

INFLUÊNCIA DO NITROGÊNIO E DO HIDROGÊNIO NO GÁS DE PROTEÇÃO
ARGÔNIO NA SOLDAGEM TIG AUTÓGENA DE AÇO INOXIDÁVEL DUPLEX.

Paulo Nunez Chaves

TESE SUBMETIDA AO CORPO DOCENTE DA COORDENAÇÃO DOS
PROGRAMAS DE PÓS-GRADUAÇÃO DE ENGENHARIA DA UNIVERSIDADE
FEDERAL DO RIO DE JANEIRO COMO PARTE DOS REQUISITOS
NECESSÁRIOS PARA A OBTENÇÃO DO GRAU DE MESTRE EM CIÊNCIAS EM
ENGENHARIA METALÚRGICA E DE MATERIAIS.

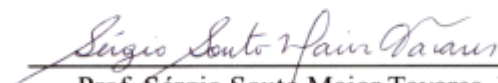
Aprovada por:



Prof. João da Cruz Payão Filho, Dr.-Ing.



Prof. Lúcio Sathler, D.Sc.



Prof. Sérgio Souto Maior Tavares, D.Sc.



Prof. Dilson Silva dos Santos, D.Sc.

RIO DE JANEIRO, RJ - BRASIL

DEZEMBRO DE 2004

CHAVES, PAULO NUNEZ

Influência do nitrogênio e do hidrogênio no gás de proteção argônio na soldagem TIG autógena de aço inoxidável duplex [Rio de Janeiro] 2004

XVII, 107p. 29,7 cm (COPPE/UFRJ, M.Sc., Engenharia Metalúrgica e de Materiais, 2004)

Tese – Universidade Federal do Rio de Janeiro, COPPE

1. Soldagem TIG autógena
2. Gás de proteção
3. Nitrogênio
4. Hidrogênio
5. Aço inoxidável duplex

I. COPPE/UFRJ II. Título (série)

“Você é do tamanho de seus sonhos”

César Souza

Dedico esta Tese aos meus pais (José e Eva),
irmã (Aida), mulher (Isabel) e filhos (Isa Beatriz e Maurício)
pelo apoio, carinho e amor demonstrado.

Obrigado.

AGRADECIMENTOS

- Ao Professor João da Cruz Payão Filho, Dr.-Ing, pela orientação sensata, pela constante presença, exemplo de competência e principalmente pela amizade demonstrada durante a realização desta Tese.
- Ao Professor Lúcio Sathler, Dr., pela contribuição com o laboratório de corrosão e na discussão dos resultados da polarização anódica.
- Aos Professores Sérgio Souto Maior Tavares, Dr. (Departamento Engenharia Mecânica - UFF), Julio M. Neto, Dr. (Instituto de Física – UFRJ) e Manoel Ribeiro da Silva, Dr. (Instituto de Ciências – UNIFEI - Itajubá) que contribuíram com o laboratório de Física, bloco A da UFRJ, na verificação do teor de ferrita pelo método de saturação magnética.
- Ao Professor Dilson Silva dos Santos, Dr., responsável pelos laboratórios de Microscopia e preparação de amostras pela disponibilização dos equipamentos e instrumentos.
- Ao Engenheiro Alcides da Costa da empresa Halliburton que forneceu o metal base.
- Ao Engenheiro Willian de Abreu Macedo que permitiu o uso do Centro de Pesquisas e Desenvolvimento Solda e Corte da empresa PRAXAIR INC – WHITE MARTINS, forneceu os gases, o misturador de gases e a execução das soldas e aos Engenheiros Jéferson Frederico Costa, M.Sc. e Marcos Muller Lobato, que efetuaram a calibração das misturas e vazão dos gases no misturador de gases.
- Ao Gennaro Napolitano, Welding Engineer, da empresa SnamProgetti que contribuiu com o instrumento de medição do teor de ferrita - ferritoscópio na verificação do teor de ferrita pelo método de indução magnética.
- Ao Professor Ari Sauer Guimarães, D.Sc., que auxiliou no tratamento de imagens das micrografias.
- Ao Professor João Marcos Alcoforado Rebello, Dr. e aos Engenheiros Raimundo Cabral de Medeiros, M.Sc, Ph.D., José Alfredo Bello Barbosa, Gerente FBTS e Plínio Henrique Rangel Pecly, Engenheiro Petrobrás, que auxiliaram no início dessa jornada em novembro de 2001.

- Aos Engenheiros Alarico José A. de Castro e Boanerges do Amaral Couto, M.Sc., que me incentivaram profissionalmente na área de Qualidade e Soldagem Industrial.
- Ao CNEN/CIN – Centro de Informações Nucleares pela presteza na pesquisa e coleta de papers e no atendimento pessoal.
- Aos Técnicos Alecir, Júlio e Nelson pelo apoio prestado na orientação para a preparação de corpos-de-prova.
- Aos amigos da Pós-Graduação do PEMM pelo convívio de respeito e solidariedade.
- A Deus que me deu saúde física e mental para concluir esta jornada com equilíbrio e humildade.

Resumo da Tese apresentada à COPPE/UFRJ como parte dos requisitos necessários para a obtenção do grau de Mestre em Ciências (M.Sc.)

INFLUÊNCIA DO NITROGÊNIO E DO HIDROGÊNIO NO GÁS DE PROTEÇÃO ARGÔNIO NA SOLDAGEM TIG AUTÓGENA DE AÇO INOXIDÁVEL DUPLEX.

Paulo Nunez Chaves

Dezembro/2004

Orientador: Prof. João da Cruz Payão Filho

Programa: Engenharia Metalúrgica e de Materiais

Nesta tese estudou-se a influência do nitrogênio e do hidrogênio quando adicionados ao gás de proteção argônio em soldas sem metal de adição, ou seja autógenas, executadas pelo processo de soldagem TIG (Tungsten Inert Gas) em aço inoxidável duplex. Foi empregado tubo de aço inoxidável duplex UNS S31803 especificação ASTM A 790. Foram utilizadas dez composições diferentes de gases especialmente formuladas para este trabalho. Foram abordados aspectos relativos a penetração da solda, potência do arco, porcentagem de fases, microdureza de fases, corrosão por pite. As técnicas empregadas foram: medida da área de penetração de solda, medida do aporte de calor, medida do teor de ferrita pelos métodos da indução magnética e da saturação magnética, medida da microdureza de fases, medida da curva de polarização anódica em meio salino e da medida do hidrogênio por extração por fusão utilizando-se forno de indução. De um modo geral, ocorreu a confirmação dos efeitos esperados.

