenita na ZACTE e rápido o bastante, para se evitar a formação das fases intermetálicas deletérias na ZACTB.

A energia de soldagem recomendada vai depender do tipo de liga, desta forma, para os AID, utiliza-se 0,5 a 2,5 KJ/mm, no entanto, devido aos maiores teores de elemento de liga que favorecem a formação de fases deletérias, emprega-se para os AISD de 0,3 a 1,5 KJ/mm (IMOA, 2014).

Muthupandi et al. (2003) estabeleceram faixas de controle de tempos de resfriamento de 4s a 15s entre 1200°C e 800°C para os AID. Entretanto, Butting (2012) sugere que o resfriamento seja lento entre 1100°C e 1000°C, mas o intervalo entre 950°C e 700°C deve ser atravessado em menos 120 segundos para evitar qualquer formação de fase sigma (σ).

Integrando-se, portanto, as equações (2.4) e (2.5), a partir da equação (2.6), obteremos, respectivamente, a equação (2.7) para placas finas e a equação (2.8) para placas espessas utilizando um intervalo de temperaturas (T_2/T_1).

$$v_R = \frac{dT}{dt} \Leftrightarrow t = \int \frac{dT}{v_R} \quad (2.6)$$

$$t_{T_2/T_1} = \frac{H^2}{4\pi k \rho C e^2} \left\{ \frac{1}{(T_1 - T_0)^2} - \frac{1}{(T_2 - T_0)^2} \right\} \quad \text{Placas finas} \quad (2.7)$$

$$t_{T_2/T_1} = \frac{H}{2\pi k} \left\{ \frac{1}{(T_1 - T_0)} - \frac{1}{(T_2 - T_0)} \right\} \quad \text{Placas espessas} \quad (2.8)$$

2.3.2 BALANÇO DE ENERGIA TÉRMICA NA SOLDAGEM.

A energia fornecida pelo processo de soldagem poderá não ser totalmente aplicada na junta, pois parte será perdida por fumos, respingos, radiação, condução e convecção. Desta forma, torna-se necessário definir a

eficiência térmica (η), conforme a tabela 2.10, de forma que seja possível conhecer a quantidade de energia líquida realmente aplicada. Entende-se, portanto, como energia de soldagem a energia líquida ou calor aportado na junta, a figura 2.13 apresenta esquematicamente estas perdas.

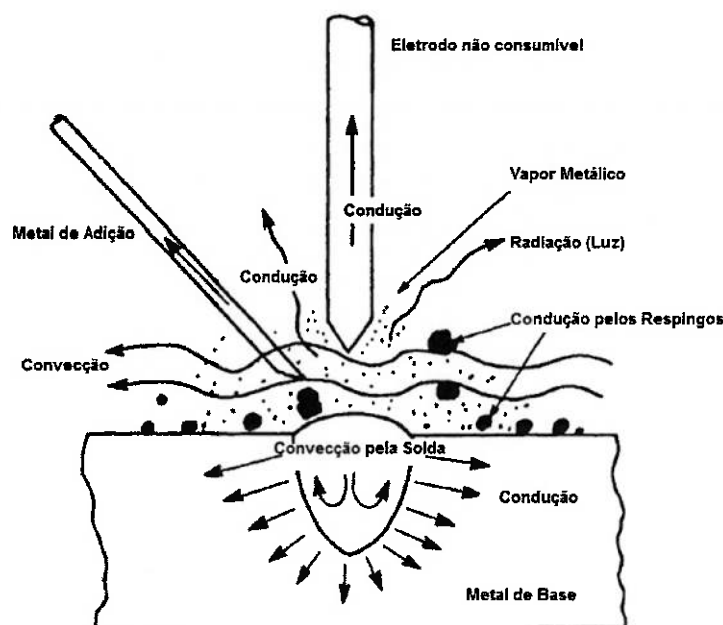


Figura 2.13 – Fatores causadores de perda de energia durante a transferência da fonte de soldagem para o metal de base (Adaptado de MESSLER, 2004).

Podem ocorrer variações na determinação da eficiência do arco elétrico, pois dependendo dos materiais utilizados, dos dispositivos experimentais empregados, configurações dos chanfros e os tipos das fontes de soldagens (modelos e fabricantes) os resultados poderão variar, conduzindo a uma faixa em algumas vezes largas, tal como apresentado na figura 2.14, onde podem ser observados faixas consideráveis. Desta forma é possível a utilização de valores não exatos que possam compor o cálculo da energia de soldagem (H). Neste trabalho, no entanto, será considerada a energia líquida de soldagem apenas como energia de soldagem (H) sendo determinada pela equação (2.9):

$$H = \eta \frac{UI}{v_s} \quad (2.9)$$

Onde:

H – Energia de soldagem (J/mm)

η - Eficiência do arco ou do processo (fator adimensional)

U – Tensão de Soldagem (V)

I – Intensidade de Corrente (A)

v_s – Velocidade de Soldagem (mm/s)

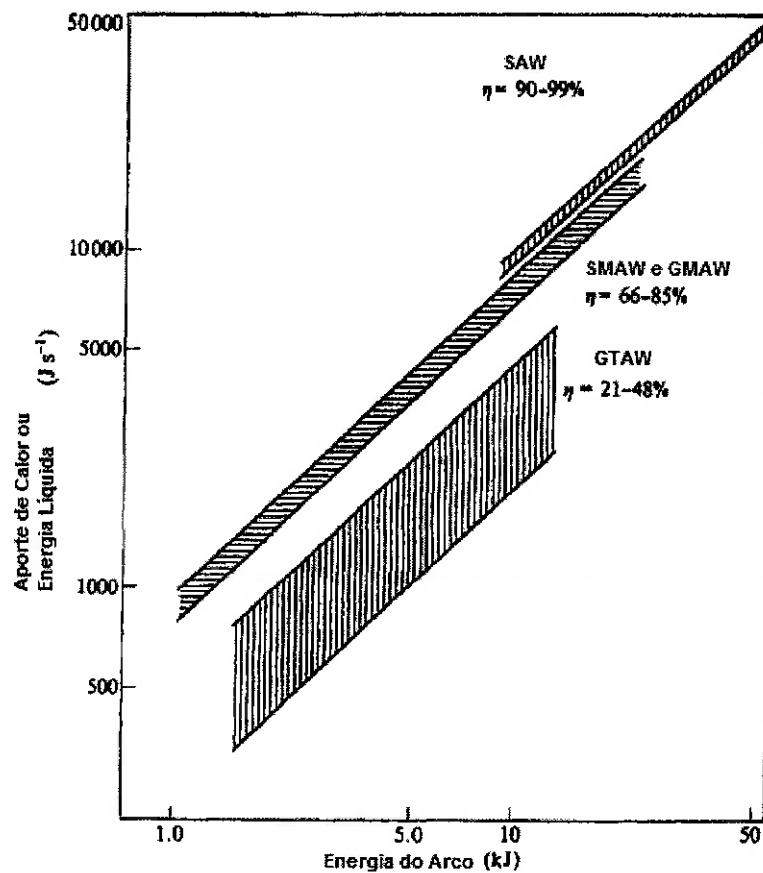


Figura 2.14 – Cálculo da eficiência do arco elétrico (LANCASTER, 1999).

A eficiência do arco (η) poderá ser considerada conforme a tabela 2.7 para os processos GTAW, GMAW e SAW (LANCASTER, 1999), (DUPONT e MARDER, 1995) e (WELDING HANDBOOK, 1987).

Tabela 2.7 – Eficiência do Arco (DUPONT e MARDER,1995; LANCASTER, 1999 e WELDING HANDBOOK, 1987)

Processo de Soldagem	Eficiência do arco (η)
GTAW	0,62

Marques e Modenesi (2014) descrevem em seu artigo que a eficiência do arco depende de parâmetros operacionais, conforme pode ser observado na figura 2.15, acrescentando que as características do metal de base, da junta e da própria fonte de calor também afetam a medição da eficiência do arco.

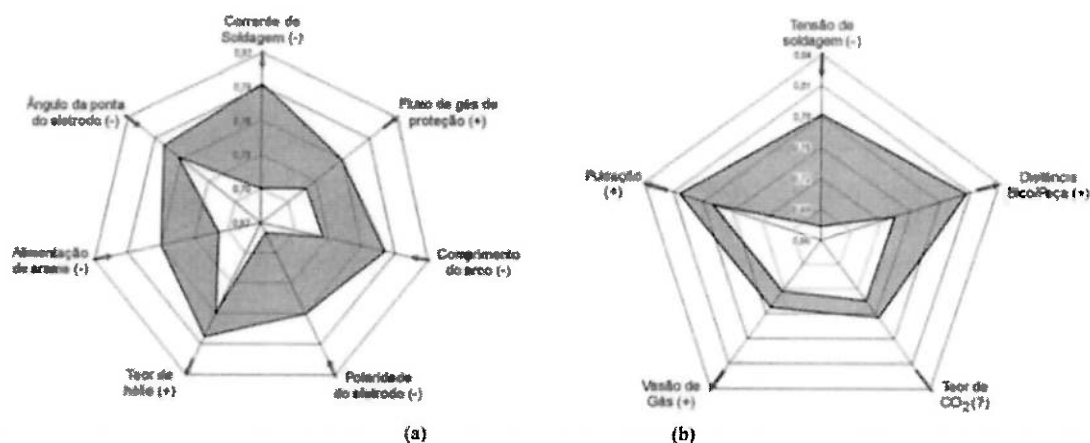


Figura 2.15 – Efeito de diferentes fatores no rendimento térmico dos processos a) TIG e b) MIG em SPRAY (MARQUES e MODENESI, 2004).

2.2.3 CICLO TÉRMICO.

Durante a soldagem o ciclo térmico corresponde ao tempo em que um determinado ponto na junta sendo soldada é submetido a diferentes temperaturas, ou seja, é a variação da temperatura com o tempo no qual está sendo submetido este determinado ponto. Pelos ciclos é possível prever o comportamento da junta soldada, bem como sua microestrutura, podemos analisar as características de aquecimento e resfriamento da junta, que são dependentes dos materiais e do processo de soldagem, ou seja, à medida que a distância do ponto ao centro da solda aumenta a velocidade de resfriamento diminui, conforme apresentado pela figura 2.16.

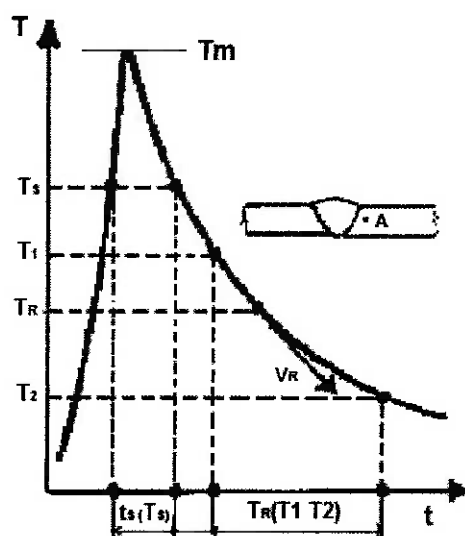


Figura 2.16 – Ciclo térmico de ponto em relação na junta soldada (adaptado de GRANJON, 1991).

Em cada ciclo térmico é possível avaliar a distribuição da temperatura máxima ao longo da seção transversal e assim, com esta distribuição de temperatura, definir a extensão da ZAC, conforme apresentado pela figura 2.17, denominando-se esta análise como curva de repartição térmica.

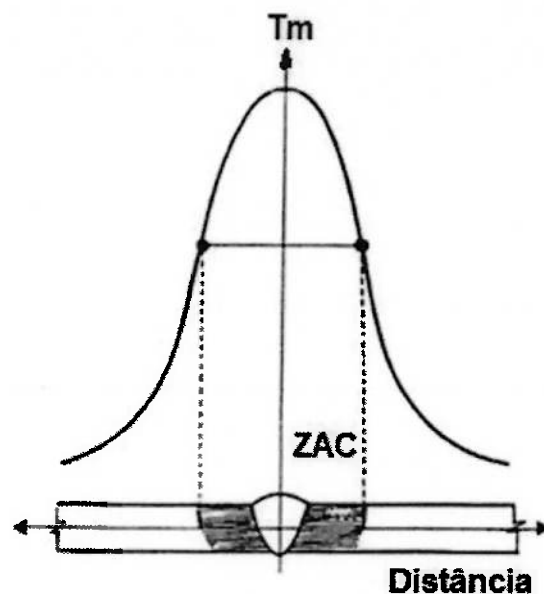


Figura 2.17 – Curva de Repartição térmica (Adaptado de GRANJON, 1991).

2.2.3.1 ZONA AFETADA PELO CALOR (ZAC)

Na ZAC o balanço microestrutural austenita-ferrita é determinado pelas condições de aquecimento e resfriamento, pela temperatura máxima atingida e pelo tempo de permanência nessa temperatura, ou seja, pela repartição térmica. Estas condições são consequências dos seguintes fatores: espessura, energia de soldagem, temperatura de preaquecimento e temperatura interpasse.

2.2.3.2 ZONA FUNDIDA (ZF)

O ajuste da composição química do metal de solda é uma das formas mais seguras de se obter o balanço entre as fases ferrítica (δ) e austenítica (γ). Este ajuste dependerá da seleção dos consumíveis de soldagem, bem como dos gases de proteção utilizados.

Durante a solidificação da poça de fusão, o crescimento epitaxial e competitivo a partir dos grãos de ferrita da zona parcialmente fundida, produzem uma estrutura colunar grosseira de grãos de ferrita na ZF. Assim, o tamanho de grão da ZAC tem uma influência direta na microestrutura da ZF. Posteriormente, durante o resfriamento, similar ao que acontece na ZAC, ocorre principalmente a precipitação da austenita e de outras fases. Os mecanismos das transformações no estado sólido dentro da ZF são basicamente os mesmos daqueles descritos para a ZAC (LONDOÑO, 2001).

De acordo com Londoño (2001) a composição química da ZF pode ser ajustada pelo metal de adição e do gás de proteção, em conjunto com o controle da diluição, de maneira a permitir o ajuste da fração de austenita precipitada e, portanto, da precipitação de nitretos de cromo. Por outro lado, também não poderá ser esquecido o controle do ciclo térmico, principalmente durante a realização de soldagens autógenas ou com o metal de adição de mesma composição química do metal de base.

2.2.4 SOLDAGEM MULTIPASSE

Durante a soldagem multipasse, tanto a ZF como a ZAC são reaquecidas e este reaquecimento promoverá mudanças microestruturais nestas duas regiões, pois as microestruturas geradas em cada uma destas regiões são influenciadas pelos ciclos térmicos precedentes e estas modificações são alteradas após cada reaquecimento. As repetições constantes destes processos na ZF e da ZAC poderão promover à precipitação de nitretos e fases intermetálicas, como a fase sigma, entre outras (LONDOÑO, 2001).

O ciclo térmico em um determinado ponto é função da temperatura inicial, do número de passes aplicados, da temperatura interpasse, da posição do ponto avaliado em relação ao centro do cordão de solda, da energia de soldagem e da velocidade de resfriamento. Um exemplo do ciclo térmico para um ponto situado próximo ao passe de raiz na soldagem multipasse é ilustrado pela figura 2.18.

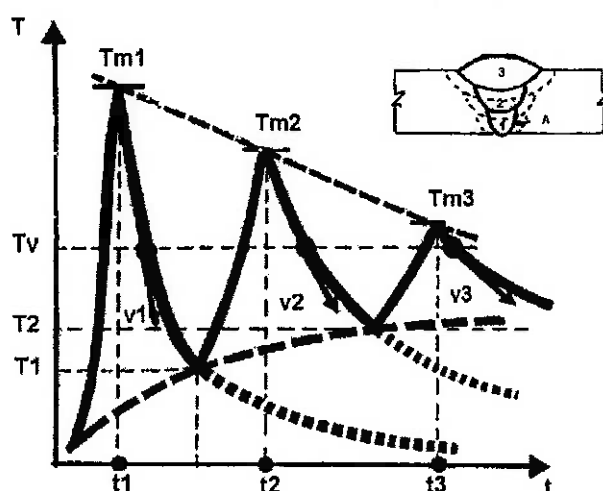


Figura 2.18 – Ciclos térmicos na soldagem multipasse de um ponto (A) na ZAC próximo ao passe de raiz (adaptado de GRANJON, 1991).

Por outro lado, Londoño (2001) afirma que a fração de austenita da ZAC aumenta quando a junta é reaquecida pelos passes sucessivos. Da mesma maneira, os nitretos presentes são parciais ou totalmente dissolvidos, gerando um aumento do teor de nitrogênio (N). Como resultado, a precipitação da austenita é favorecida. Já no reaquecimento em temperaturas mais baixas, em torno de 900°C, pode ocorrer também a precipitação de nitretos de cromo na ZAC.