Abstract of Thesis presented to COPPE/UFRJ as a partial fulfillment of the requirements for the degree of Master of Science (M.Sc.)

INFLUENCE OF NITROGEN AND HYDROGEN IN THE ARGON GAS SHIELD IN
AUTOGENOUS TIG WELDING OF DUPLEX STAINLESS STEEL.

Paulo Nunez Chaves

December/2004

Advisor: Prof. João da Cruz Payão Filho

Department: Metallurgical and Materials Engineering

In this thesis the influence of nitrogen and hydrogen was studied when added in the argon gas shield in welds without addition of metal, in other words autogenous welding, executed by TIG (Tungsten Inert Gas) welding process in duplex stainless steel. Was used UNS S31803 stainless steel tube, ASTM A 790 specification. Ten especially formulated different gas compositions were used for this research. Relative aspects were approached like : penetration of welds, arch potency, phases balance, phases microhardness and pit corrosion. The technical applied were: measure of welds penetration, measure of heat input, measure of ferrite phase using the magnetic induction and the magnetic saturation methods, measure of phases microhardness, measure of anodic polarization curve in salt environment and measure of hydrogen by the fusion extraction using an induction furnace. In general, happened the confirmation of the expected effects.

ÍNDICE DO TEXTO

	Pág.
I INTRODUÇÃO	01
II REVISÃO BIBLIOGRÁFICA	04
II.1 OS AÇOS INOXIDÁVEIS	04
II.1.1 GERAL	04
II.1.2 CLASSIFICAÇÃO E DESCRIÇÃO	04
II.1.2.1 Aços inoxidáveis austeníticos	04
II.1.2.2 Aços inoxidáveis ferríticos	07
II.1.2.3 Aços inoxidáveis martensíticos	08
II.1.2.4 Aços inoxidáveis austeníticos-ferríticos – duplex	08
II.1.2.5 Aços inoxidáveis endurecíveis por precipitação	10
II.1.3 INFLUÊNCIA DOS ELEMENTOS MAIS IMPORTANTES DA COMPOSIÇÃO BÁSICA DE UM AÇO INOXIDÁVEL DUPLEX	11
II.1.3.1 Influência do silício	12
II.1.3.2 Influência do carbono	13
II.1.3.3 Influência do molibdênio	13
II.1.3.4 Influência do nitrogênio	14
II.1.3.5 Influência do hidrogênio	16
II.2 O PROCESSO TIG	20
II.2.1 DESCRIÇÃO DO PROCESSO	20
II.2.2 O FLUXO DO GÁS	22
II.2.3 EQUIPAMENTO	22
II.2.4 O ELETRODO DE TUNGSTÊNIO	22
II.3 O GÁS DE PROTEÇÃO DA POÇA DE FUSÃO (ARGÔNIO, NITROGÊNIO E HIDROGÊNIO)	24
II.3.1 INTRODUÇÃO	24
II.3.2 COMPOSIÇÃO: Ar + N ₂	26
II.3.3 COMPOSIÇÃO: Ar + H ₂	26
II.3.4 COMPOSIÇÃO: Ar + N ₂ + H ₂	27
II.4 SOLDAGEM DO AÇO INOXIDÁVEL DUPLEX	28
II.4.1 METALURGIA FÍSICA DA SOLDAGEM DOS AÇOS INOXIDÁVEIS DUPLEX	28

II.4.2	MICROESTRUTURA	30
II.4.2.1	Correlação do Número de Ferrita (FN) com as propriedades da solda do aço inoxidável duplex	30
II.4.3	PRECIPITAÇÃO DE FASES NA SOLDAGEM DE AÇOS INOXIDÁVEIS DUPLEX	33
II.4.3.1	Fase sigma – (σ)	35
II.4.3.2	Carbonetos de cromo	37
II.4.3.3	Fase chi – (χ)	37
II.4.3.4	Nitretos de cromo	38
II.4.4	CONTROLE DA FERRITA DELTA NO METAL DE SOLDA	38
II.4.4.1	Diagrama de Schaeffler	39
II.4.4.2	Diagrama de Schaeffler – regiões típicas correspondentes às propriedades de cada estrutura	40
II.4.4.3	Diagrama de De Long	41
II.4.4.4	Diagrama WRC - Welding Research Council	42
II.4.5	RESISTÊNCIA A CORROSÃO POR PITE (CI)	43
II.4.6	MICRODUREZA VICKERS	48
III	MATERIAIS E MÉTODOS	50
III.1	MATERIAIS	50
III.1.1	METAL BASE	50
III.1.2	GASES	51
III.1.3	MISTURADOR DE GASES	53
III.2	MÉTODOS	53
III.2.1	SOLDAGEM	53
III.2.1.1	Preparação dos corpos-de-prova	53
III.2.1.2	Execução da soldagem	53
III.2.2	CORTE	55
III.2.3	EMBUTIMENTO	56
III.2.4	POLIMENTO E ATAQUE	56
III.2.5	POLIMENTO ELETROLÍTICO	56
III.3	MICROSCOPIA ÓTICA DAS AMOSTRAS DE METAL BASE E SOLDAS	57

III.4	PREPARAÇÃO DAS AMOSTRAS PARA VERIFICAÇÃO DO TEOR DE FERRITA PELOS MÉTODOS DA INDUÇÃO E SATURAÇÃO MAGNÉTICA	57
III.4.1	QUANTIFICAÇÃO PELO MÉTODO DA INDUÇÃO MAGNÉTICA - FERRITOSCÓPIO	57
III.4.2	QUANTIFICAÇÃO PELO MÉTODO DA SATURAÇÃO MAGNÉTICA	59
III.5	PREPARAÇÃO E ENSAIO DE CORROSÃO POR PITE – POLARIZAÇÃO ANÓDICA	61
III.6	PREPARAÇÃO E ENSAIO DE MICRODUREZA	66
III.7	PREPARAÇÃO E ENSAIO DE MEDIÇÃO DE HIDROGÊNIO RETIDO	68
IV	RESULTADOS E DISCUSSÃO	70
IV.1	DIAGRAMA DE FASES, CICLO TÉRMICO DE SOLDAGEM E MICROGRAFIAS	70
IV.2	APORTE DE CALOR	75
IV.3	QUANTIFICAÇÃO DO TEOR DE FERRITA	80
IV.3.1	MÉTODO DA INDUÇÃO MAGNÉTICA – FERRITOSCÓPIO	80
IV.3.2	MÉTODO DA SATURAÇÃO MAGNÉTICA	82
IV.4	ENSAIO DE POLARIZAÇÃO ANÓDICA	85
IV.5	MICRODUREZA	90
IV.6	MEDIDA DO TEOR DE HIDROGÊNIO RETIDO	94
V	CONCLUSÃO	96
VI	SUGESTÃO PARA TRABALHOS FUTUROS	97
VII	APÊNDICE	98
VIII	REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS	103

ÍNDICE DAS FIGURAS

	Pág.
CAPÍTULO I – INTRODUÇÃO	1
Figura I.1 Aplicações para os aços inoxidáveis duplex	1
Figura I.2 Soldagem Tig de aço inoxidável duplex	1
Figura I.3 Soldagem autógena, sem adição de metal de enchimento, de um aço inoxidável duplex pelo processo TIG	2
CAPÍTULO II – REVISÃO BIBLIOGRÁFICA	4
Figura II.1 Corte vertical de um diagrama Fe-Cr-Ni de ligas com baixíssimo teor de carbono e 18% de cromo	5
Figura II.2 Precipitação intergranular de carbeto do aço inoxidável 18-8	6
Figura II.3 Diagrama de equilíbrio para ligas Fe-Cr	7
Figura II.4 Energia de impacto e dureza Brinell como função do tempo em exposição a 475 ° C	8
Figura II.5 Influência do Si sobre a faixa de fase sigma no sistema Fe-Cr	12
Figura II.6 Influência do carbono e do molibdênio sobre a expansão do campo γ no sistema Fe-Cr	13
Figura II.7 Solubilidade do nitrogênio na austenita de aços Cr-Ni com baixo teor de C na temperatura entre 600-1000 °C	15
Figura II.8 Orientação transversal e longitudinal da fase austenita	17
Figura II.9 Solubilidade do hidrogênio em diferentes ligas como dependente da temperatura a uma pressão de 1 bar	18
Figura II.10 Curva de permeação do aço inoxidável duplex 2205 (UNS S31803).	20
Figura II.11 Soldagem TIG com e sem metal de adição	21
Figura II.12 Código de cor e elementos de liga para várias ligas de eletrodo de tungstênio	23
Figura II.13 Eletrodos de tungstênio recomendados e bocal de gás para várias correntes de soldagem	23
Figura II.14 Tipo de corrente, de eletrodo de tungstênio e de gás de proteção recomendados para diferentes soldagens	24
Figura II.15 Condutividades elétrica e térmica dos gases como função da temperatura	25

Figura II.16	Macro-seções de soldas feitas com mesma intensidade de corrente de 200 A e com diferentes composições de gás de proteção	27
Figura II.17	Desgaste do eletrodo de tungstênio, processo TIG, com diferentes gases de proteção	27
Figura II.18	Efeito do aumento do teor de Ni na mudança da estrutura do aço inoxidável de estrutura ferrítica para duplex e de duplex para estrutura austenítica	28
Figura II.19	Efeito da adição de Ni, a estrutura metalográfica muda de CCC para estrutura metalográfica CFC	28
Figura II.20	Diagrama esquemático definindo as diferentes regiões de um único passe de solda de aço inoxidável duplex	29
Figura II.21	Resistência à tração e escoamento x FN para metal de solda em liga 2205	30
Figura II.22	Dutilidade x FN para metal de solda em liga 2205	31
Figura II.23	Energia charpy - entalhe em “V” à -46 °C x FN para metal de solda em liga 2205	31
Figura II.24	Corrosão por pite simulada em aço inoxidável duplex 2205	32
Figura II.25	Seção vertical do sistema ternário Fe-Cr-Ni com 70%Fe	32
Figura II.26	Diagrama TTP (Tempo Temperatura Precipitação) de dois aços duplex	34
Figura II.27	Diagrama com isotermas de precipitação para o AID 2205 (UNS S31803) recozido a 1050°C	35
Figura II.28	Diagrama de equilíbrio da fase sigma	36
Figura II.29	MET apresentando a formação preferencial do precipitado nitreto de cromo, Cr ₂ N, na fronteira do subgrão da ferrita delta.	38
Figura II.30	Diagrama de Schaeffler	39
Figura II.31	Diagrama de Schaeffler com regiões típicas	40
Figura II.32	Diagrama de De Long para metal de solda em aço inoxidável	41
Figura II.33	WRC – 1992 Diagrama para metal de solda em aço inoxidável	42
Figura II.34	Mecanismo de autoreparo instantâneo do rompimento da barreira protetora ou camada passivadora do aço inoxidável.	43
Figura II.35	Temperatura crítica a resistência à corrosão por pite	44
Figura II.36	Efeito do balanço ferrita-austenita na resistência ao pite do metal de solda pelo processo Tig do AID em solução de FeCl ₃ a 50°C	45

Figura II.37	Ilustração esquemática do mecanismo de crescimento do pite	46
Figura II.38	Resistência à corrosão por Pite de aços inoxidáveis austeníticos e duplex x temperatura em 30g/l de NaCl	47
CAPÍTULO III – MATERIAIS E MÉTODOS		50
Figura III.1	Tubo de aço inoxidável duplex UNS S31803	50
Figura III.2	Misturador de Gases	53
Figura III.3	Aparência de filetes soldados - processo TIG em aço inoxidável duplex	55
Figura III.4	Corpos-de-prova cortados na direção longitudinal ao tubo – vista frontal	55
Figura III.5	Corpos-de-prova cortados na direção longitudinal ao tubo – vista superior	56
Figura III.6	Equipamento para ataque eletrolítico das peças embutidas. O voltímetro registra 1,502 V	57
Figura III.7	Ferritoscópio modelo MP3C – marca FISCHER (1995)	57
Figura III.8	Blocos padrão com 105%, 1,55%, 9,6% e 29,0% de ferrita, para calibração do Ferritoscópio modelo MP3C – marca FISCHER	58
Figura III.9	Operação básica do método de medida por indução magnética.	58
Figura III.10	Vista geral dos equipamentos utilizados para o Ensaio de Saturação Magnética. Instituto de Física, bloco A, UFRJ	59
Figura III.11	Magnetômetro. A seta aponta para a extremidade inferior do condutor e posicionador, onde é posicionada a amostra entre os magnetos	59
Figura III.12	Corpos-de-prova e região de onde foram retirados	60
Figura III.13	Peças preparadas para corrosão por pite	61
Figura III.14	Detalhe das peças preparadas para corrosão por pite	62
Figura III.15	Arranjo dos equipamentos para o ensaio de corrosão por pite	63
Figura III.16	Potenciostato modelo PG-05 da Omnimetria Instrumentos	63
Figura III.17	Ensaio de corrosão por Pite. Arranjo do eletrodo de referência, do contra eletrodo e do corpo-de-prova	64
Figura III.18	Aparência dos corpos de prova após ensaio de corrosão por pite de polarização anódica e após remoção do esmalte isolante	65
Figura III.19	Microdurômetro Vickers utilizado	66