Na soldagem multipasse dos AID, a temperatura interpasse deverá ser mantida próxima aos 150°C, de maneira a se evitar a precipitação de fases deletérias e não influenciar negativamente a resistência à corrosão e à tenacidade dos AID.

2.3 PROCESSO DE SOLDAGEM - GTAW.

2.3.1 CARACTERÍSTICAS GERAIS.

O processo de soldagem a gás com eletrodo de tungstênio não consumível (*Gas Tungsten Arc Welding – GTAW*), também conhecido como *TIG (Tungsten Inert Gas)* é um processo no qual a união de peças metálicas é produzida pelo aquecimento e fusão destas, através de um arco elétrico estabelecido entre um eletrodo de tungstênio, não consumível, e as peças a serem unidas por soldagem. A proteção da poça de fusão e do arco contra a contaminação pela atmosfera é realizada por uma coluna de gás inerte de argônio (Ar) ou hélio (He), sendo o argônio mais usado por seu menor custo no Brasil. Este processo é especialmente utilizado para soldagem dos passes de raiz nas juntas de tubulações devido a qualidade do metal de solda e isenção de escória, permitindo ao processo, por ser manual, uma condição melhor de acesso para execução da soldagem da raiz da junta, inclusive em condições de preparação da junta irregulares, como as juntas soldadas no campo.

A soldagem dos AID com o processo TIG deve ser desenvolvida de acordo com o procedimento de soldagem testado e aprovado, pois ele foi desenvolvido levando-se em consideração as condições operacionais tais como: preparação das juntas, que devem estar adequadas quanto ao alinhamento,

aberturas de raiz e ponteamientos. Os pontos de soldagem localizados na junta a ser soldada e defeitos decorrentes da abertura do arco devem ser evitados, pois poderão provocar regiões com alto teor de ferrita localizada e a consequente perda da resistência à corrosão. As temperaturas de interpasse não podem ultrapassar os 150°C para os AID e os 100°C para os AISD (IMOA, 2014).

2.3.2 CONSUMÍVEIS.

2.3.2.1 METAIS DE ADIÇÃO.

A maioria dos metais de adição utilizada no processo é descrita como “ajustada aos produtos”, mas, tipicamente eles possuem teores de níquel (Ni) maiores que os metais de base. Usualmente, existe aproximadamente, de 2% a 4% mais níquel em relação ao metal de base, que busca aumentar a fração de austenita no metal de solda, uma vez que os tempos de resfriamento e solidificação na soldagem são extremamente elevados, pois do contrário o percentual de ferrita seria mais elevado, pois na solidificação o metal de solda seria ferrítico. A introdução do de nitrogênio (N) é ligeiramente mais baixo nos consumíveis do que nos metais de base (IMOA, 2014)

2.3.2.2 GASES.

É essencial que a soldagem utilizando o processo TIG tenha a poça de fusão protegida contra a oxidação da contaminação atmosférica, desta forma é necessária a proteção utilizando argônio, com pureza mínima de 99,95%. É importante que o sistema de gás seja manuseado adequadamente, esteja limpo, livre de vazamentos e que as condições de vazão de gás sejam

adequadas para garantir a proteção da poça de fusão, bem como para evitar turbulências. A vazão de gás deve ser iniciada antes da abertura do arco e finalizar após a sua extinção durante tempo suficiente para evitar a contaminação e oxidação. Nos AID e AISD são recomendadas vazões na ordem de 12 a 18 l/min (IMOA, 2014).

Na soldagem de tubulações é necessário fazer a proteção da raiz da solda, que é realizada pela aplicação de gás inerte, normalmente argônio puro ou misturas gasosas contendo até 3% de nitrogênio (N) em uma operação denominada purga. A adição de nitrogênio (N), tanto no gás de purga como no gás de proteção, pode ser realizada em teores entre 2% a 3% de nitrogênio em gás argônio, melhora as propriedades das juntas soldadas (IMOA, 2014).

2.3.3 EQUIPAMENTOS.

Na abertura do arco elétrico é muito importante que a ponta do eletrodo não toque a superfície para evitar danos ao eletrodo de tungstênio e assim não promover inclusões de defeitos como a inclusão de tungstênio. Assim as fontes de corrente constante com um circuito de ignição por alta frequência para auxiliar na abertura do arco elétrico evitam que ocorra o contato da ponta do eletrodo com a peça, no entanto os avanços tecnológicos em fontes de soldagem desenvolveram equipamentos que permitem a abertura do arco elétrico sem o contato e sem a necessidade de sistemas com ignição por alta frequência. Esta tecnologia permite que o eletrodo, que ao se aproximar da peça, um sensor eleva a tensão permitindo a abertura e, posteriormente reduz para a tensão de soldagem. Neste processo deve ser utilizada a corrente

contínua com polaridade direta (CC-), pois o uso da polaridade reversa conduzirá à deterioração do eletrodo provocando instabilidade no arco, baixa penetração e desempenho ruim do processo.

Os eletrodos de tungstênio devem conter 2% de tório em sua composição, estando de acordo com a especificação AWS A5.12 (2011). O controle do arco é auxiliado através do esmerilhamento do eletrodo, em um procedimento denominado de afiação, no qual se busca a obtenção de uma ponta cônica com o ângulo do vértice variando de 30° a 60° graus e a extremidade da ponta ligeiramente plana. A angulação ideal da ponta do eletrodo de tungstênio deverá ser obtida através de alguns testes de produção (IMOA, 2014).

2.3.4 RECOMENDAÇÕES IMPORTANTES.

Analisando o descrito nos parágrafos anteriores pode-se resumir que a soldagem dos AID e AISD é uma operação que exige cuidados, pois não podem ser realizados tratamentos térmicos de soldagem posteriores. Desta forma, um resfriamento muito rápido poderá provocar uma estrutura preponderantemente ferrítica, contendo nitretos de cromo (Cr_2N), pois os AID solidificam-se com uma estrutura 100% ferrítica (δ) e a austenita (γ) somente surge por difusão no resfriamento abaixo de 1250°C - 1300°C. Entretanto, um resfriamento muito lento poderá promover a formação de fases intermetálicas que provocarão a diminuição da resistência mecânica e da resistência à corrosão (PARDAL et al., 2008).

Por este motivo, para manter as proporções de fases e evitar a formação de precipitados deletérios é necessária a utilização do processo de soldagem GTAW, que permite o controle da energia de soldagem a valores conforme comentado no item 2.3.2, da temperatura de interpasse e a adição de 2% a 3% de nitrogênio (N) ao argônio (Ar) nos gases de proteção e purga, com o propósito de aumentar a resistência à corrosão por pites, bem como evitar a precipitação de fases deletérias.

3. OBJETIVO.

Realizar a avaliação da metodologia de medição do teor de ferrita em juntas soldadas de AISD UNS S32760, com a utilização de um ferritoscópio através da medição da permeabilidade magnética pela indução de um campo magnético na fase ferrítica (δ), fase magnética, comparando-a com as medições que serão realizadas por microscopia ótica nas mesmas regiões. Nestas medições, também serão avaliadas a influência do número de pontos medidos com o ferritoscópio para determinação da melhor metodologia de medição utilizada.

4. MATERIAIS E MÉTODOS.

4.1 MATERIAIS.

As amostras utilizadas neste trabalho foram produzidas a partir de um tubo de condução com diâmetro externo de 60,3mm com aproximadamente 9,0mm de espessura de parede, nas dimensões nominais de 2 polegadas de diâmetro e schedule 160, fabricado conforme a especificação ASTM A 790 UNS S32760, salientando que este tubo foi solubilizado a 1100°C por 15 minutos e resfriado em água.

As características do tubo utilizado estão apresentadas nas tabelas 4.1, relativa à composição química, e na tabela 4.2 em relação às propriedades mecânicas.

Tabela 4.1 – Composição química do tubo de condução utilizado.

Composição química (% em peso). (Fe) balanço.										PRE
Cr	Ni	Mo	Mn	Si	N	C	P	S	W	
25,45	7,10	3,67	0,68	0,44	0,25	0,015	0,022	0,0006	0,610	41,6010

Tabela 4.2 – Propriedades mecânicas do tubo de condução utilizado.

σ_{LE} (MPa)	σ_{LR} (MPa)	Alongamento (%).	Dureza (HRC)
620	865	37	23 - 24

4.1.1 PREPARAÇÃO, CORTES E IDENTIFICAÇÕES DAS AMOSTRAS.

As amostras foram preparadas a partir de um tubo soldado conforme a figura 4.1 e as amostras foram estabelecidas por regiões deste mesmo tubo.

Assim, 03 (três) regiões foram determinadas para obtenção das amostras, conforme as figuras 4.2 e 4.3.

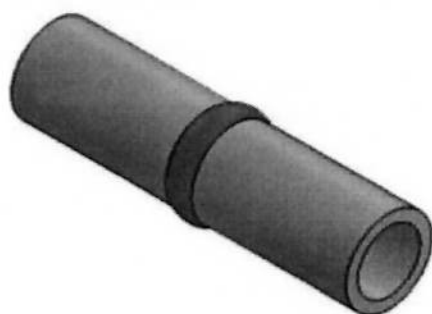


Figura 4.1 – Tubo soldado antes preparação das amostras.



Figura 4.2 – Tubo cortado para determinação das amostras.

4.1.2 IDENTIFICAÇÕES DAS AMOSTRAS.

As amostras foram identificadas por regiões, tais como 1, 2 e 3 estabelecendo desta forma os CPs como CP1, CP2 e CP3. Cada CP foi cortado em 03 partes para obtenção das amostras, conforme descrito na figura 4.3.

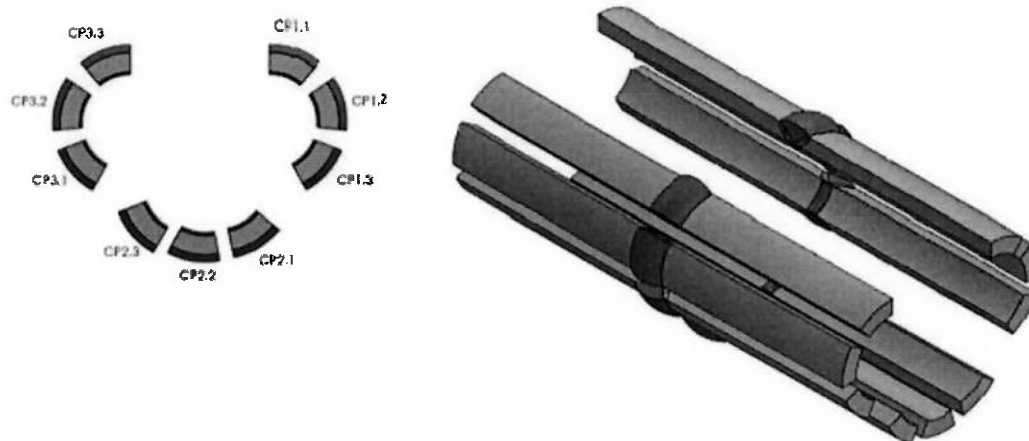


Figura 4.3 – Identificação das amostras.

4.2 TRATAMENTO TÉRMICO.

Com o objetivo de induzir à formação de fases deletérias nas amostras CP1-3 foram realizados tratamentos isotérmicos a 850°C por 15 e 60 minutos com resfriamento rápido em água. A tabela 4.3 exibe as respectivas identificações das amostras, produtos dos tratamentos térmicos realizados, destacando-se que uma amostra de cada CP permaneceu na condição como soldada (CS).

Tabela 4.3 – Identificação das amostras para tratamentos térmicos

Amostra	Como soldada (CS)	Tratamentos a 850°C	
		15 min	60 min
CP 1	CP 1.1	CP 1.2	CP 1.3
CP 2	CP 2.1	CP 2.2	CP 2.3
CP 3	CP 3.1	CP 3.2	CP 3.3

Estes tratamentos foram realizados em um forno a resistência do tipo mufla convencional.

4.3 SOLDAGEM.

4.3.1 PROCESSO.

Toda a soldagem foi executada através do processo a arco elétrico *GTAW* utilizando o eletrodo de tungstênio de classificação AWS EWTh-2 (adição de 2% de tório) com diâmetro de 3,2mm, metal de adição de classificação AWS ER 2594, correspondendo aos diâmetros de 2,4mm e 3,2mm, de acordo com as tabelas 4.4 e 4.5.

Os gases de proteção do arco elétrico foram a mistura Argônio (97,5%) e Nitrogênio (2,5%) para execução de toda a soldagem do CP1, e foi utilizado o gás Argônio (100%) nas finalizações dos CPs 2-3. Na proteção pelo lado da raiz foi utilizado o gás argônio (100%) durante toda a soldagem, desde o passe de raiz até a finalização dos passes de acabamento dos CPs 1-3.

A corrente elétrica contínua na polaridade direta (CC-) foi utilizada em toda a soldagem do tubo, executada na posição de soldagem horizontal, sendo que para a execução das limpezas, possíveis desbastes e remoções no metal de base e nos cordões de solda foram utilizados materiais apropriados para a utilização nos aços inoxidáveis de forma a não comprometer a soldagem com contaminações materiais.

A fonte de soldagem foi uma retificadora convencional com controle de abertura de arco elétrico sem alta frequência, que permite a abertura e o fechamento do arco elétrico a partir de um toque suave no metal de base ou no cordão de solda.

Durante a soldagem, não houve oscilação apreciável da tocha, sendo, portanto, todos os passes de soldagens nos CP1-3 executados como retílineos.

4.3.2 CONSUMÍVEIS DE SOLDAGEM.

Na tabela 4.4 são apresentados os processos de soldagem empregados para cada amostra produzida na raiz (R), enchimento e acabamento (E-A), respectivamente. Nesta tabela são também informadas as características dos consumíveis empregados, assim como suas respectivas marcas comerciais, cujas composições químicas são mostradas na tabela 4.5, onde estas composições são as mesmas para os diâmetros de 2,4mm e 3,2mm, pois pertencem à mesma corrida de fabricação. Salienta-se ainda que as classificações empregadas para as designações dos consumíveis estão conforme a especificação AWS A5.9, (2011).

Tabela 4.4 – Classificações dos consumíveis de soldagens dos CPs1 - 3

CP	LOCAL	PROCESSO	CARACTERÍSTICAS DO CONSUMÍVEL	
			CLASSIFICAÇÃO	Ø (MM)
CP 1	R-E	GTAW	ER 2594	3,2
	A			
CP 2	R-E	GTAW	ER 2594	3,2
	A			2,4
CP 3	R-E	GTAW	ER 2594	3,2
	A			

Tabela 4.5 – Análises químicas dos consumíveis dos CPs1 - 3

Amostra	Local	Consumível	Composição química (% em peso). (Fe) balanço.											PRE
			Cr	Ni	Mo	Mn	Si	N	Cu	W	C	P	S	
CPs 1-3	R/E/A	ER 2594	25,2	9,3	3,57	0,67	0,22	0,23	0,58	0,63	0,014	0,024	<0,001	40,7

Tabela 4.6 – Propriedades mecânicas dos consumíveis dos CPs1 - 3

σ_{LE} (MPa)	σ_{LR} (MPa)	Alongamento (%).
870	695	32

4.3.3 VARIÁVEIS DE SOLDAGEM.

Os parâmetros de soldagem para cada passe durante a execução das amostras estão apresentados na tabela 4.7, para as amostras CP1.1, CP1.2 e CP1.3, na tabela 4.8, para as amostras CP2.1, CP2.2 e CP2.3, e na tabela 4.9 para as amostras CP3.1, CP3.2 e CP3.3. Cabe salientar que em todos os passes a energia de soldagem foi calculada conforme a equação 2.9, onde foi adotada uma eficiência do processo de soldagem (η) de 0,62 de acordo com a tabela 2.7.

O teor de oxigênio foi medido, no interior do tubo, antes de iniciar a soldagem dos passes de raiz e nas paradas por motivos de esmerilhamento dos pontos de fixação, por um oxímetro, verificando-se que o teor de oxigênio não excedesse a 0,5% em peso.

Na soldagem do CP 3, o acabamento foi resfriado com jatos de Argônio para acelerar a diminuição da temperatura de interpasse para prosseguimento da soldagem.