Figura III.20	Localização das identações de metal base, na ferrita (região sombreada) à esquerda e na austenita (região clara) à direita. 500x, carga de 15 g e régua de 0,01 mm	66
Figura III.21	Localização das identações na solda. 100x, carga de 1000g e régua de 0,01 mm com espaço entre identações de 0,5 mm	67
Figura III.22	Localização das identações próximo à superfície da solda. 50x, carga de 1000g e régua de 0,01 mm com espaço entre identações de 0,5 mm	67
Figura III.23	Corpos-de-prova para medição do teor de hidrogênio retido	68/69

CAPÍTULO IV – RESULTADOS E DISCUSSÃO

Figura IV.1	Seção vertical com Fe constante (70%) do diagrama ternário Fe-Ni-Cr	70
Figura IV.2	Simulação do ciclo térmico na ZTA de uma soldagem real de um passe com aporte de calor de 0,5 kJ/mm	71
Figura IV.3	Micrografias dos corpos-de-prova. Microscópio Ótico com aumento de 200x e régua de 0,01 mm.	72-74
Figura IV.4	Micrografia da solda com 1,5%H mostrando a fase austenita na matriz da fase ferrita, Microscópio Ótico com aumento 500x, régua de 0,01mm	74
Figura IV.5	Micrografia mostrando a fase austenita na matriz da fase ferrita do metal de base do aço inoxidável duplex UNS S31803, Microscópio Ótico com aumento 500x, régua de 0,01mm	74
Figura IV.6	Voltagem para um arco de 100A a uma distância de 1,6 mm entre um aço inoxidável e um eletrodo de tungstênio para diferentes misturas de gás, H ₂ , He e Ar	76
Figura IV.7	Curvas de Aporte de Calor e Velocidade de Soldagem	77
Figura IV.8	Perfis das soldas dos corpos-de-prova, apresentando o acréscimo de área com relação ao corpo-de-prova 100Ar	78
Figura IV.9	Profundidade da Solda x Largura da Solda	79
Figura IV.10	Comparação entre áreas dos perfis das soldas tendo como referência o corpo-de-prova 100Ar	80
Figura IV.11	Teor de ferrita δ no MB – Metal Base e nas Soldas, determinado por meio de indução magnética – ferritoscópio	82

Figura IV.12	Teor de ferrita δ no MB – Metal Base e nas Soldas, determinado por meio de saturação magnética	83
Figura IV.13	Micrografia da solda com 100%Ar, 500x, régua 0,01mm	83
Figura IV.14	Teor de ferrita δ no MB e nos MS medido por meio de Saturação e Indução magnética e dureza de fase	84
Figura IV.15	Curvas de Polarização Anódica com todos os corpos-de-prova ensaiados	86
Figura IV.16	Curvas de Polarização Anódica com as amostras MB, 100%Ar e 94%Ar6%N0%H	86
Figura IV.17	Curvas de Polarização Anódica com as amostras 0,5%H, 1%H, 1,5%H, 2%H	87
Figura IV.18	Curvas de Polarização Anódica com as amostras 3%H, 4%H, 5%H e 6%H	87
Figura IV.19	Microdureza Vickers (15g) da fase ferrita δ e da fase austenita γ do metal de base.	90
Figura IV.20	Microdureza Vickers (15g) da fase ferrita δ do metal de solda do corpo-de-prova 4H.	91
Figura IV.21	Microdureza Vickers (1000g) do metal de base e dos metais de solda	92
Figura IV.22	Medida do teor de hidrogênio retido no metal de base e nos corpos-de-prova de metal de solda com zta do aço inoxidável duplex UNS S31803 após 48 horas da soldagem	95

APÊNDICE

Figura A.I	Curvas de saturação magnética dos corpos-de-prova 1, 2, 3, 4, 5, 6, 7, 8, 9, 10 e MB que representam os CP's 1%H, 2%H, 3%H, 4%H, 5%H, 6%H, 0,5%H, 1,5%H, 0%H, 100%Ar e MB.	98
Figura A.II	Comparação de micrografias de Metal Base, 500x e régua de 0,01 mm	100
Figura A.III	Comparação de micrografias de Soldas, aumento de 500x e régua de 0,01 mm	100

ÍNDICE DAS TABELAS

	Pág.
CAPÍTULO II – REVISÃO BIBLIOGRÁFICA	
Tabela II.1	Composição química dos aços inoxidáveis duplex mais comuns 9
Tabela II.2	Elementos ferritizantes e austenitizantes 11
Tabela II.3	Temperaturas típicas para reações de precipitações e outras reações características no aço inoxidável duplex 37
CAPÍTULO III – MATERIAIS E MÉTODOS	
Tabela III.1	Composição química do metal base UNS S31803 50
Tabela III.2	Ensaio mecânicos do metal base UNS S31803 51
Tabela III.3	Propriedades físicas à temperatura ambiente do aço inoxidável duplex. 51
Tabela III.4	Dados dos gases e do bocal utilizados 52
Tabela III.5	Proporção da mistura dos gases utilizados e numeração dos corpos-de-prova 52
Tabela III.6	Dados da soldagem autógena do aço inoxidável duplex UNS S31803 54
Tabela III.7	Cálculo da área de contato dos corpos-de-prova com o meio 62
Tabela III.8	Descrição das ligações ao potenciostato 63
CAPÍTULO IV – RESULTADOS E DISCUSSÃO	
Tabela IV.1	Dados da soldagem nos corpos-de-prova - aporte de calor e velocidade da soldagem 75
Tabela IV.2	Medidas do teor de ferrita – Método da Indução Magnética – Ferritoscópio 81
Tabela IV.3	Medidas do teor de ferrita – Método da Saturação Magnética 82
Tabela IV.4	Composição química de fases de um aço inoxidável 88
Tabela IV.5	Medidas de microdureza Vickers das fases ferrita e austenita do metal base - carga 15g. 91
Tabela IV.6	Medidas de microdureza Vickers da fase ferrita do metal de solda do corpo-de-prova 4H – carga 15g. 92
Tabela IV.7	Medidas de microdureza Vickers do Metal Base e Soldas –carga de 1000g 93
Tabela IV.8	Medida do teor de hidrogênio retido 94

I INTRODUÇÃO

Os aços inoxidáveis austeníticos-ferríticos ou duplex, dentre eles o tipo UNS S31803, são amplamente empregados em diversos tipos de indústrias, tais como: química, petroquímica, alimentícia, farmacêutica e de papel e celulose (ver figura I.1).



Figura I.1 - Aplicações para os aços inoxidáveis duplex.

Esses aços ligados ao nitrogênio tornaram possível na condição como soldado, junto ao metal de base, uma ZTA (Zona Termicamente Afetada) tenaz e resistente à corrosão. O nitrogênio também reduz a formação de fases intermetálicas, conforme IMO (2001).

A soldagem destes aços cada vez mais se torna comum na fabricação e montagem de equipamentos industriais, cabendo ao processo TIG (Tungsten Inert Gás), (conforme figura I.2), papel de destaque pela sua facilidade de soldagem fora de posição e qualidade da solda para materiais de baixa espessura (1,5mm – 10 mm) e, passe de raiz (penetração) e reforço de soldas de maior espessura.



Figura I.2 - Soldagem Tig de aço inoxidável duplex.

A adição de nitrogênio ao gás de proteção Argônio, aumenta a resistência à corrosão por pite em função da melhora da microestrutura por seu efeito austenitizante conforme ALFONSSON et al. (1992), e também pela melhor distribuição dos elementos de liga Cr, Ni e Mo, conforme BHATT et al. (1999). A transformação em austenita é melhorada pela adição de nitrogênio e reduz o risco de precipitação de nitretos no metal de solda, conforme JONSSON et al. (1994). Para soldas sem metal de adição ou autógenas, a adição de nitrogênio no gás de proteção aumenta o teor de nitrogênio no metal de solda de materiais com baixo nitrogênio, conforme FOLKHARD (1988). Foi observado que a ponta do eletrodo de tungstênio fica abaulada, conforme JONSSON et al. (1994) e BRADSHAW et al. (1993).

A adição de hidrogênio ao gás de proteção Argônio, melhora a penetração da solda no metal base, conforme JONSSON et al. (1994), mas reduz um pouco o conteúdo de nitrogênio. O risco de trinca por H_2 é diminuído com o aumento do conteúdo de austenita no metal de solda, conforme KORDATOS et al. (1999). Aumenta a quantidade de material fundido aumentando a eficiência do processo, conforme SUBAN et al. (2001) e melhora a fluidez da poça de fusão, conforme KOKAWA et al. (1995). Na prática é possível soldar com essa mistura sem metal de enchimento, conforme figura I.3, tendo como atrativos o melhor controle da forma e de oxidação, mas devido ao risco de trinca induzida por hidrogênio, deverá ser seguido um recozimento imediato, conforme BEKKERS (1995). O hidrogênio não deve estar no gás de proteção nem como gás de purga, pela possibilidade de fragilização ou trinca por hidrogênio da fase ferrita, conforme HILKES (1995) e IMO A (2001). O hidrogênio pode ser usado em soldas automáticas de aço inoxidável austenítico, conforme FOLKHARD (1988). O hidrogênio no gás de proteção tem efeito indireto de porosidade durante a solda quando em contato com o enxofre, conforme CASTRO (1975).



Figura I.3 - Soldagem autógena, sem adição de metal de enchimento, de um aço inoxidável duplex pelo processo TIG.

A adição de hidrogênio no gás de proteção contendo argônio e nitrogênio faz com que a ponta do eletrodo de tungstênio não fique rombuda, conforme JONSSON et al. (1994). O hidrogênio tem efeito danoso à corrosão por pite, conforme KORDATOS et al. (1999).

O objetivo desta tese é o estudo da influência do nitrogênio e do hidrogênio adicionados ao gás de proteção argônio na soldagem autógena executada pelo processo TIG, conforme figura I.3, em aço inoxidável duplex UNS S31803 (ASTM A790). As técnicas empregadas foram, medida: de área de penetração de solda, do aporte de calor, do teor de ferrita pelo método da indução magnética, do teor de ferrita pelo método da saturação magnética, da microdureza Vickers de fases, da curva de polarização anódica em meio salino e medida do teor do hidrogênio por extração por fusão em forno de indução.

No capítulo II, é realizada uma caracterização detalhada do problema através de uma revisão bibliográfica.

No capítulo III, são descritos os materiais utilizados e a metodologia experimental adotada.

No capítulo IV, os resultados experimentais são apresentados e discutidos.

No capítulo V, é efetuado um resumo das principais conclusões obtidas.

E finalmente no capítulo VI, são apresentados alguns temas de motivação para trabalhos futuros.

II REVISÃO BIBLIOGRÁFICA

II.1 OS AÇOS INOXIDÁVEIS

II.1.1 GERAL

Os aços inoxidáveis são utilizados em todo o mundo por suas múltiplas aplicações baseadas em sua resistência à corrosão, resistência ao calor, apelo estético, propriedades a baixa temperatura, alta resistência e facilidade na sua limpeza ou esterilização.

II.1.2 CLASSIFICAÇÃO E DESCRIÇÃO

Os aços inoxidáveis são normalmente designados pelos sistemas de numeração da AISI (American Iron and Steel Institute), UNS (Unified Numbering System) ou por designação própria do proprietário da liga. Entre estes, o sistema da AISI é o mais utilizado. Nele, a maioria dos graus de aços inoxidáveis possui uma classificação com três dígitos. A série UNS, por sua vez, possui um maior número de ligas que a AISI, pois incorpora todos os aços inoxidáveis de desenvolvimento mais recente. Nesta série, os aços inoxidáveis são representados pela letra S, seguida de cinco números. Os três primeiros representando numeração AISI (se tiverem). Os dois últimos algarismos serão 00 se o aço for um aço comum da designação AISI. Se forem diferentes, significa que o aço tem alguma característica especial reconhecida pela UNS.

Os aços inoxidáveis são divididos em cinco famílias, de acordo com a microestrutura, estrutura cristalina das fases presentes ou tratamento térmico utilizado. As cinco famílias são: austeníticos, ferríticos, martensíticos, austenítico-ferríticos (duplex) e endurecíveis por precipitação, conforme GERKEN et al. (1990).

II.1.2.1 - Aços inoxidáveis austeníticos
(AISI série 200 e 300 / série UNS S20000 e S30000).

São os mais populares e mais fáceis de serem soldados. Formada pela adição de um elemento de face centrada (níquel, manganês ou

nitrogênio), que provoca a ampliação da região com austenita do Diagrama Ferro-Cromo, chegando à supressão de formação de fase ferrita alfa quando, um mínimo de 8% de níquel é acrescido, como exemplo.