Tabela 4.7 – Parâmetros de soldagem dos CPs1.1 - 1.3

Passe	Camada	Processo	Gás de Proteção	Vazão (l/min)	Tensão (V)	Intensidade de Corrente (A)	Velocidade (cm/min)	Temperatura de Interpasse (°C)	Energia de Soldagem (KJ/mm)
1	1	GTAW (CC-)	Ar + N	12	11	95	13,22	32	0,29
2	2		Ar + N	12	12	139	24,71	110	0,25
3	3		Ar + N	12	12	139	24,71	100	0,25
4			Ar + N	12	12	139	24,71	105	0,32
5	4		Ar + N	12	13	124	18,94	35	0,32
6			Ar + N	12	13	124	18,94	98	0,32
7			Ar + N	12	13	124	18,94	107	0,32

Tabela 4.8 – Parâmetros de soldagem dos CPs2.1 - 2.3

Passe	Camada	Processo	Gás de Proteção	Vazão (l/min)	Tensão (V)	Intensidade de Corrente (A)	Velocidade (cm/min)	Temperatura de Interpasse (°C)	Energia de Soldagem (KJ/mm)
1	1	GTAW (CC-)	Ar + N	12	11	95	13,22	32	0,29
2	2		Ar + N	12	12	139	24,71	110	0,25
3	3		Ar + N	12	12	139	24,71	100	0,25
4			Ar + N	12	12	139	24,71	105	0,25
5	4		Ar	12	12,5	99	15,16	105	0,30
6			Ar	12	12	99	12,22	102	0,36
7			Ar	12	12	99	14,92	108	0,30

Tabela 4.9 – Parâmetros de soldagem dos CPs3.1 - 3.3

Passe	Camada	Processo	Gás de Proteção	Vazão (l/min)	Tensão (V)	Intensidade de Corrente (A)	Velocidade (cm/min)	Temperatura de Interpasse (°C)	Energia de Soldagem (KJ/mm)
1	1	GTAW (CC-)	Ar + N	12	11	95	13,22	32	0,29
2	2		Ar + N	12	12	139	24,71	110	0,25
3	3		Ar + N	12	12	139	24,71	100	0,25
4			Ar + N	12	12	139	24,71	105	0,25
5	4		Ar	10	11,2	114	17,54	100	0,27
6			Ar	10	12	109	17,38	108	0,28
7			Ar	10	12	109	17,66	108	0,28

4.3.4 CARACTERÍSTICAS DO CHANFRO

Os tubos foram inicialmente cortados pelo processo de corte a plasma efetuando-se, posteriormente, a usinagem das faces dos biseis, através do uso de uma biseladeira automática.

A geometria e dimensão do chanfro empregado na execução das soldagens estão apresentadas na figura 4.4.

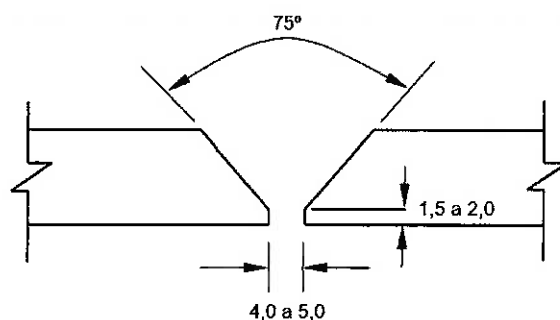


Figura 4.4 – Característica do chanfro das amostras.

4.3.5 SEQUENCIAL DE DEPOSIÇÃO DA SOLDAGEM.

As soldagens foram realizadas de acordo com os parâmetros de soldagens apresentados nas tabelas 4.7, 4.8 e 4.9. No entanto, estão apresentadas, para cada amostra produzida, as sequências de deposições dos passes de soldagens através da figura 4.5.

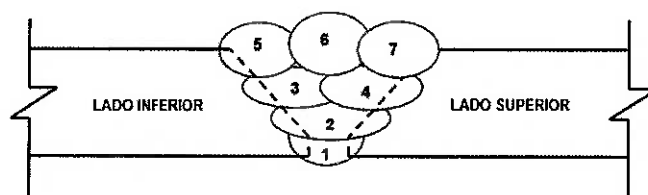


Figura 4.5 – Sequência de deposição das camadas e cordões de solda na posição de soldagem horizontal.

4.4 TÉCNICAS DE AVALIAÇÃO.

4.4.1 TEMPO DE RESFRIAMENTO.

Para a determinação do tempo de resfriamento das amostras relativas aos CPs 1 - 3 foram utilizadas as equações de 2.3 a 2.9, conforme descrito nos itens 2.2.2 e 2.2.3. Os valores das constantes do material foram extraídos do manual da empresa OUTOKUMPU (2010), tal como apresentados na tabela 4.10.

Tabela 4.10 – Propriedades físicas de alguns AID /AISD (Adaptada de OUTOKUMPU, 2010).

Aço Inoxidável	Massa Específica (g/mm³)	Módulo de Elasticidade (E) (GPa)	Condutividade Térmica (K) (W/m°C)	Capacidade Calorífica (C) (J/Kg°C)
UNS S31803	0,0078	200	15	500
UNS S32750				
UNS S32760				

4.4.2 FERRITOSCÓPIO

O ferritoscópio é um equipamento portátil que permite efetuar medições do teor de ferrita rapidamente *in situ* em forma não destrutiva. Este equipamento foi inicialmente projetado e construído para ser empregado na determinação de ferrita em juntas soldadas de AIA, embora posteriormente sua utilização foi estendida ao AID e AISD. O princípio de funcionamento deste equipamento é baseado no valor da permeabilidade magnética da fase ferrítica, determinando o percentual desta fase presente na microestrutura analisada (HELMUT-FISHER, 2012).

O princípio de funcionamento deste equipamento desenvolvido pela Helmut Fischer® é bastante simples. Como apresentado na figura 4.6, um campo magnético gerado por uma bobina interage com a(s) fase(s) magnética(s) da amostra. As mudanças no campo magnético induzem uma tensão proporcional ao conteúdo da fase ferromagnética em uma segunda bobina. Essa tensão de saída é então avaliada. O sinal de leitura do ferritoscópio é proporcional ao teor da fase ferromagnética da amostra (HELMUT-FISHER, 2012).

A calibração do equipamento é realizada por meio de blocos fornecidos pelo fabricante, onde o teor de ferrita em cada um deles é conhecido, permitindo assim o ajuste do instrumento (HELMUT-FISCHER, 2012).

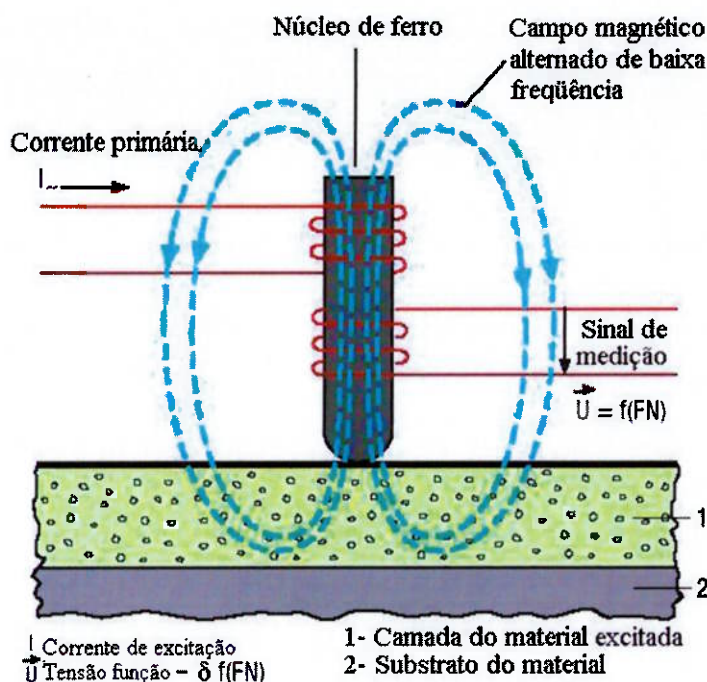


Figura 4.6 – Princípio de funcionamento do ferritoscópio (Adaptada de HELMUT-FISHER, 2012).

O conteúdo de ferrita medido no ferritoscópio pode ser afetado pelas características geométricas e superficiais da amostra. Para tais efeitos, fatores de correção, fornecidos pelo fabricante do instrumento e disponibilizados nos seus respectivos manuais, são empregados para ajustar os valores medidos (HELMUT-FISHER, 2012). Os fatores que afetam as medições do teor de ferrita medida são:

- Curvatura da amostra medida (Lado côncavo – Lado convexo).
- Espessura da amostra.
- Influência da espessura da camada.
- Distância da extremidade ou borda do material ao ponto de medição.

Recentemente, Pardal et al. (2010) realizaram um estudo por medidas magnéticas fazendo uso de um ferritoscópio em amostras de AISD UNS S32750 com diferentes tamanhos de grão, tendo ambos composição química semelhante. Foram avaliadas amostras solubilizadas e tratadas isotermicamente a 800°C, 850°C, 900°C e 950°C por diversos intervalos de tempo. Neste trabalho foram também avaliadas condições de resfriamento contínuo visando simular uma ZAC. Nesse estudo foi considerada a realização de medições por PM em um local determinado do material antes e depois de efetuado os tratamentos térmicos referidos, possibilitando deste modo a determinação das fases deletérias (F_d) precipitadas através da utilização da equação 4.1. Deste modo o percentual de fases deletérias precipitadas foi comparado com outras técnicas de inspeção como microscopia óptica (MO) e dureza.

$$F_d = \delta_i - \delta_t \quad (4.1)$$

Onde:

δ_i : Percentual de ferrita na condição solubilizada.

δ_t : Percentual de ferrita na condição de tratamento térmico.

F_d : Percentual de fases deletérias precipitadas.

As 09 (nove) amostras identificadas na tabela 4.3 foram avaliadas fazendo-se o uso de um ferritoscópio marca Fischer MP30 apresentado nas figuras 4.7 e 4.8.

Foram realizadas, portanto, medições no MB, no MS (raiz) e no MS (acabamento), no entanto, em cada uma destas regiões foram realizados 03 (três) condições de medições dos pontos contendo 01 (um), 04 (quatro) e 36

(trinta e seis) pontos de medições da permeabilidade magnética mediante a utilização do ferritoscópio.



Figura 4.7 – Ferritoscópio Fischer® FMP 30.

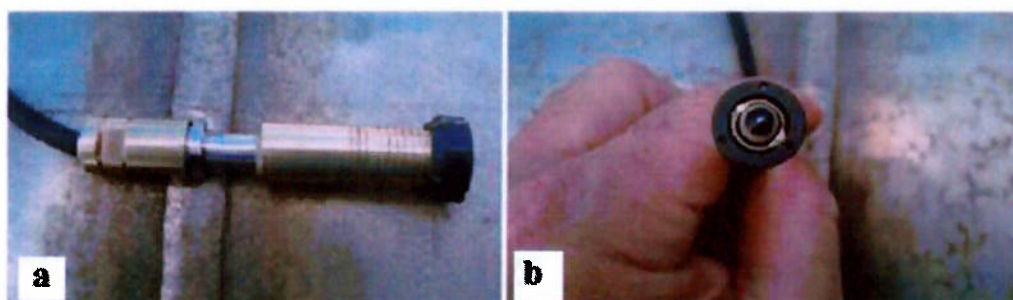


Figura 4.8 – Vistas do sensor de medição do Ferritoscópio FISCHER FMP 30: a) Vista lateral. b) vista inferior.

Estas regiões ou condições de medições contendo 01, 04 e 36 pontos foram determinados com o propósito de diminuir o desvio padrão, pois foram observadas variações consideráveis no percentual de ferrita em pontos de medições próximos uma vez que o ensaio é muito sensível a variação do campo magnético. Após a aquisição das medições em todas as amostras, foram levantados perfis do o percentual de ferrita em função da distância de cada

local analisado. Além disso, foi aplicada a equação 4.1 nas medições das amostras tratadas termicamente em relação da condição como soldada para cada região de estudo visando caracterizar de modo qualitativo a formação de fases deletérias em cada local, conforme realizado pelo estudo de PARDAL et. Al 2010.

4.4.2 MICROSCOPIA ÓTICA.

O ensaio consiste inicialmente na preparação da superfície do local a ser avaliado de modo que a região a ser analisada seja lixada conforme as lixas 80, 120, 220, 320, 400, 500, 600 e 1200, sendo que após finalizada uma determinada lixa, a superfície seja lavada com álcool metílico, secada com ar quente e executado o lixamento seguinte na direção perpendicular ao lixamento anterior.

Finalizado o lixamento com a lixa 1200, inicia-se o procedimento de polimento com alumina nas granulações $6\mu\text{m}$, $3\mu\text{m}$ e $1\mu\text{m}$ e após a limpeza da superfície a ser examinada com álcool e secagem com ar quente são efetuados os ataques metalográficos correspondentes, para revelação das características microestruturais, através da aplicação dos reagentes químicos (Murakami) e eletroquímico (KOH).

A forma de ataque da superfície com o reagente Murakami é através de algodão embebido no reagente previamente aquecido, pincelando a superfície com o algodão, com o propósito de revelar as proporções das fases austenita (γ) e ferrita (δ) presentes (pardal et al., 2009).

O objetivo da utilização do reagente KOH é evidenciar a presença das fases deletérias precipitadas devendo ser utilizado um dispositivo adequado que contenha uma micro-célula para ataque eletrolítico (pardal et al., 2009).

Após a realização do ataque químico ou eletroquímico seguem-se as etapas de limpeza, secagem com álcool com a utilização de um soprador de ar quente (secador de cabelo, por exemplo). Finalizado o procedimento de ataque, a superfície é avaliada em um microscópio ótico com aumentos de 400 e 800 vezes para a avaliação das respectivas fases.

Estas análises foram realizadas em um microscópio óptico, modelo NEOPHOT 32.

A tabela 4.11 apresentam os reagentes considerados para a realização dos ataques.

Tabela 4.11 – Reagentes utilizados para revelar as características microestruturais e proporção das fases ferrita (δ), austenita (γ) e fases deletérias.

REAGENTE	COMPOSIÇÃO DO REAGENTE	OBJETIVO
MURAKAMI	Solução aquecida, composta de 10 ml de NaOH em 100 ml H ₂ O destilada + 10 de ferrocianeto de potássio. Temperatura do banho entre 70°C durante 30 segundos.	Revelar as fases das amostras solubilizadas e caracterizar as mudanças microestruturais nas juntas soldadas.
HIDRÓXIDO DE POTÁSSIO (KOH)	10g de KOH em 100 ml de H ₂ O destilada. Ataque eletrolítico: amostra no anodo, aplicação de 3 v durante 30 segundos.	Revelar fases deletérias (Domingues-Aguilar et al., 2006 e Park et al., 2004) e caracterizar as mudanças microestruturais nas juntas soldadas.

Sob estas condições foram avaliadas as microestruturas do metal de base (MB) e metal de solda (MS). As quantificações das fases ferrítica (δ) e austenítica (γ) e fases deletérias foram realizadas no MS de acordo com o método de contagem manual de acordo com a norma ASTM E 562, (2011), sendo efetuadas 03 (três) quantificações por condição levando-se em consideração diferentes aumentos metalográficos.

4.4.4 TEOR DE NITROGÊNIO.

A análise química realizada por meio de combustão por meio do equipamento LECO TC 400.

As regiões de análise foram nas faces e raízes de todas as amostras CPs 1-3 no MS e no MB da amostra CP 1.1 (condição como soldada).

5. RESULTADOS E DISCUSSÃO.

5.1 SOLDAGEM.

5.1.1 TEMPO DE RESFRIAMENTO.

Serão apresentados nos próximos itens os tempos de resfriamento calculados nos CPs 1-3 3 para o intervalo de temperatura entre 1200°C e 800°C, com o propósito de avaliar se esta variável de interesse está compreendida dentro do intervalo proposto por diversas fontes de consulta analisadas (MUTHUPANDI et al., 2003; GUNN, 2003; BUTTING, 2012).

5.1.1.1 DETERMINAÇÃO DO PARÂMETRO (τ).

O parâmetro (τ) foi calculado, de acordo com a equação 2.3 da seção 2.2.2, para cada passe realizado. Cabe ressaltar que o valor da eficiência do processo de soldagem (η) GTAW é de 0,62 de acordo com a tabela 2.7 e o parâmetro (τ) será, para espessuras finas, menor que 0,6 e para espessuras espessas, maior ou igual a 0,9.

5.1.1.2 DETERMINAÇÃO DO TEMPO DE RESFRIAMENTO.

Os valores estimados dos tempos de resfriamentos entre 1200-800°C por passe em cada junta são apresentados nas tabelas 5.1 a 5.3 especificando, para cada caso, a necessidade de utilização das equações 2.4 ou 2.5 para os cálculos dos tempos de resfriamentos, seja para espessuras consideradas finas (F) ou espessas (E), respectivamente. Nestas tabelas as temperaturas de interpasses (T_0) e os aportes de calor (H) foram acrescentados para

comparação, pois estas variáveis tem uma influência significativa na estimativa do tempo de resfriamento em cada caso.

Tabela 5.1 – Tempos de resfriamento entre 1200-800°C para os CPs1.1 - 1.3

Passe	Camada	Processo	Temperatura de Interpasse (°C)	Energia de Soldagem (KJ/mm)	τ	Espessa (E) Fina (F)	Tempo (1200°C-800°C) (segundos)
1	1	GTAW (CC-)	32	0,29	0,9	F	1,50
2	2		110	0,25	0,9	F	1,43
3	3		100	0,25	0,9	F	1,38
4			105	0,32	0,9	F	1,40
5	4		35	0,32	0,8	F	1,75
6			98	0,32	0,8	F	2,17
7			107	0,32	0,8	F	2,24

Tabela 5.2 – Tempos de resfriamento entre 1200-800°C para os CPs2.1 - 2.3

Passe	Camada	Processo	Temperatura de Interpasse (°C)	Energia de Soldagem (KJ/mm)	τ	Espessa (E) Fina (F)	Tempo (1200°C-800°C) (segundos)
1	1	GTAW (CC-)	32	0,29	0,9	F	1,50
2	2		110	0,25	0,9	F	1,43
3	3		100	0,25	0,9	F	1,38
4			105	0,25	0,9	F	1,40
5	4		105	0,30	0,8	F	2,05
6			102	0,36	0,8	F	2,87
7			108	0,30	0,8	F	1,97

Tabela 5.3 – Tempos de resfriamento entre 1200-800°C para os CPs3.1 - 3.3

Passe	Camada	Processo	Temperatura de Interpasse (°C)	Energia de Soldagem (KJ/mm)	τ	Espessa (E) Fina (F)	Tempo (1200°C-800°C) (segundos)
1	1	GTAW (CC-)	32	0,29	0,9	F	1,50
2	2		110	0,25	0,9	F	1,43
3	3		100	0,25	0,9	F	1,38
4			105	0,25	0,9	F	1,40
5	4		100	0,27	0,9	F	1,60
6			108	0,28	0,9	F	1,76
7			108	0,28	0,9	F	1,70

De acordo com os valores apresentados nas tabelas 5.1 a 5.3, podem ser extraídos os valores médios, mínimos e máximos para o intervalo de temperatura analisado, conforme apresentados pela tabela 5.4.

Tabela 5.4 – Valores mínimos, médios e máximos de tempos de resfriamentos entre 1200°C - 800°C para os CPs 1.1 - 3.3

VALORES	TEMPO DE RESFRIAMENTO (S)		
	CP 1.1 -1.3	CP 2.1 -2.3	CP 3.1 -3.3
MÍNIMO	1,38	1,38	1,38
MÉDIO	1,69	1,80	1,54
MÁXIMO	2,24	2,87	1,76

De acordo com os resultados encontrados para as soldagens dos CPs 1 - 3 nas condições apresentadas no item 4.3 e, ainda, pelos valores obtidos apresentados nas tabelas 5.1 a 5.4, observa-se que os tempos de resfriamentos estão situados entre uma faixa de 1,4 a 3,0 segundos. Observando-se que os valores de energia de soldagem e temperaturas de preaquecimentos estão dentro dos limites aceitáveis da literatura, conforme GUNN, 2003 e MUTHUPANDI et al, 2003. No entanto, os tempos de resfriamento estão abaixo do mínimo recomendado por estes autores para os AID que descrevem para um intervalo de temperatura entre 1200°C e 800°C, tempos entre 4 e 15 segundos, embora estes autores não descrevam exatamente quais são os materiais, ou seja, AID ou AISD. Cabe destacar que os AISD possuem um elevado teor de elementos que favorecem a formação de ferrita (δ), entretanto as soldagens foram desempenhadas de maneira que o aspecto visual e a deposição da soldagem na posição horizontal estivessem satisfatórias, como pode ser observado pela figura 5.1.



Figura 5.1 – Aspecto visual e da deposição da soldagem do CP 1.

Como pode ser observado pela figura 5.1 não são visíveis escorrimentos ou dificuldade de fusão na soldagem dos passes de enchimento do tubo, na região do CP 1. É importante comentar que a técnica de soldagem com passes retilíneos pode ter contribuído para um resfriamento mais rápido que se fossem realizados com oscilação lateral da tocha. Entretanto, não podemos afirmar que os valores dos tempos de resfriamento abaixo do recomendado, mesmo que a soldagem tenha sido desenvolvida sem problemas operacionais, possam ter provocados problemas microestruturais, tais como precipitações de fases deletérias ou diminuição na formação da fase austenítica (γ).

Da mesma forma, podemos observar que os valores encontrados estão próximos para as três condições de soldagens estabelecidas pelos CPs 1 – 3, ou seja, que a utilização dos gases de proteção diferenciados nos CPs, ou seja, Argônio puro ou em mistura com Nitrogênio não influenciaram variações nos

resultados, no entanto, podem influir nos resultados de formação das fases, pois o nitrogênio possui um papel importante como estabilizador da austenita (γ).

Na soldagem do CP 3, conforme exposto no item 4.3 os passes de acabamento foram resfriados com jato de argônio para acelerar a diminuição da temperatura de interpasse e dar prosseguimento a soldagem, o que justifica tempos mais baixos de resfriamentos conforme pode ser observado na tabela 5.3 e na figura 5.2.



Figura 5.2 – Soldagem resfriada com jatos de argônio no CP 3.

5.2. TRATAMENTO TÉRMICO.

Os tratamentos térmicos foram realizados conforme descrito no item 4.2 e na tabela 4.3 de maneira contínua onde os corpos de prova foram tratados sequencialmente, nos tempos de 15 minutos e posteriormente a 60 minutos. As amostras foram distintas de forma a possibilitar as demais avaliações. O gráfico apresentado na figura 5.3 ilustra o tratamento realizado que teve como objetivo principal a formação das fases deletérias de forma a possibilitar a avaliação pelas técnicas de medição da permeabilidade magnética mediante o uso do ferritoscópio e das avaliações por meio da MIO.

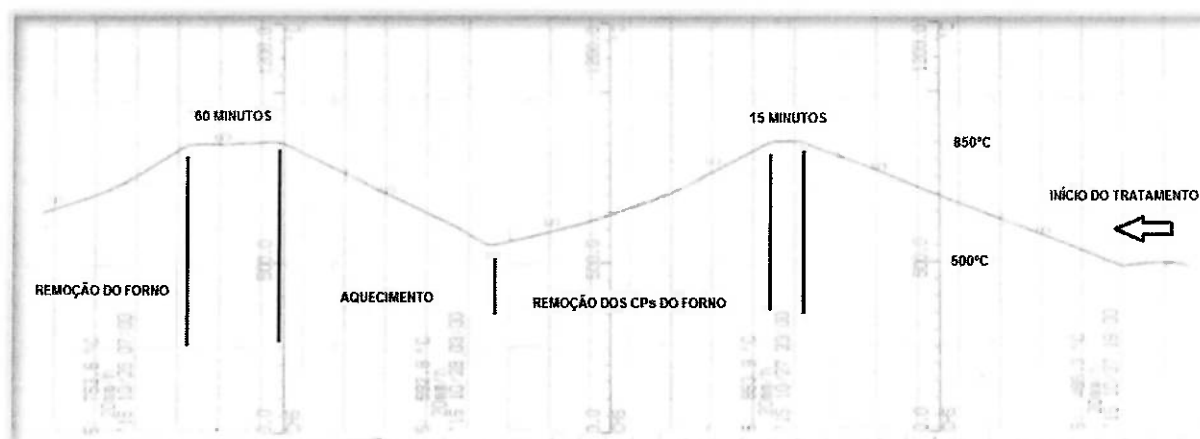


Figura 5.3 – Tratamentos térmicos dos CPs 1 – 3.

Pela análise da figura 5.3 é possível perceber que os CPs foram tratados conforme estabelecido pela tabela 4.3, em condições normais de aquecimento e resfriamento (realizado após a remoção dos CPs do forno) imediatamente em água, após os primeiros 15 minutos e os demais permaneceram no forno para concluir a segunda fase de aquecimento a 60 minutos na mesma temperatura de tratamento, ou seja, a 850°C, com posterior resfriamento em água,

finalizando, portanto, o tratamento de todas as amostras para prosseguimento das análises nas condições tratadas.

5.3. FERRITOSCÓPIO.

Os resultados das medições dos teores de ferrita (δ) para as regiões analisadas de cada amostra dos conjuntos de CP 1 até CP 3 são apresentadas nas tabelas 5.5 a 5.7 e nas figuras 5.4 a 5.21, respectivamente.

Nestes dados estão incluídas as quantidades de medições realizadas, variando de 01 a 36 pontos de medições que tem como objetivo avaliar a influência da quantidade de medições realizadas por intermédio do ferritoscópio no resultado final de uma inspeção *in loco* de um equipamento soldado e, com isto, possibilitar uma indicação para uso de uma quantidade mínima de medições a serem realizadas no campo para se obter um laudo confiável das inspeções.

Também, será possível verificar a confiabilidade destas medições a partir das respectivas comparações com a microscopia ótica, além de possibilitar analisar o comportamento do conjunto quanto a influência das fases deletérias nas medições, pois as fases deletérias, conforme apresentado no item 2.1.5 estas fases, assim como a austenita (γ) não são magnéticas.

Tabela 5.5 – Valores percentuais de ferrita para os CPs 1.1 - 1.3

CP	Teor de Ferrita (%)								
	MB-1	MB-4	MB-36	MS-1-F	MS-4-F	MS-36-F	MS-1-R	MS-4-R	MS-36-R
CP 1.1	47,2 $\pm$ 0	47,4 $\pm$ 0,8	46,8 $\pm$ 1,7	46,1 $\pm$ 0	39,2 $\pm$ 5,1	38,0 $\pm$ 5,0	35,4 $\pm$ 0	34,7 $\pm$ 1,2	32,9 $\pm$ 4,7
CP 1.2	4,8 $\pm$ 0	4,85 $\pm$ 0,17	4,78 $\pm$ 0,16	7,3 $\pm$ 0	7,55 $\pm$ 1,17	6,95 $\pm$ 1,0	10,9 $\pm$ 0	8,13 $\pm$ 2,19	9,92 $\pm$ 1,17
CP 1.3	0,5 $\pm$ 0	0,52 $\pm$ 0,01	0,51 $\pm$ 0,02	0,23 $\pm$ 0	0,30 $\pm$ 0,11	0,25 $\pm$ 0,05	0,84 $\pm$ 0	0,61 $\pm$ 0,2	0,73 $\pm$ 0,11

Tabela 5.6 – Valores percentuais de ferrita para os CPs 2.1 - 2.3

CP	Teor de Ferrita (%)								
	MB-1	MB-4	MB-36	MS-1-F	MS-4-F	MS-36-F	MS-1-R	MS-4-R	MS-36-R
CP 2.1	47,7	47,8 ± 0,4	49,3 ± 1,3	36,7	33,6 ± 3,5	30,5 ± 3,3	19,1	20,3 ± 1,4	23,0 ± 3,0
CP 2.2	4,10	4,95 ± 1,83	4,46 ± 1,08	8,0	7,03 ± 2,58	7,7 ± 1,5	7,9	10,5 ± 1,5	9,1 ± 2,3
CP 2.3	0,43	0,43 ± 0,01	0,45 ± 0,02	0,27	0,27 ± 0,08	0,28 ± 0,06	0,83	0,70 ± 0,02	0,65 ± 0,13

Tabela 5.7– Valores percentuais de ferrita para os CPs 3.1 - 3.3

CP	Teor de Ferrita (%)								
	MB-1	MB-4	MB-36	MS-1-F	MS-4-F	MS-36-F	MS-1-R	MS-4-R	MS-36-R
CP 3.1	44,6	47,7 ± 2,7	49,4 ± 2,2	48,0	44,7 ± 2,9	38,7 ± 5,1	32,0	27,7 ± 4,2	28,2 ± 3,3
CP 3.2	5,4	5,3 ± 0,1	5,2 ± 0,2	6,3	6,9 ± 1,1	6,7 ± 0,8	8,1	7,8 ± 0,9	8,0 ± 1,2
CP 3.3	0,61	0,60 ± 0,02	0,62 ± 0,04	0,29	0,38 ± 0,12	0,33 ± 0,12	0,68	0,80 ± 0,07	0,75 ± 0,10

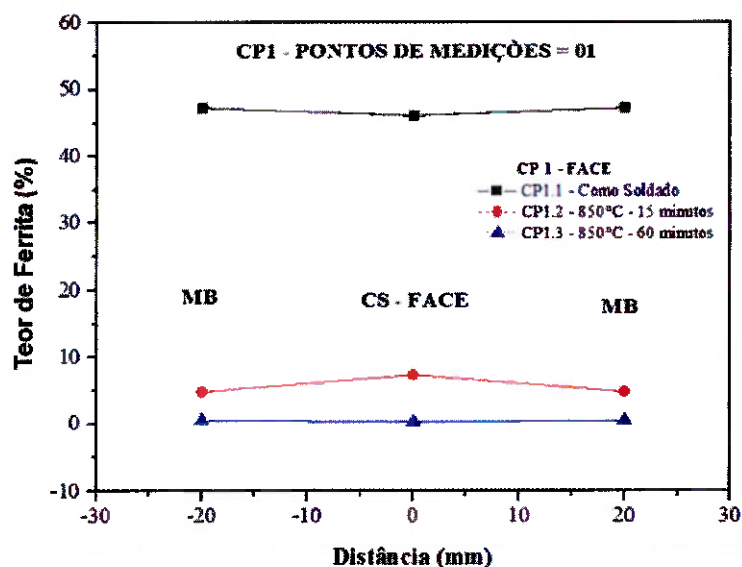


Figura 5.4 – Teor de Ferrita no CP 1 com 1 ponto de medição na face.

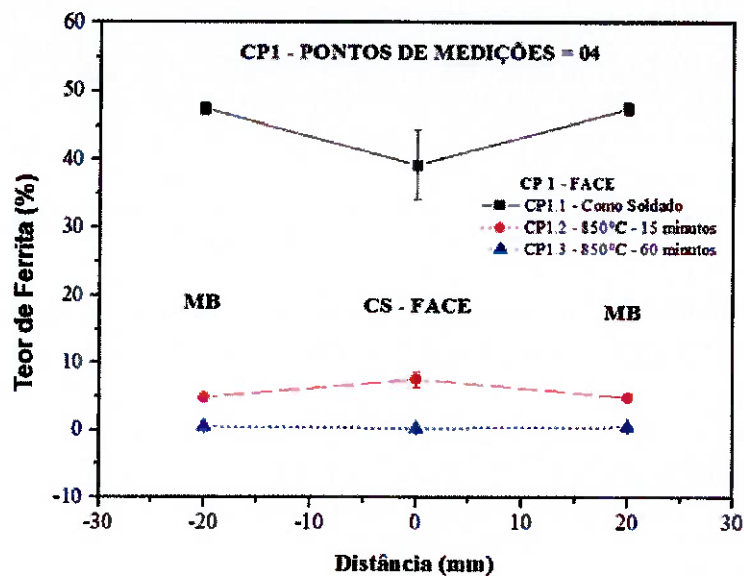


Figura 5.5 – Teor de Ferrita no CP 1 com 4 pontos de medições na face.

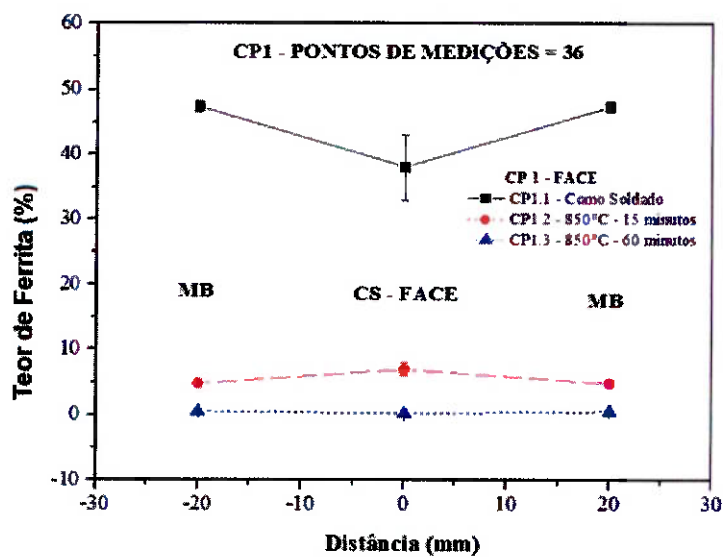


Figura 5.6 – Teor de Ferrita no CP 1 com 36 pontos de medições na face.