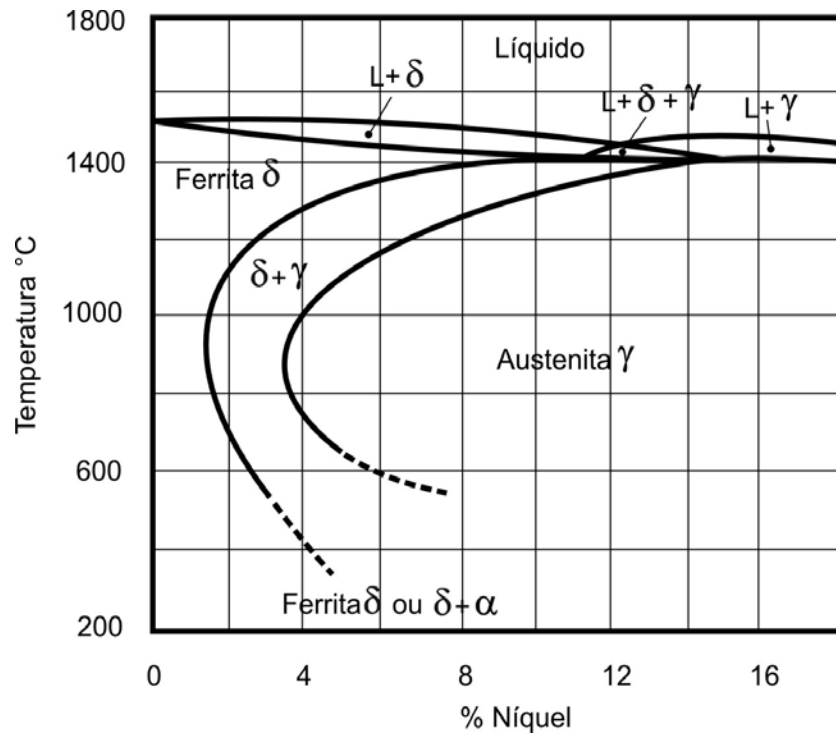


Figura II.1 - Corte vertical de um diagrama Fe-Cr-Ni de ligas com baixíssimo teor de carbono e 18% de cromo, conforme CASTRO (1975).

A austenita é paramagnética. As ligas austeníticas mais comuns os aços Fe-Ni-Cr, são conhecidos como austeníticos estabilizados com níquel, reunidos na série 300. Não são endurecidos por tratamento térmico, mas por trabalho a frio, ou seja, deformação plástica.

O diagrama constitucional ferro-cromo-níquel, mostrado na figura II.1, é para uma liga com 18% de cromo e menos de 0,03% de carbono.

Geralmente, os aços austeníticos têm níquel suficiente a ponto de manterem-se totalmente austeníticos desde a temperatura ambiente até aproximados 1150 °C. Para as ligas a partir de 18% de cromo, valores de níquel a partir de 8% são suficientes para atender a essa situação.

Devido à elevada resistência mecânica da austenita a altas temperaturas, os trabalhos a quente (laminação e forjamento) com esses aços devem ser efetuados a altíssimas temperaturas, que, entretanto, podem apontar presença de ferrita suficiente a ponto de comprometer a facilidade na realização desse tipo de serviço. Aumentando-se o conteúdo de níquel, desloca-se o surgimento da ferrita delta para temperaturas cada vez mais elevadas.

Com relação ao carbono, sua solubilidade na austenita decresce juntamente com a temperatura. Mas se seu conteúdo é inferior a 0,03%, esse efeito tem pouca importância metalurgicamente. Entre 0,03 e 0,15%, o carbono está plenamente solúvel no aço acima de temperaturas de 1000 °C, mas durante um lento resfriamento, ou simplesmente uma breve permanência entre 500 e 900 °C, carbonetos de cromo podem se precipitar nos espaços intergranulares da matriz cristalina. A figura II.2 mostra esquematicamente este fenômeno; a referida precipitação é mais intensa em torno de 650 °C, que provoca um decréscimo sensível em sua resistência à corrosão e em suas propriedades mecânicas. Ao fenômeno descrito dá-se o nome de corrosão intergranular, como consequência de sensitização, precipitação intergranular de carbeto, conforme OKUMURA (1982).

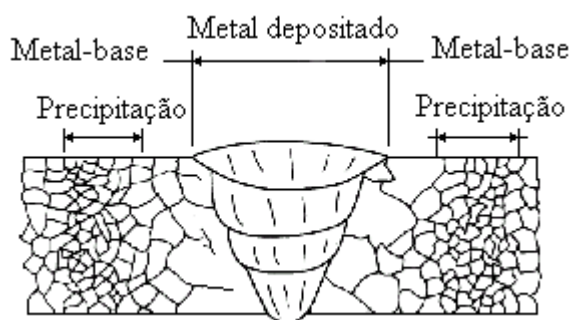


Figura II.2 – Precipitação intergranular de carbeto do aço inoxidável 18-8, OKUMURA (1982).

Essa é uma das razões do emprego desses aços após tratamentos de solubilização a 1000-1100 °C sucedidos de arrefecimento rápido no ar ou na água. O encharcamento a altas temperaturas permite a recristalização do metal após operações de deformação plástica, além da

solubilização do carbono. O resfriamento rápido previne a precipitação de carbonetos e garante, ao metal, estrutura totalmente austenítica equiaxial, associada a ótimas ductilidade e resistência a corrosão.

Devido à baixa condutividade térmica, ao alto coeficiente de expansão e às ótimas propriedades mecânicas a altas temperaturas dos aços inoxidáveis austeníticos, as soldas em materiais espessos podem estar sujeitas a elevadas tensões internas, além das externas. Entretanto, devido à sua excelente ductilidade e insensibilidade a trincas e concentradores de tensão, esses aços adaptam-se bem às tensões aplicadas, dispensando tratamento térmico de alívio de tensão pós-soldagem.

II.1.2.2 -

Aços inoxidáveis ferríticos

(AISI série 400 / série UNS S40000)

Têm aplicação para serviços a altas temperaturas e soldáveis particularmente em seções finas. Possuem boa resistência à oxidação e corrosão. Consistem de uma microestrutura de ferrita alfa com estrutura cúbica de corpo centrado em que o cromo varia de 14,5 a 27%. Esse aço não pode ser endurecido por tratamento térmico por possuir uma única fase (α) na região acima dos 12% de cromo; entretanto, pode ser trabalhado a frio e recozido, conforme figura II.3.

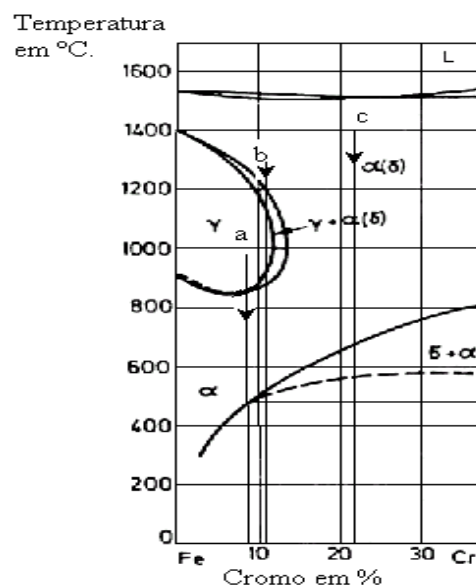


Figura II.3 – Diagrama de equilíbrio para ligas Fe-Cr. Ligas: a - martensíticas, b - semi-ferríticas e c - ferríticas. CASTRO (1975).

II.1.2.3 -

Aços inoxidáveis martensíticos

(AISI série 400 / série UNS S40000)

São difíceis de solda e comumente utilizados em aplicações para resistência ao desgaste. Endurecem por tratamento térmico graças à transformação da austenita em martensita, similarmente ao que ocorre nos aços-carbono. A região do Diagrama de Fases contendo austenita pode ser ampliada pelo acréscimo de carbono, conforme CASTRO (1975). O tratamento térmico consiste, normalmente, num encharcamento na faixa de austenita, seguido de têmpera para formar martensita e, finalmente, revenimento. São menos resistente à corrosão que o ferrítico.

II.1.2.4 -

Aços inoxidáveis austeníticos-ferríticos – duplex

(UNS S30000)

São soldáveis com precauções e usados para aplicações em resistência à corrosão como alternativa para os aços inoxidáveis austeníticos série 300. Graças à sua elevada resistência mecânica, estes podem ser utilizados em menores espessuras. Sua desvantagem é que, devido a fragilização a 475 °C (ver figura II.4), durante longo tempo de exposição, conforme TAVARES et al. (2001), não podem ser utilizados em temperaturas acima de 280 °C, sob pena de perder algumas de suas características mecânicas, sobretudo a tenacidade.

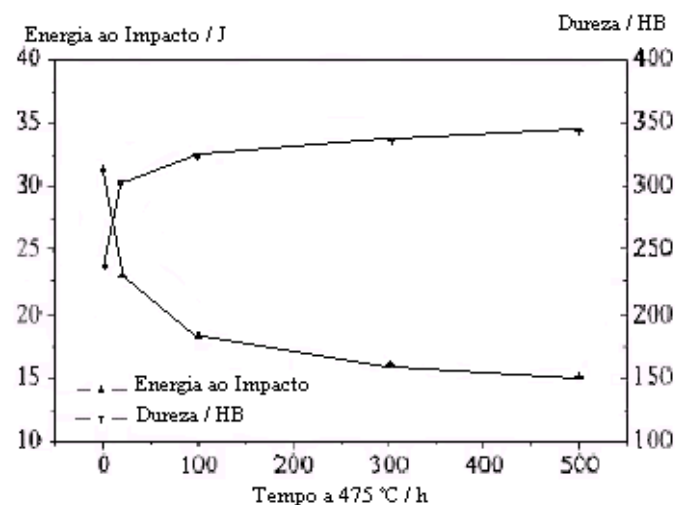


Figura II.4 - Energia de impacto e dureza Brinell como função do tempo em exposição a 475 °C, conforme TAVARES et al. (2001).

É utilizado principalmente nas aplicações com presença de meios contendo aquosos contendo cloretos.

A família dos aços inoxidáveis duplex pode ser classificada segundo a composição química como GIRALDO (2001). Assim, têm-se diferentes grupos de aços inox. duplex, conforme BEKKERS (1995):

- 23%Cr-4%Ni-0,10%N, livre de Molibdênio, os quais são materiais econômicos e podem substituir os graus austeníticos AISI 304L e AISI 316L.
- 22%Cr-5%Ni-3%Mo-0,14% a 0,20%N, podem ser considerados padrões, apresentam uma maior resistência à corrosão por pite em ambientes mais agressivos.
- 25%Cr-6,5% a 7%Ni-3,5 a 4%Mo-0,2% a 0,3%N, com ou sem adições de 0,7%W ou 0,6%Cu, os quais são conhecidos como aços inoxidáveis superduplex (AISD).

Eles são especialmente projetados para aplicações marinhas, químicas, na engenharia do petróleo, requerendo mais alta resistência à corrosão em meios altamente agressivos e com altas propriedades mecânicas. Possuem o índice equivalente de resistência ao pite (PRE) maior do que 40.

O PRE é definido em função da composição química:

$$PRE_N = \%Cr + 3,3\%Mo + 16\%N$$

$$PRE_W = \%Cr + 3,3(\%Mo + 0,5\%W) + 16\%N$$

A tabela II.1, apresenta a composição química de aços duplex.

Tabela II.1 - Composição química dos aços inoxidáveis duplex mais comuns.

(AID - Aço Inox. Duplex, AISD - Aço Inox. Super Duplex).

Nome	UNS	Cr	Mo	Ni	N	Outros	PRE	Nota
SAF 2304	S32304	23	0,2	4	0,1	-	25	AID
SAF 2205	S31803	22	3	5,3	0,17	-	35	AID
DP3	S31260	25	3	6,5	0,16	0,5Cu,0,3W	37	AID
FERRALIUM 255	S32550	25	3	6,5	0,18	1,6Cu	38	AID
ZERON 100	S32760	25	3,6	7	0,25	0,7Cu-0,7W	41	AISD
SAF 2507	S32750	25	3,8	7	0,27	-	42	AISD

II.1.2.5 - Aços inoxidáveis endurecíveis por precipitação

Essa categoria oferece uma combinação de propriedades inalcançáveis noutras ligas, combinando resistências mecânica, tenacidade e ductilidade. Sua resistência à corrosão é de moderada a boa e há facilidade de serem trabalhados. Suas características lhe garantem aplicação nas indústrias aeroespacial e de alta-tecnologia.

O método de endurecimento por precipitação, ou envelhecimento, confere aumentos de dureza e de resistência num metal através do tratamento térmico efetuado em duas fases: solubilização com resfriamento rápido e reaquecimento controlado (envelhecimento). Inicialmente, dissolvem-se certos elementos ou compostos normalmente insolúveis à temperatura ambiente. Em seguida, resfria-se bruscamente para, finalmente, reaquecer-se o metal supersaturado a uma temperatura de envelhecimento relativamente baixa por volta de uma hora.