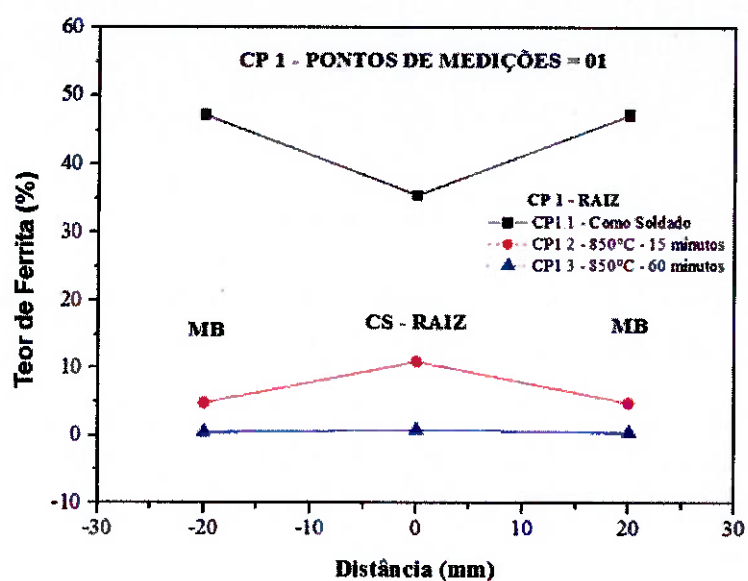


Figura 5.7 – Teor de Ferrita no CP 1 com 1 ponto de medição na raiz.

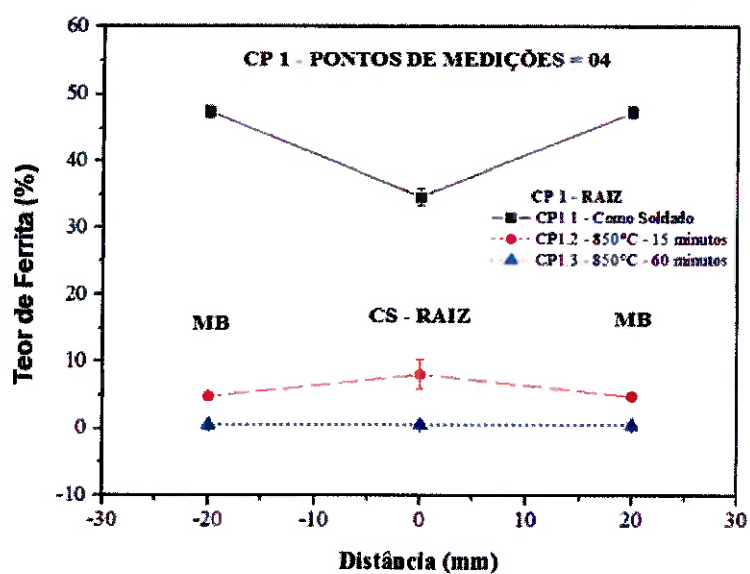


Figura 5.8 – Teor de Ferrita no CP 1 com 4 pontos de medições na raiz.

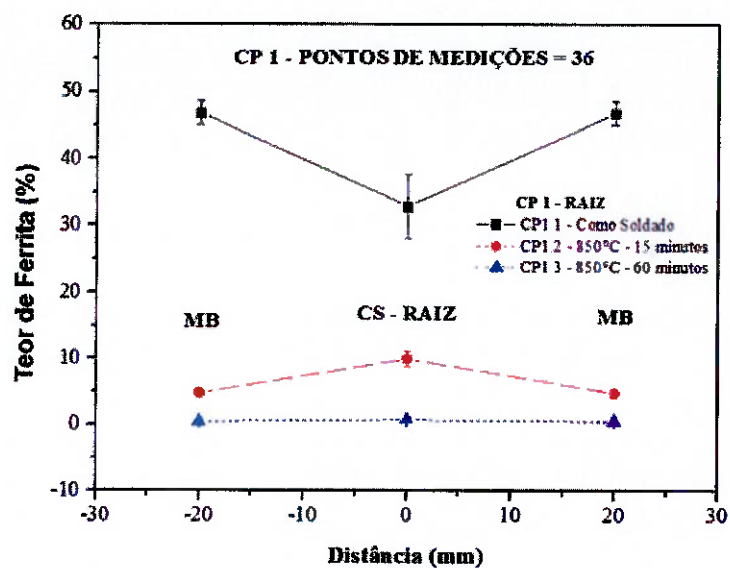


Figura 5.9 – Teor de Ferrita no CP 1 com 36 pontos de medições na raiz.

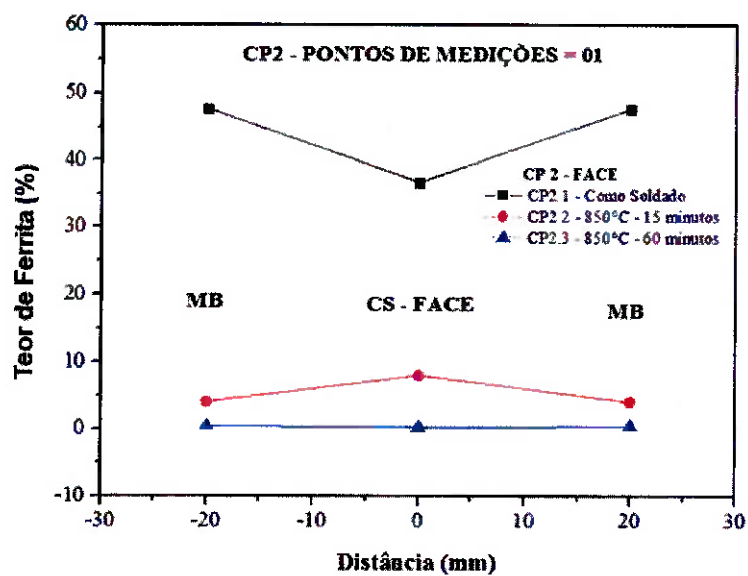


Figura 5.10 – Teor de Ferrita no CP 2 com 1 ponto de medição na face.

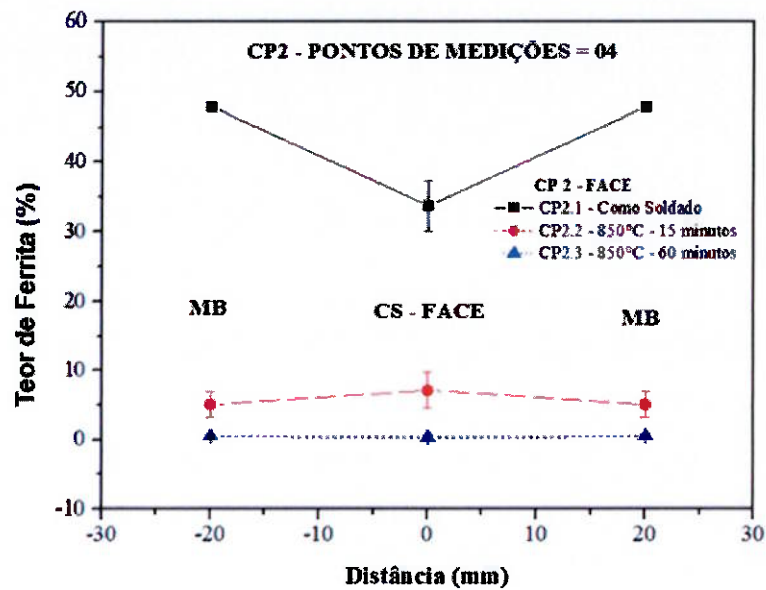


Figura 5.11 – Teor de Ferrita no CP 2 com 4 pontos de medições na face.

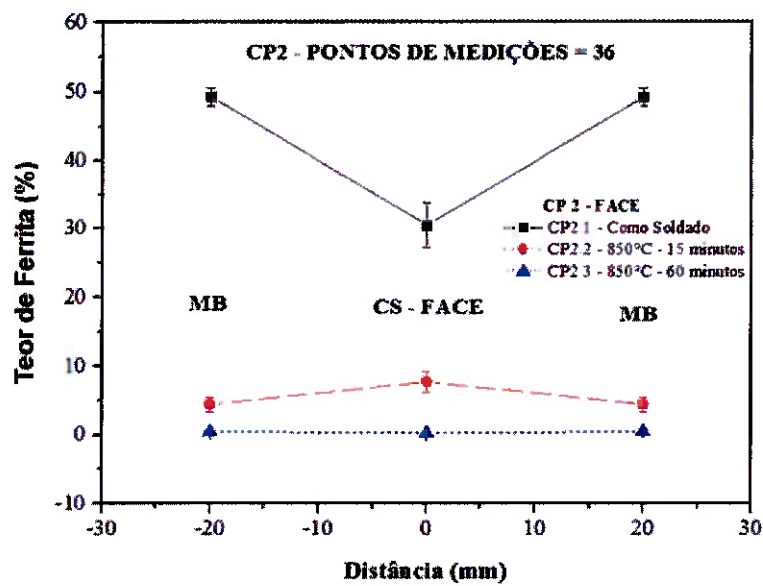


Figura 5.12 – Teor de Ferrita no CP 2 com 36 pontos de medições na face.

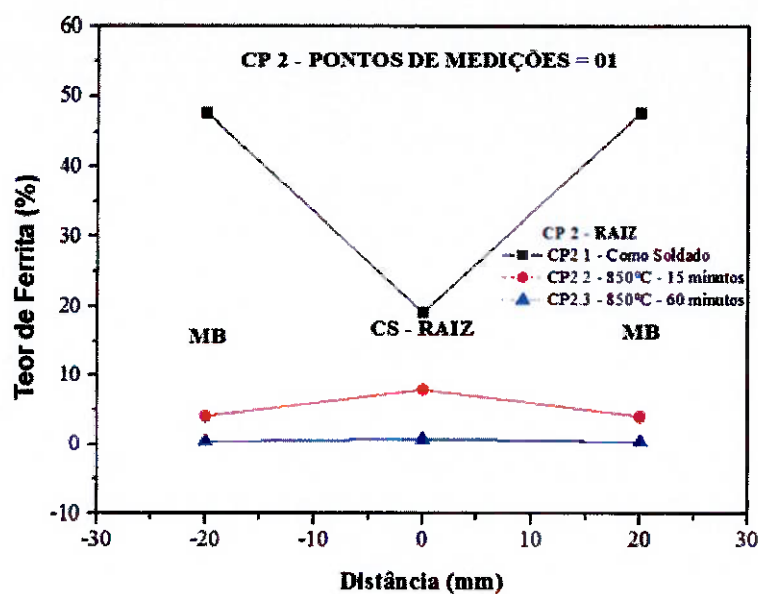


Figura 5.13 – Teor de Ferrita no CP 2 com 1 ponto de medição na raiz.

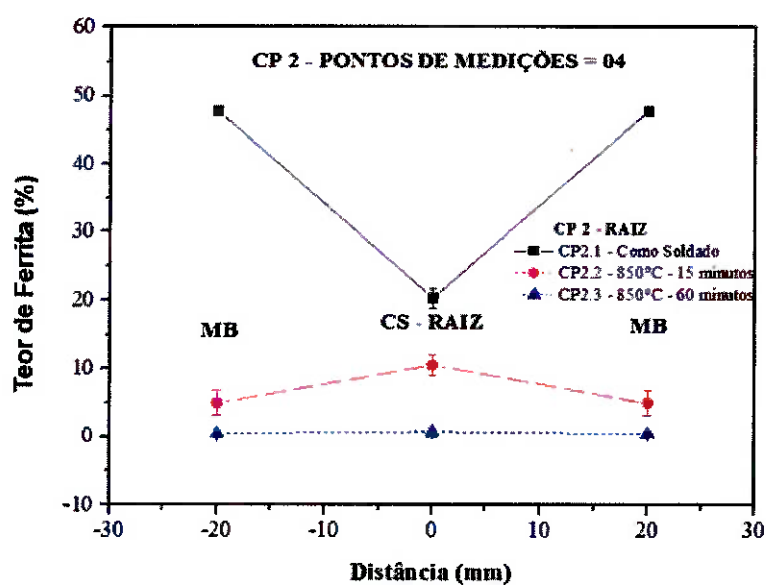


Figura 5.14– Teor de Ferrita no CP 2 com 4 pontos de medições na raiz.

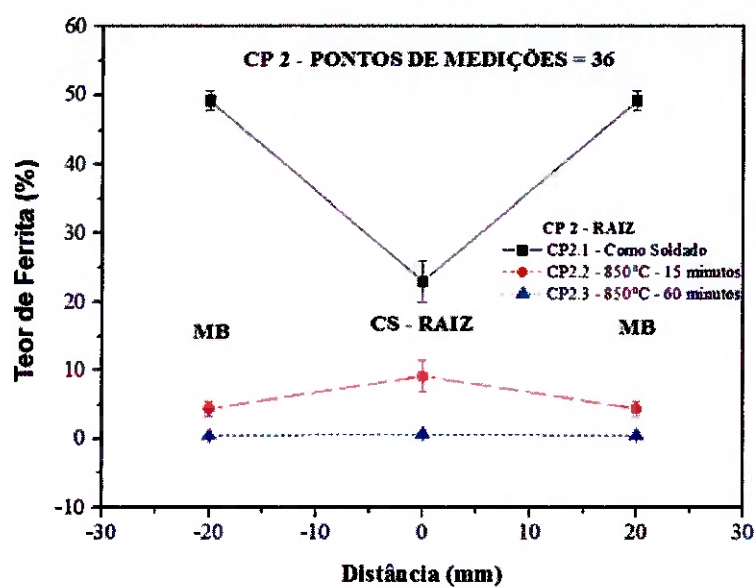


Figura 5.15 – Teor de Ferrita no CP 2 com 36 pontos de medições na raiz.

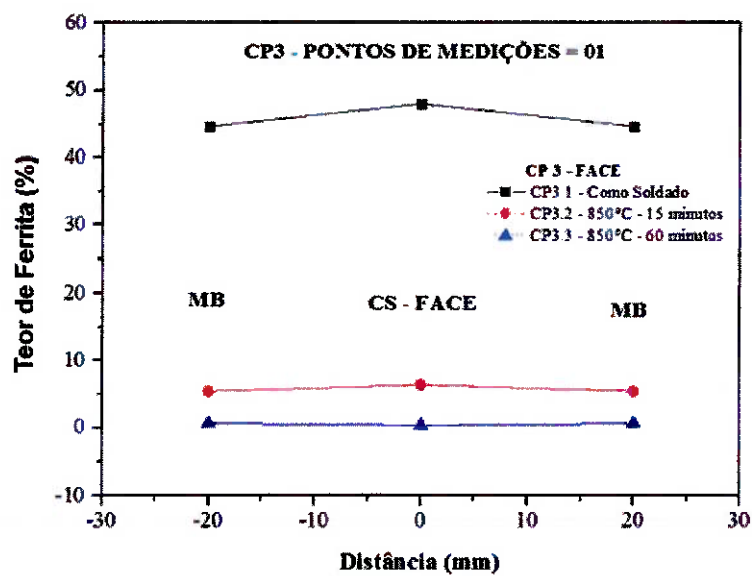


Figura 5.16 – Teor de Ferrita no CP 3 com 1 ponto de medição na face.

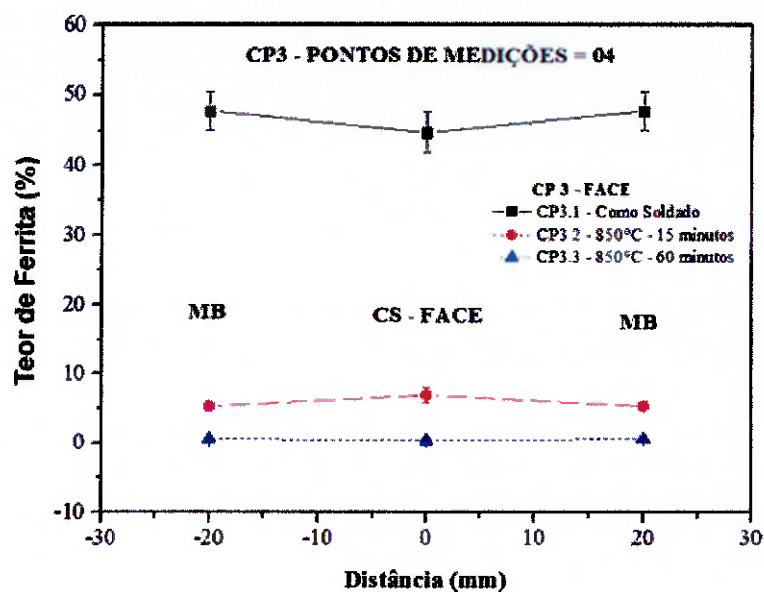


Figura 5.17 – Teor de Ferrita no CP 3 com 4 pontos de medições na face.

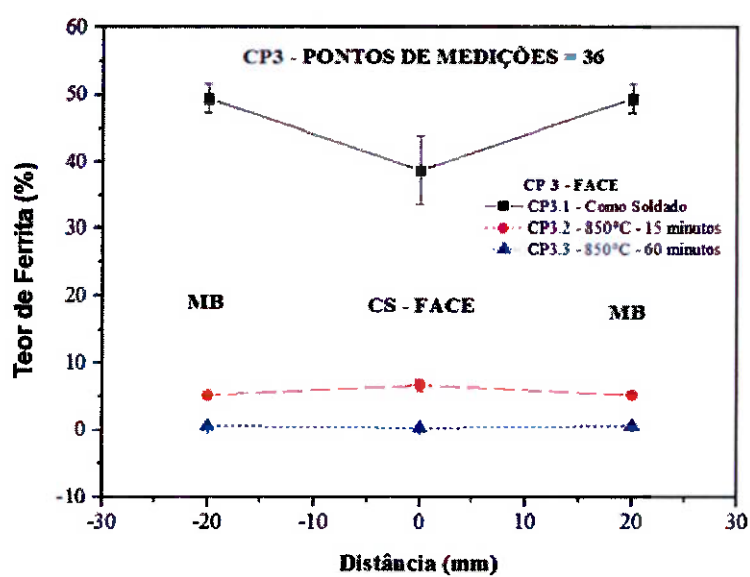


Figura 5.18 – Teor de Ferrita no CP 3 com 36 pontos de medições na face.

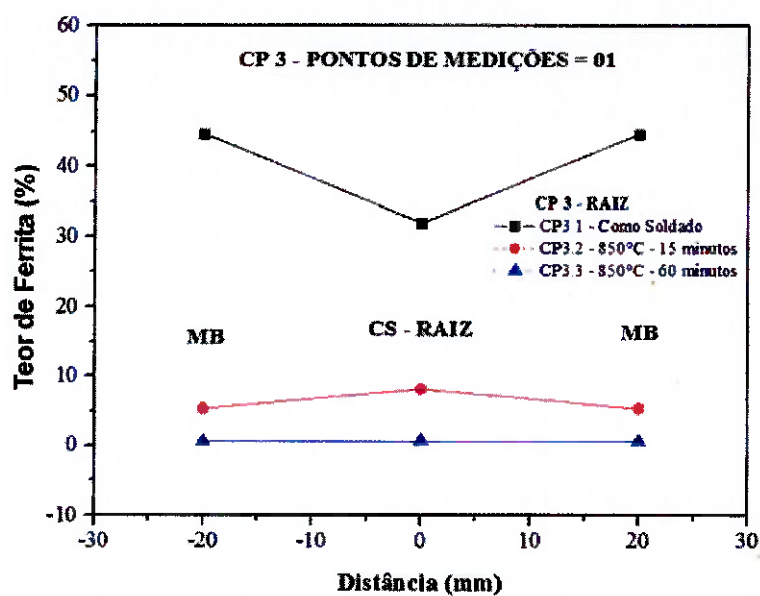


Figura 5.19 – Teor de Ferrita no CP 3 com 1 ponto de medição na raiz.

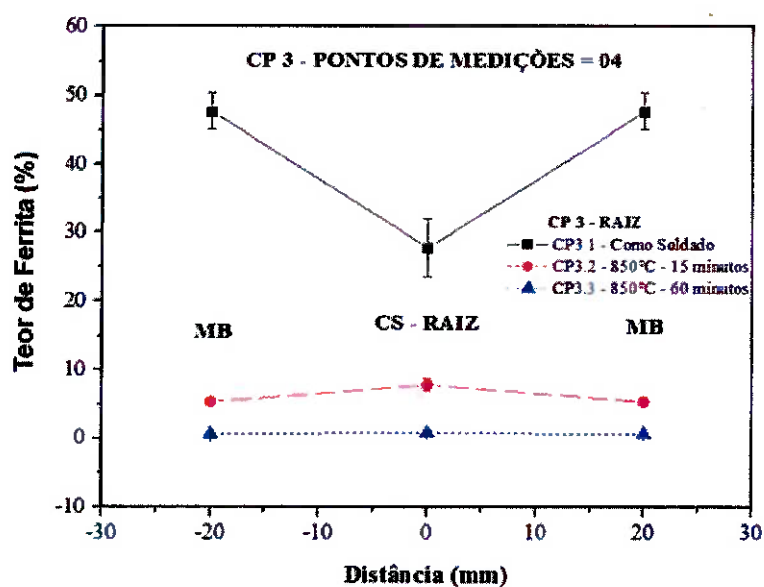


Figura 5.20– Teor de Ferrita no CP 3 com 4 pontos de medições na raiz.

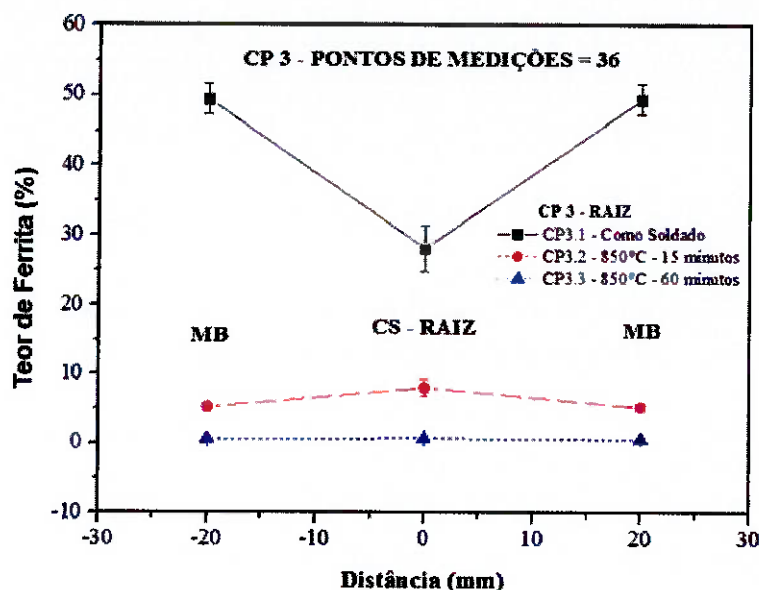


Figura 5.21 – Teor de Ferrita no CP 3 com 36 pontos de medições na raiz.

É possível perceber pela análise dos dados dispostos nas tabelas 5.5 a 5.7, bem como apresentados nos gráficos ilustrados pelas figuras 5.4 a 5.21, que existem perfis definidos entre o MB e o MS, com diferenças significativas entre as medições nas raízes e nas faces. Observa-se que os teores de ferrita decrescem junto às raízes, no entanto, esta situação pode ser proveniente da dificuldade de medição com o sensor do ferritoscópio e os perfis geométricos extremamente convexos das raízes, diferentemente dos aspectos planos das faces, que possibilitam o acoplamento adequado do sensor.

Entretanto, os ciclos térmicos impostos pela soldagem multipasse possibilitam a formação da austenita, uma vez que a composição química do consumível possui mais níquel que o MB, permitindo a formação da austenita por difusão (FOLKHARD, 1988).

As soldagens com gases de proteções diferenciados nos CPs 1-3 não influenciaram significativamente os resultados das medições de ferrita nas

faces, pois os resultados, quando diferentes, estavam dentro dos desvios padrões das medições com mais de um ponto. Desta forma, a quantidade de medições por região deve ser levada em consideração, pois apenas uma única medida poderá tornar enganoso o resultado da inspeção sem uma análise mais acurada.

É importante salientar que o ensaio se tornou muito sensível às variações das microestruturas após as realizações dos tratamentos térmicos a 15 e 60 minutos, pois em todas as amostras ocorreram quedas significativas, como podem ser observadas nas figuras 5.4 a 5.21. No entanto, a técnica não permite descrever se a queda no teor de ferrita é acompanhada pela elevação nos teores de austenita. Torna-se, portanto, necessária a avaliação das regiões por técnicas adicionais, tais como a microscopia ótica, que será discutida no item 5.5.

5.4. TEOR DE NITROGÊNIO.

De acordo com a tabela 5.8, os resultados dos teores do elemento nitrogênio na soldagem das amostras, tanto no MB, quanto na ZF nas raízes e nas faces estão abaixo dos teores encontrados nos dados de fornecimentos do tubo, conforme tabela 4.1 no percentual de 0,25% e do consumível de soldagem, conforme tabela 4.5, no percentual de 0,23%. Estas variações podem ter sido influenciadas pela forma de remoção e técnica da análise química diferenciadas daquelas utilizadas pelos fabricantes do tubo e do consumível, pois a análise do MB foi pontual, considerada como análise de produto e a análise na usina é realizada por corrida. Da mesma forma é

realizada pelo fabricante do consumível, que no caso da vareta de soldagem, é realizada da própria vareta, sem a execução de almofada para remoção amostras.

Em relação ao metal de solda é possível a saída do elemento nitrogênio da região da soldagem pela evolução de gás nitrogênio da poça de fusão, o que poderia causar estas divergências.

Entretanto alguns valores merecem atenção, tais como os valores da raiz da amostra CP 2.1, e os valores da raiz e face da amostra CP 3.1 que podem ter sido atribuídas a falhas no processo de análise, em especial na raiz, pois a obtenção das limalhas para possibilitar as análises desta região foram retiradas a, no máximo, 1,0mm de profundidade a partir da superfície convexa da raiz, objetivando evitar a contaminação da amostra pela diluição.

Tabela 5.8 – Teores de Nitrogênio no MB e ZF na raiz e na face.

TEOR DE NITROGÊNIO (%)	
AMOSTRA	PERCENTUAL
CP1.1 MB	0,190
CP1.1 F	0,175
CP1.1 R	0,189
CP2.1 F	0,229
CP2.1 R	0,067
CP3.1 F	0,135
CP3.1 R	0,106
MB - CERTIFICADO	0,25
CONSUMÍVEL - CERTIFICADO	0,23

5.5. MICROSCOPIA ÓTICA.

Conforme descrito no item 4.4.2 a execução da MIO tem como propósito a quantificação das fases austeníticas (γ), ferríticas (δ) e das fases deletérias presentes, bem como auxiliar na avaliação e entendimento dos resultados obtidos por outras examinações, tais como a medição da permeabilidade magnética mediante o uso de um ferritoscópio e a avaliação do teor de nitrogênio, além de entender os resultados das soldagens dos CPs.

Desta forma, foram realizadas quantificações por meio dos reagentes descritos na tabela 4.11, ou seja, o reagente de Murakami foi utilizado para quantificar a fase ferrítica (δ) e o reagente de KOH foi utilizado para quantificar as fases deletérias, onde, neste estudo serão denominadas de fase sigma (σ).

Desta forma, a figura 5.22 apresenta os locais onde foram realizadas estas quantificações, examinadas nas seções transversais das amostras em estudo.

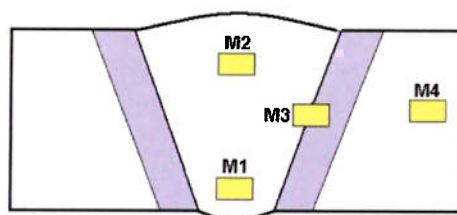


Figura 5.22 – Localização dos pontos de examinações para as quantificações das fases ferrita (δ), austenita (γ) e fases deletérias.

Na figura 5.23 apresenta as regiões da raiz e do enchimento da amostra CP1.1, na condição como soldado, observando-se claramente as fases ferrita (δ) e austenita (γ) onde esta última fase encontra-se em uma proporção maior. Através destas figuras, é possível observar algumas austenitas de

características alongadas do tipo widmannstätten (GUNN, 2003), além daquelas mais equiaxiais, presentes em maior proporção na raiz (M1), nucleadas no interior da ferrita, seja nos nitretos de cromo previamente precipitados ou em inclusões presentes nesta fase (LONDOÑO, 2001).

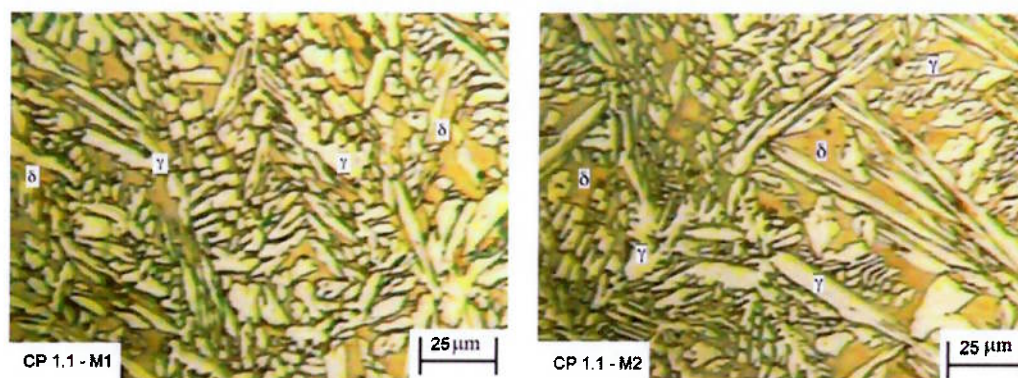


Figura 5.23 – Microestruturas do MS nas regiões da raiz e enchimento do CP 1.1, reagente de Murakami.

Nas figuras 5.24, observam-se ambos os tipos de austenita na LF e no MB, destacando-se na região da LF algumas austenitas de características alotriomorfais na ZAC tal como reportado por (LONDOÑO, 2001).

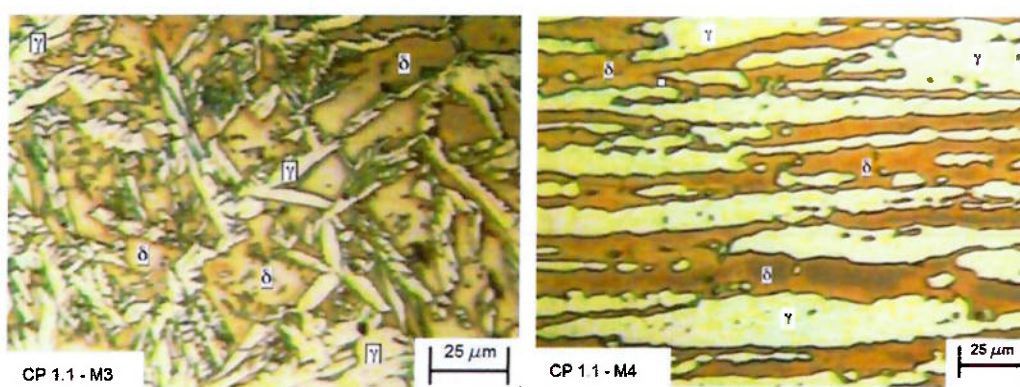


Figura 5.24 – Microestruturas nas regiões da LF e MB do CP 1.1, reagente de Murakami.

As figuras 5.25 e 5.26 apresentam as microestruturas obtidas nas amostras nas condições como soldados (CS) denotando as mesmas

características encontradas nas figuras 5.23 e 5.24, onde são encontrados em maior número austenitas de diversas formas, que possivelmente são decorrentes da soldagem utilizando consumível com maior teor de níquel que o metal de base e dos ciclos térmicos nas regiões oriundas da soldagem multipasse (FOLKHARD, 1988).

É importante salientar que a utilização dos gases de proteção com argônio puro ou misturado com 2,5% de nitrogênio não provocaram mudanças significativas nos aspectos das microestruturas das faces. No entanto, é possível perceber que nas regiões das raízes, a existência de uma maior concentração de austenita, pode ser devida, também, a utilização de um gás de proteção com 2,5% de nitrogênio, pois o nitrogênio é um elemento estabilizador da austenita (GUNN, 2003).

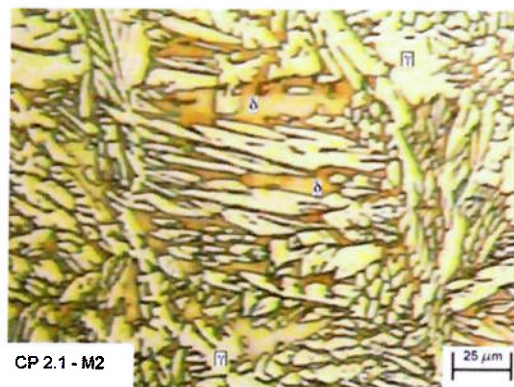


Figura 5.25 – Microestruturas na região da face do CP 2.1, reagente de Murakami.

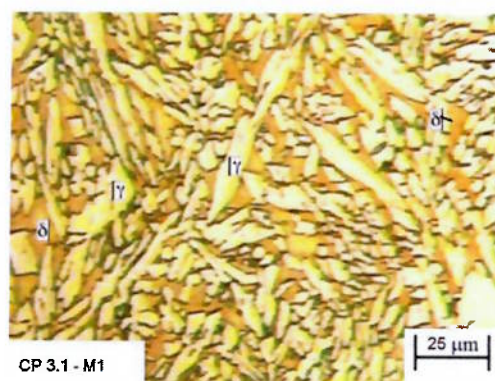


Figura 5.26 – Microestruturas na região da raiz do CP 3.1, reagente de Murakami.

As figuras 5.27 a 5.29 apresentam as microestruturas obtidas nas amostras nas condições de tratamento térmico por um tempo de 15 minutos denotando que os efeitos da temperatura de 850°C influenciou na diminuição do teor de ferrita, possibilitando, conforme descrito no item 2.1.4.2, figura 2.8 e tabela 2.5, a formação de fases deletérias, tais como a fase sigma (σ), bem como o aumento de austenita, a partir da nucleação nos grãos de ferrita e de outros precipitados (GUNN, 2003) e (SMUK, 2004).

É importante ressaltar que o reagente de Murakami foi utilizado para quantificar as fases ferrita e austenita, no entanto, devido a quantidade significativa de fases deletérias, foi possível identificar as fases deletérias a partir do ataque aos grãos de ferrita.

A figura 5.30 apresenta a ZAC da amostra CP 3.2 com maior aumento, onde é possível perceber a diminuição intensa dos grãos de ferrita e a intensa precipitação de fase sigma.

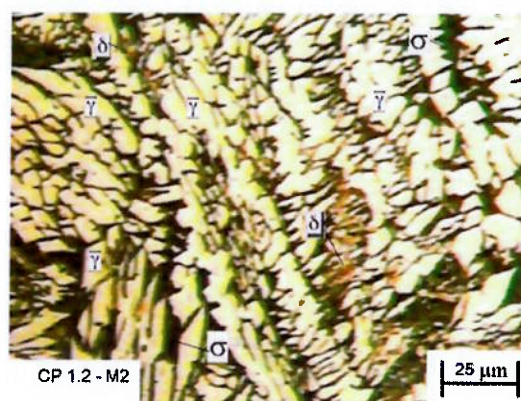


Figura 5.27 – Microestruturas na região da face do CP 1.2, reagente de Murakami.

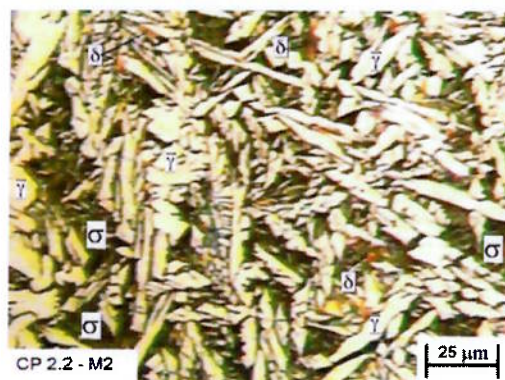


Figura 5.28 – Microestruturas na região da face do CP 2.2, reagente de Murakami.

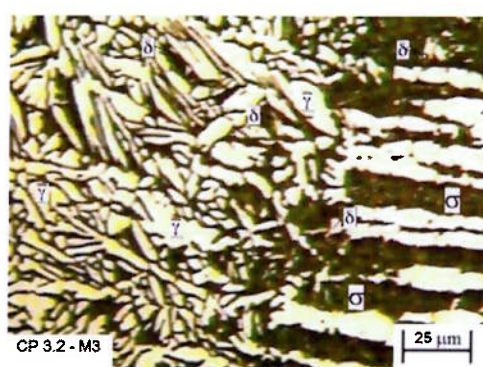


Figura 5.29 – Microestruturas na região da LF do CP 3.2, reagente de Murakami.

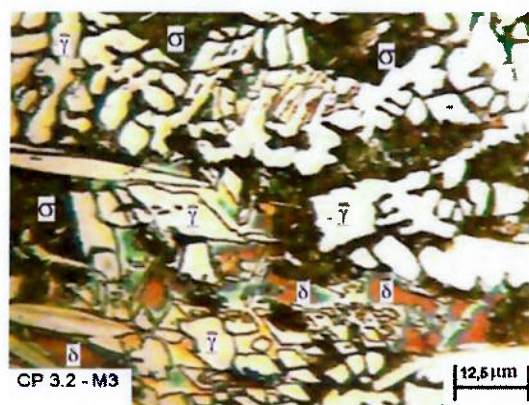


Figura 5.30 – Microestruturas na região da LF do CP 3.2, reagente de Murakami, com aumento de 800X.

A figura 5.31 apresenta a raiz da amostra CP 2.3 na condição de tratamento térmico a 60 minutos, onde é possível perceber a diminuição intensa dos grãos de ferrita de maneira que somente existam fases sigma (σ) e austenita (γ). Desta maneira, a intensificação do aumento destas fases está de acordo com o descrito no item 2.1.4.2.

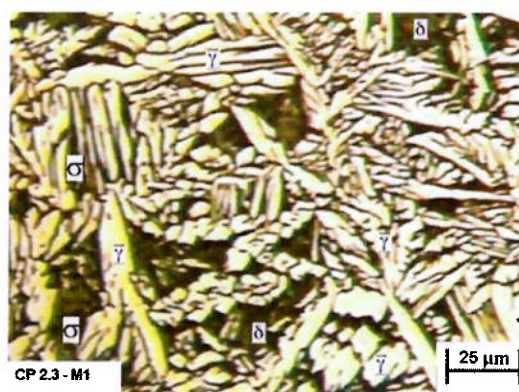


Figura 5.31 – Microestruturas na região da raiz do CP 2.3, reagente de Murakami.

As figuras 5.32 a 5.37 corroboram com as imagens apresentadas anteriormente em relação aos ataques com o reagente de Murakami, pois a utilização do reagente de KOH foi executada apenas para a detecção de fase sigma. Nestes casos, a presença da fase sigma nas condições de tratamentos a

15 minutos e a 60 minutos foi confirmada, pois são observadas em todas as regiões das seções transversais das amostras, sejam nas raízes, faces, ZAC e no MB.

Em relação ao MB é importante comentar que, devido ao material ser um AISD de liga UNS S32760, onde a presença de elementos estabilizadores da austenita, tais como, níquel e o nitrogênio, são menores que os encontrados no ZF, a intensificação da precipitação de fase sigma é muito superior, conforme pode ser observado na figura 5.38.

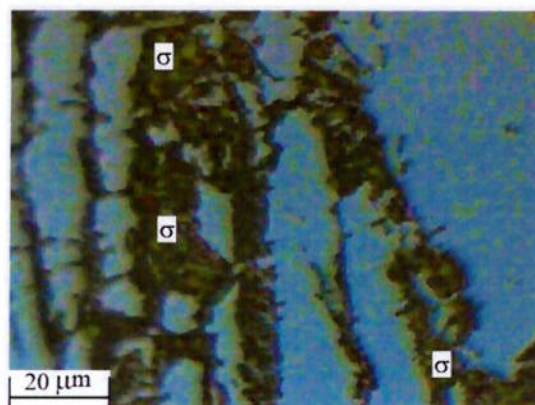


Figura 5.32 – Microestruturas na LF do CP 1.2, reagente de KOH.

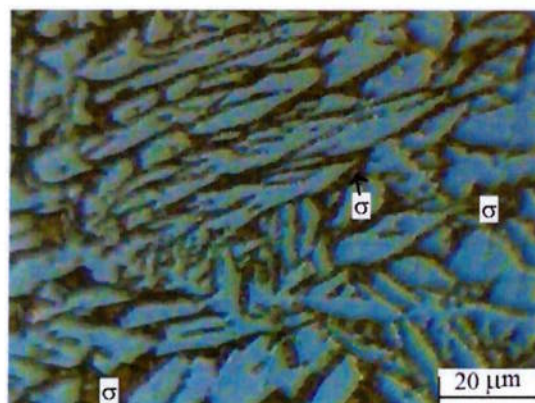


Figura 5.33 – Microestruturas na face do CP 1.3, reagente de KOH.

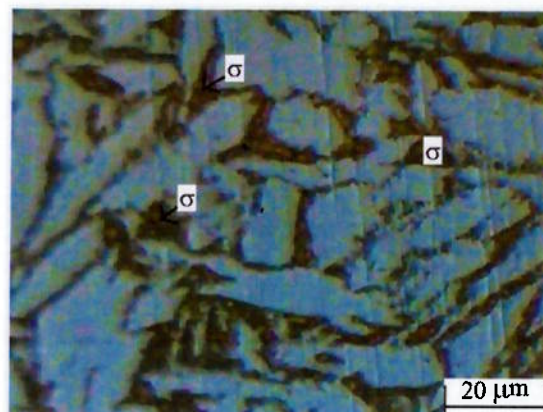


Figura 5.34 – Microestruturas na face do CP 2.2, reagente de KOH.

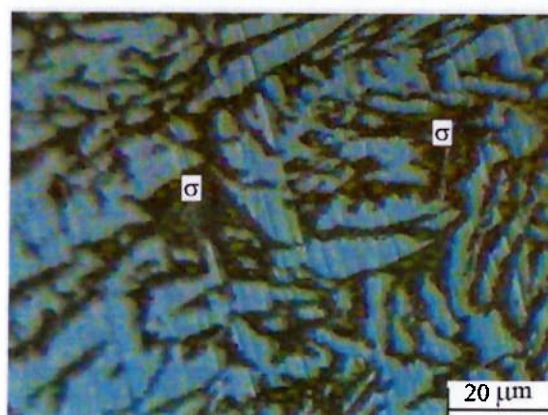


Figura 5.35 – Microestruturas na raiz do CP 2.3, reagente de KOH.

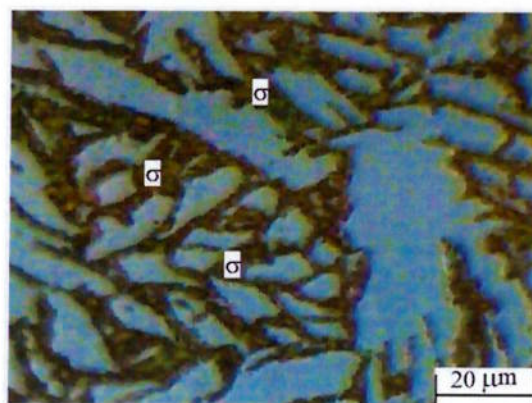


Figura 5.36 – Microestruturas na raiz do CP 3.2, reagente de KOH.

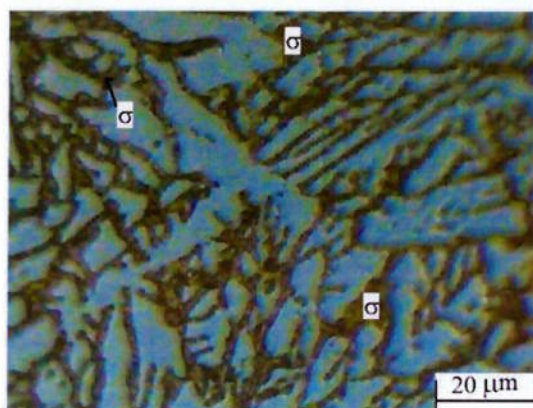


Figura 5.37 – Microestruturas na raiz do CP 3.3, reagente de KOH.

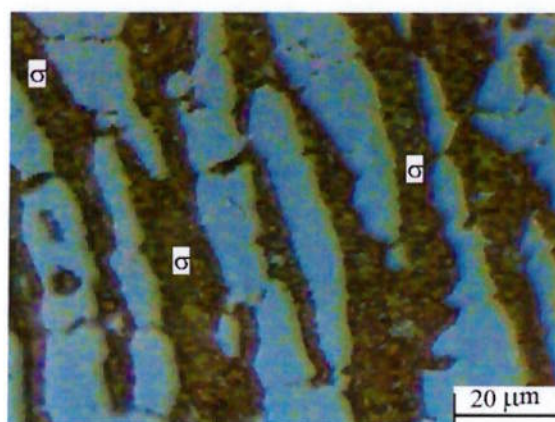


Figura 5.38 – Microestruturas no MB do CP 3.3, reagente de KOH.

É importante destacar que na precipitação da austenita do tipo widmannstätten pode ser resultante de baixos tempos de resfriamento, conforme discutido os valores descritos na tabela 5.4. Entretanto, observam-se, preponderantemente, austenita do tipo equiaxial grosseira provavelmente atribuída a um mecanismo de difusão por permanências em altas temperaturas como produto de uma baixa velocidade de avanço. Como era de se esperar, neste último caso, a proporção de ferrita é muito baixa nas regiões das raízes, contribuindo para a diminuição quando expostos aos tratamentos térmicos isotérmicos a 15 e 60 minutos. Deste modo ocorreu uma grande influência, nas medidas obtidas pelo ferritoscópio nestes locais.

As tabelas 5.9 a 5.10 apresentam os resultados das quantificações obtidas em todas as amostras, observa-se que os valores estão aproximadamente de acordo com os obtidos na medição da permeabilidade magnética com a utilização do ferritoscópio.

Tabela 5.9 – Quantificações de fases das amostras por análise de imagens na condição como soldadas (CS).

QUANTIFICAÇÕES (%)				
COMO SOLDADO (CS)				
AMOSTRA	LOCAL	FERRITA	FASES DELETÉRIAS	AUSTENITA
CP 1.1	FACE	40,00	0,00	60,00
	RAIZ	37,00	0,00	63,00
	ZAC	48,00	0,00	52,00
	MB	41,00	0,00	59,00
CP 2.1	FACE	39,00	0,00	61,00
	RAIZ	33,00	0,00	67,00
	ZAC	41,00	0,00	59,00
	MB	41,00	0,00	59,00
CP 3.1	FACE	41,00	0,00	59,00
	RAIZ	34,00	0,00	66,00
	ZAC	44,00	0,00	56,00
	MB	42,00	0,00	58,00

Tabela 5.10 – Quantificações de fases das amostras na condição de tratadas termicamente a 850°C por um tempo de 15 minutos.

QUANTIFICAÇÕES (%)				
TRATAMENTO TÉRMICO 850°C POR 15 MINUTOS				
AMOSTRA	LOCAL	FERRITA	FASES DELETÉRIAS	AUSTENITA
CP 1.2	FACE	7,50	31,82	60,69
	RAIZ	5,00	36,79	58,22
	ZAC	8,00	34,82	57,19
	MB	8,50	36,87	54,64
CP 2.2	FACE	9,00	32,71	58,29
	RAIZ	6,00	37,28	56,72
	ZAC	7,00	37,52	55,48
	MB	9,00	39,40	51,60
CP 3.2	FACE	7,50	28,63	63,87
	RAIZ	5,00	38,18	56,82
	ZAC	8,00	36,80	55,21
	MB	9,00	41,17	49,83

Tabela 5.11 – Quantificações de fases das amostras na condição de tratadas termicamente a 850°C por um tempo de 60 minutos.

QUANTIFICAÇÕES (%)				
TRATAMENTO TÉRMICO 850°C POR 60 MINUTOS				
AMOSTRA	LOCAL	FERRITA	FASES DELETÉRIAS	AUSTENITA
CP 1.3	FACE	1,00	35,16	63,85
	RAIZ	1,00	43,07	55,94
	ZAC	1,00	40,76	58,25
	MB	1,00	46,87	52,13
CP 2.3	FACE	1,00	37,54	61,46
	RAIZ	1,00	41,05	57,95
	ZAC	1,00	43,00	56,01
	MB	1,00	43,05	55,95
CP 3.3	FACE	1,00	35,38	63,62
	RAIZ	1,00	40,21	58,79
	ZAC	1,00	43,94	55,06
	MB	1,00	46,88	52,13

6. CONCLUSÕES.

Em relação aos cálculos dos tempos de resfriamentos, os valores ficaram abaixo do determinado pela literatura, no entanto, não foram observados, durante a execução da soldagem, nenhum comprometimento operacional em relação à técnica de execução, cabe ressaltar que o CP 3 teve a execução do acabamento resfriado para acelerar a soldagem e não esperar para que a temperatura de interpasse resfriasse normalmente, todavia, a temperatura de interpasse ficou dentro do estabelecido pela literatura e é uma das variáveis de cálculo do tempo de resfriamento. Desta forma, como os valores da literatura são recomendações, os resultados encontrados podem ser considerados aceitáveis.

A execução da soldagem deve considerar sempre as variáveis estabelecidas, tais como, temperatura de interpasse, energia de soldagem e o tempo de resfriamento, pois estes parâmetros, quando não acompanhados e/ou controlados, poderão influenciar negativamente nas soldagens dos AISI, uma vez que a combinação temperatura máxima alcançada e o tempo de permanência nesta temperatura provocarão a precipitação de fases deletérias, culminando com a perda das propriedades mecânicas e resistência à corrosão destas matérias. Ressalta-se que não é necessária a junta ser tratada e sim, algum ponto ser submetido a um ciclo térmico que esteja exposto a estas combinações de temperatura máxima *versus* tempo.

Em relação ao teor de nitrogênio os valores estão abaixo dos estabelecidos pelos certificados dos fabricantes, no entanto, estes dados são

referentes às coletas de análises por corrida e os obtidos nas amostras de estudo foram coletados do produto (tubo) e das respectivas zonas fundidas. Cabe ressaltar que existem diferenças entre as técnicas de análises de produto e da corrida, com seus respectivos erros e desvios. Portanto, seria importante submeter as amostras a novas análises por outras técnicas e em outros pontos para confirmação dos valores e estabelecer uma margem para perda por volatilização do elemento, durante a soldagem. Entretanto, de acordo com os resultados obtidos pelo uso do ferritoscópio e da MIO, todas as amostras apresentaram valores percentuais de austenita maiores que os valores de ferrita, nas condições como soldadas, denotando que os teores baixos não prejudicaram a estabilização da austenita.

As proporções de ferrita (δ) obtidas pelo uso do ferritoscópio estão próximas às obtidas por MIO. No entanto, é aconselhável a realização de blocos de calibração de MS depositado com diversas proporções de ferrita / austenita de modo obter uma maior precisão nos valores adquiridos, uma vez que os blocos de calibração fornecidos pelo fabricante são essencialmente ferríticos.

As medições das proporções de fases mediante uso do ferritoscópio sobre o MS sem tratamento prévio da superfície acusará valores percentuais menores de ferrita em virtude da convexidade do cordão, em especial nas raízes pois a convexidade é excessiva.

Caso as medições de proporções de fases mediante uso do ferritoscópio estiverem próximas do valor crítico e/ou com bastante dispersão, torna-se indispensável um estudo complementar mediante emprego de réplicas metalográficas no local de análise de modo a determinar mudanças

microestruturais e de proporções de fases no local de análise, sem a destruição do equipamento, pois as medições em MIO, como já comentado, estiveram próximas às do ferritoscópio.

A região avaliada deverá ser delimitada por uma determinada área que deverá possuir planicidade suficiente, além de serem efetuadas, nesta região, de, no mínimo, 04 medições a pelo menos 36 medições pelo uso do ferritoscópio de maneira a se evitar que medidas em quantidades insuficientes possam rejeitar ou aprovar a região sem uma análise mais acurada. Neste sentido seria interessante a criação de uma instrução normativa de inspeção, mais rigorosa, baseada nestes critérios.

SUGESTÕES DE TRABALHOS FUTUROS.

Realização de uma soldagem de uma soldagem de um AISD de maneira a submeter pontos a ciclos térmicos semelhantes aos tratamentos isotérmicos e realizar avaliações.

Realizar um estudo por Difração de Raios X e EBSD para determinação das fases deletérias presentes nas soldagens.

Realizar medições com Correntes Parasitas em blocos padrões estabelecidos para os AID ou AISD e compará-los com as medidas do ferritoscópio.

Realizar avaliações com réplicas metalográficas e compará-las com a MIO e demais técnicas.

Simular a coleta de amostras de nitrogênio nas raízes para análise por diversas técnicas de análise química e verificar a relação dos teores encontrados com os teores de ferrita e fases deletérias.

Realizar ensaios de tenacidade ao impacto tipo Charpy com entalhe em "V" para a avaliação da tenacidade destas amostras com os teores de nitrogênio no patamar que estão.

Realizar ensaios de corrosão por perda de massa conforme ASTM G 48 e a determinação da temperatura mínima de pite, conforme ASTM G 150 para verificar se os valores de nitrogênio poderiam afetar os resultados.

7. REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS:

ABTIBOL MENEZES, J. W.; ABREU, H.; KUNDU, S.; BHADESHIA, H. K. D. H.; KELLY, P. M. Free Content Crystallography of Widmanstätten Austenite in Duplex Stainless Steel Weld Metal. Science and Technology of Welding & Joining. Vol. 14 (2009). 4-10, 2009.

ADAMS, C.M.Jr, Cooling rates and peak temperatures in fusion welding. Welding Journal, Volume 37, número 5, pages 210s-215s, 1958.

ASM HANDBOOK. Metallography and microstructures. ASM International, Volume 09 2004.

ASM HANDBOOK, Welding, Brazing and Soldering, ASM International, Volume 6, 1993.

ASM HANDBOOK, Nondestructive evaluation and quality control, ASM International, Volume 17, 1997.

ASME B 31.3, Process Piping, 2012, Edition.

ASME V, Boiler and Pressure Vessel Code, section V, Nondestructive Examination, 2011.

ASTM A790/A790M-11: Standard Specification for Seamless and Welded Ferritic/Austenitic Stainless Steel Pipe, 2011.

ASTM E 562-11: Standard Test Method for Determining Volume Fraction by Systematic Manual Point Count, 2011.

AWS A 5.12 – Specification for Tungsten and Tungsten-Alloy Electrodes for Arc Welding and Cutting, 2011.

AWS A5.9, Specification for bare stainless steel welding electrodes and rods, 2010.

BRANDI, S. D.; Estudo da soldabilidade do aço inoxidável duplex DIN W.nr 1.4442 (UNS S31803). São Paulo, 1992. Tese de doutorado, Escola Politécnica da Universidade de São Paulo, São Paulo, 1992.

BUTTING. Processing duplex/superduplex. Butting - Germany. Catálogo de produtos. Disponível em: <
<http://www.butting.com.cn/download/brochures/14DuplexGB-eg.pdf> >. Acesso em: 12 Jul. 2012.

CALLISTER, W.D.Jr e RETWWISH, D.G.; Materials Science and Engineering: An Introduction, oitava edição. Estados Unidos da América: John Wiley & Sons, Inc., 2010, 1000p.

CÔRTE, R.R.A.. Detecção de alterações microestruturais em aços inoxidáveis duplex e lean duplex com ferritoscópio e correntes parasitas. Niterói, 2012. Trabalho Final de Conclusão de Curso (Graduação), Universidade Federal Fluminense (UFF), 2012.

CULLITY, B.D.; GRAHAM, C.D. Introduction to Magnetism and Magnetic Materials, second edition, Wiley-IEEE Press, 56, 2009.

DAVIS, J.R. ASM Specialty Handbook - Stainless Steels. ASM International, 1996, 577 p.

DELONG, W.T. Ferrite in Austenitic Stainless Steel Weld Metal. Welding Journal. Vol. 53 Nº7. 273s-286s, 1974

DUPONT, J.N, MARDER A.R., Thermal Efficiency of Arc Welding Processes. Welding Journal. Vol. 74, Nº12. 406s-416s, 1995

DOMÍNGUEZ-AGUILAR, M.A.; NEWMAN, R.C. Detection of Deleterious Phases in Duplex Stainless Steel by Weak Galvanostatic Polarization in Alkaline Solution. Corrosion Science. Vol. 48 (2006). 2560-2576, 2006.

ELMASSALAMI, M., PALATINIK DE SOUZA, I.; AREIZA, M.C.L.; REBELLO, J.M.A.; ELZUBAIR, A.; On The Magnetic Anisotropy of Superduplex Stainless Steel, Journal of Magnetism and Magnetic Materials. Vol. 323 (2011). 2403-2407, 2011.

EVANGELISTA, E.; Mc QUEEN, H.J.; NIEWCZAS, M.; CABIBBO, M. Hot Workability of 2304 and 2205 Duplex Stainless Steels. Canadian Metallurgical Quarterly. Vol. 43, Nº3. 339-354, 2004.

FOLKHARD, E. Welding Metallurgy of Stainless Steels. Springer-Verlag/Wien – New York, 1988, 279 p.

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 de mestrado, Escola Politécnica da Universidade de São Paulo, 2001.

GRIJALBA, F. A. F, Desenvolvimento de Ensaio Não Destrutivo baseado no Ruído Magnético de Barkhausen para caracterização de tensões elásticas e deformações plásticas em aços. São Paulo, 2013. Tese de Doutorado - Escola Politécnica da Universidade de São Paulo, 2010.

GHOSH, S.K.; MONDAL S. High Temperature Ageing Behavior of a Duplex Stainless Steel. Materials Characterization. Vol. 59 (2008). 1776-1783, 2008.

GRANJON, H. Fundamentals of Welding Metallurgy. Cambridge - England: Abington Publishing, 1991. 210 p.

GRONG, O. Metallurgical modeling of welding, The Institute of Materials, 1994, 581p.

GUNN, R.N. Duplex stainless steels. Microstructure, properties and applications. Cambridge - England: Abington Publishing, 2003. 204 p.

HELMUT FISCHER. FERRITOSCOPE® FMP30 Measurement of the Ferrite Content in Austenitic and Duplex Steel. Helmut Fischer - Germany. Catálogo do Feritscope® FMP30. Disponível em: <http://www.helmut-fischer.com/independent/31/ferrit_prod_detail.asp>. Acesso em: 09 Jul. 2012.

HILKES, J., BEKKERS, K., Welding duplex stainless steel, Welding Journal, November, p-51-54, 1995.

INTERNATIONAL MOLYBDENIUM ASSOCIATION – IMOA. Orientações práticas para processamento dos aços inoxidáveis Duplex London - England, 2014. 64 p. Disponível

em: <http://www.imoa.info/download_files/stainlesssteel/Duplex_Stainless_Steel_Portuguese.pdf>. Acesso em: 21 mai 2014.

LANCASTER, J.F.; Metallurgy of Welding: Cambridge - England: Abington Publishing, 1999. 468p.

LIPPOLD, J.C.; KOTECKI, D.J. Welding metallurgy and weldability of stainless steels. John Wiley & Sons, Inc, 2005.

LONDOÑO, A.J.R. 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. Dissertação de mestrado, Escola Politécnica da Universidade de São Paulo, 1997.

LONDOÑO, A.J.R. Precipitação de fases intermetálicas e austenita secundária na ZAC de soldagens multipasse de aços inoxidáveis duplex. Tese de doutorado, Escola Politécnica da Universidade de São Paulo, 2001.

MAEHARA, Y.; KOIKE, M.; FUJINO, N.; KUNITAKE, T. Precipitation of σ Phase in a 25Cr-7Ni-3Mo Duplex Phase Stainless Steel. Transactions of the Iron and Steel Institute of Japan. Vol. 23, N°3. 240-246, 1983.

MARQUES, P.V.; MODENESI, P.J.; Algumas equações úteis em soldagem. Soldagem & Inspeção, São Paulo, Volume 19, N°.: 01, p.091 -102, 2014.

MESSLER, R.W.Jr.; Principles of Welding: Processes, Physics, Chemistry and Metallurgy. Weinheim: Wiley-VCH, Verlag GmbH & Co KGaA, 2004, 662p.

MÉSZÁROS, I.; SZABÓ, P.J. Complex Magnetic and Microstructural Investigation of Duplex Stainless Steel. NDT&E Internacional 38 (2005) 517-521.

MÉSZÁROS, I.; Magnetic Characterization of Duplex Stainless Steel. Physica B 372 (2006) 181-184.

MORGAN, Manuel Alfredo Caldas. Ruído magnético de Barkhausen contínuo rotacional. São Paulo, 2013. Tese de Doutorado, Escola Politécnica da Universidade de São Paulo, São Paulo, 2013.

MOTTA, T; FARIAS; C. T; TELMO, E.; SOBRAL, M.D.; PEREIRA, M.; RIBEIRO, I.; Determinação das Velocidades Sônicas em Aços Superduplex exposto a Diferentes Tratamentos Térmicos;.IV Congresso de Pesquisa e Inovação da Rede Norte e Nordeste de Educação e Tecnologia, Belém, Pará, 2009.

MUTHUPANDI, V.; BALA SRINIVASAN, P.; SESHADRI, S.K., SUNDARESAN S. Effect of Weld Metal Chemistry and Heat Input on the Structure and Properties of

Duplex Stainless Steel Welds. Materials Science and Engineering. Vol. A358 (2003). 9-16, 2003.

NILSSON, J.O. Overview Super duplex stainless steels. Materials Science and Technology, Vol. 8. 685-700, 1992.

NORSOK STANDARD M-601, Welding and Inspection of Piping, Edition 5, April 2008.

OTÁROLA, T.; HOLLNER, S.; BONNEFOIS, B.; ANGLADA, M.; COUDREUSE, L.; MATEO, A. Embrittlement of a Superduplex Stainless Steel in the Range of 550-700°C. Engineering Failure Analysis. Vol. 12 (2005). 930-941, 2005.

OUTOKUMPU, Steel Grades, Properties and Global Standard. Disponível em: <http://www.outokumpu.com/pages/Page_____6522.aspx >. Acesso em: 12 Jul 2012.

PARDAL, J.M. Efeitos dos tratamentos térmicos nas propriedades mecânicas, magnéticas e na resistência à corrosão de aços inoxidáveis superduplex, Tese de Doutorado, Universidade Federal Fluminense, 2009.

PARDAL, J.M. Propriedades mecânicas e magnéticas do aço maraging classe 300 em diversas condições de tratamento térmico. Dissertação de Mestrado, Universidade Federal Fluminense, 2004.

PARDAL, J.M.; TAVARES, S.S.M.; FARIA, R.A. Aços inoxidáveis Duplex (austeno-ferríticos) microestrutura e propriedades. Metalurgia & Materiais. 2008; 64: 624-626.

PARDAL, J.M; TAVARES, S.S.M; FONSECA, M.P.C; SOUZA, A.J; COSTA, V.C.; FERREIRA, M.L.R.; DÁVILA, C.R.; Caracterização e Quantificação das Fases

Precipitadas por Réplicas Metalográficas no Aço Inoxidável Superduplex, 10ª COTEQ – 193, 2009;

PARDAL, J. M.; SOUZA, G. C.; TAVARES, S. S. M., FONSECA, M. P. C., RIBEIRO, L. R., MARTINS, L. M.; FILHO, O. A.S, Caracterização e Avaliação da Resistência à Corrosão na Soldagem de Tubulação de Aço Inoxidável Duplex UNS S31803 pelo Processo a Arco Submerso, Revista Soldagem e Inspeção, Volume. 16, Nº 4, (2011)

PARK, C.-J.; KWON, H.-S.; LOHRENGEL, M.M. Micro-electrochemical Polarization Study on 25% Cr Duplex Stainless Steel. Materials Science and Engineering. Vol. A372 (2004). 180-185, 2004.

REICK, W.; POHL, M.; PADILHA, A.F., O desenvolvimento dos aços inoxidáveis ferríticos-austeníticos com microestrutura duplex. In: CONGRESSO ANUAL DA ASSOCIAÇÃO BRASILEIRA DE METALURGIA E MATERIAIS, 47. 1992, Belo Horizonte. Anais. Belo Horizonte: ABM, 1992. Vol 48, Nº409.

SANDVIK. Sandvik UNS S32707. Material datasheet. Catálogo. Disponível em: < <http://www.smt.sandvik.com/> >. Acesso em: 02 Jul. 2012.

SMUK, O. Microstructure and properties of modern P/M super duplex stainless steels. Tese de doutorado, Royal Institute of Technology, Stockholm-Sweden, 2004.

SPALDIN, N.A. Magnetic Materials, fundamentals and applications, Cambridge University Press, Second Edition, 2011, 274p.

SOUZA, J.A. Análise Comparativa de Arames TIG usados para a soldagem do aço inoxidável superduplex UNS S32750, Tese de doutorado, Universidade Federal Fluminense, 2009.

TAVARES, S.S.M.; DA SILVA, M.R.; NETO, J.M. Magnetic Property Changes During Embrittlement of a Duplex Stainless Steel. *Journal of Alloys and Compounds*. Vol. 313 (2000). 168-173, 2000.

TAVARES, S.S.M.; DE NORONHA, R.F.; DA SILVA, M.R.; NETO, J.M.; PAIRIS, S. 475°C Embrittlement in a Duplex Stainless Steel UNS S31803. *Materials Research*. Vol. 4, Nº4 (2001). 237-240, 2001.

TAVARES, S.S.M.; PEDROSA, P.D.S.; TEODÓSIO, J.R.; DA SILVA, M.R.; NETO, J.M.; PAIRIS, S.; Magnetic Properties of the UNS S39205 Duplex Stainless Steel. *Journal of Alloys and Compounds*, Vol. 351 (2003). 283-288, 2003.

TAVARES, S.S.M, SILVA, M.R., PARDAL, J.M., ABREU, H.F.G., GOMES, A.M., Microstructural changes produced by plastic deformation in the UNS S31803 duplex stainless steel, *Journal of Materials Processing Technology* 180 (2006) 318–322.

TAVARES, S.S.M. *Materiais de fabricação mecânica*. Apostila do curso de graduação da Universidade Federal Fluminense, 2009. 174 p.

WELDING HANDBOOK, Volume 08, *Welding Technology*, American Welding Society, Eighth Edition, 1987.