A resistência especial à corrosão dos aços inoxidáveis resulta da presença de um filme fino de óxido hidratado na superfície do metal estabilizado pelo cromo. Este filme varia na sua composição de liga para liga e de acordo com o tratamento a que esteja submetido, tais como: decapagem, laminação e tratamento térmico. Nesta situação, diz-se estar apassivado. Ele é contínuo e autocicatrizante, isto é, se rompido, repara-se por si próprio quando exposto ao ar ou agente oxidante. Tem como principal elemento o cromo, por ser facilmente oxidável. Caso essa camada protetora seja removida pelo contato com um meio redutor, por exemplo, o aço inox se equipara ao aço ao carbono quanto à sua resistência a corrosão, que já é notada a partir dos 5% de cromo. No entanto, somente os aços com composição igual ou superior a 12% são considerados inoxidáveis.

O níquel, nos aços ao alto cromo, aumenta a resistência do aço a certos meios não geradores de oxigênio, além de influenciar na estrutura metalúrgica, nas características mecânicas e na soldabilidade, conforme relata CASTRO et al. (1975). A interação entre o nitrogênio e molibdênio no filme apassivador e próximo do filme apassivador é importante para a passividade em particular dos aços inoxidáveis duplex, conforme, OLSSON (1995).

II.1.3 INFLUÊNCIA DOS ELEMENTOS MAIS IMPORTANTES DA COMPOSIÇÃO BÁSICA DE UM AÇO INOXIDÁVEL DUPLEX.

Todos os elementos enquadram-se em duas categorias: alfégenos e gamágenos. À primeira categoria, os alfégenos, pertencem principalmente: cromo, silício, molibdênio, vanádio, boro, tungstênio, nióbio e titânio. A segunda categoria, os gamágenos: níquel, carbono, manganês, cobre, nitrogênio e cobalto (ver tabela II.2).

Abaixo, principais características de alguns desses elementos:

- cromo – principal alfégeno, confere resistência à corrosão;
- silício – desoxidante, ferritizante, forma carepa protetora refratária;
- molibdênio – acima de 3% melhora a resistência à corrosão;
- níquel – principal gamágeno, estabiliza a austenita;
- carbono – confere resistência mecânica;
- manganês – desoxidante, desulfurante, substitui o carbono, austenitizante substitui o Ni;
- nitrogênio – em teores superiores a 0.07%, pode ser considerado como elemento-liga; pode ser usado como substituto do carbono sem o inconveniente da precipitação de carboneto apresentado pelo carbono. Trinta vezes mais austenitizante do que o C, melhora a resistência a corrosão dos aços inoxidáveis duplex;
- tungstênio – melhora a resistência mecânica a temperaturas elevadas;
- nióbio e titânio – fixam o C, evitando a corrosão intergranular, através da formação de carbonetos a altas temperaturas. Refina o grão.

Tabela II.2 - Elementos ferritizantes e austenitizantes.

Elementos Ferritizantes e Austenitizantes.				
α/δ			γ	
Cr	Mo	Ti	Ni	Cu
Si	Al	Nb	C	N
V	W	B	Mn < 6%	Co

A partir da composição química de um aço inoxidável duplex comercial do sistema Fe-Cr-Ni, vamos estudar a influência dos principais elementos e do hidrogênio que está aqui sendo estudado, conforme FOLKHARD (1988)..

II.1.3.1 Influência do silício

O silício é importante como elemento de liga pois, 4 - 5% Si melhora bastante a resistência à corrosão de aços austeníticos Cr-Ni em meio com ácido nítrico concentrado. Em aços Cr e Cr-Ni resistentes ao calor, o silício é usado de 1-3%Si para melhorar a resistência à formação de carepa. O Si promove a formação de ferrita delta em detrimento da austenita.

De maior importância é a influência do Si na expansão da faixa da fase sigma. A fase sigma se forma entre temperaturas de 520 e 820 °C por períodos prolongados (ver figura II.5), para os aços inoxidáveis duplex essa faixa sobe para 650 e 950 °C. E pode ser eliminada, aquecendo-se a temperaturas acima de 850 °C e resfriando-se rapidamente, conforme FOLKHARD (1988).

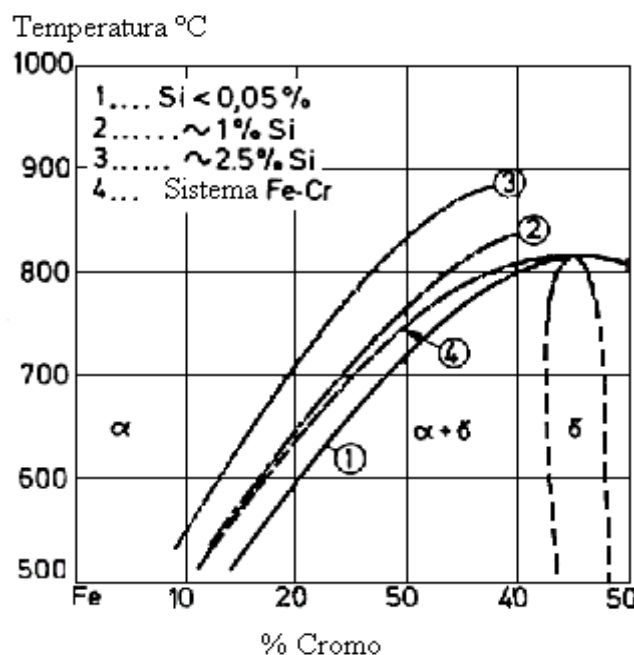


Figura II.5 - Influência do Si sobre a faixa de fase sigma no sistema Fe-Cr.

1 - 3 expansão, 4 – linha de equilíbrio, conforme FOLKHARD (1988).

O Si aumenta a atividade do carbono, ou seja, aumenta a velocidade da precipitação dos carbeto mistos $M_{23}C_6$.

O Si influi na formação de fases de baixo ponto de fusão, fenômeno de trinca a quente no metal de solda.

II.1.3.2 Influência do carbono

O cromo é um grande formador de carbeto, em aços inoxidáveis ele forma o carbeto misto $M_{23}C_6$.

O carbono tem um grande efeito austenitizante, ele expande a área da austenita do diagrama Fe-Cr-C.

II.1.3.3 Influência do molibdênio

O molibdênio está ao lado do Cr e do Ni como um importante elemento de liga nos aços inoxidáveis.

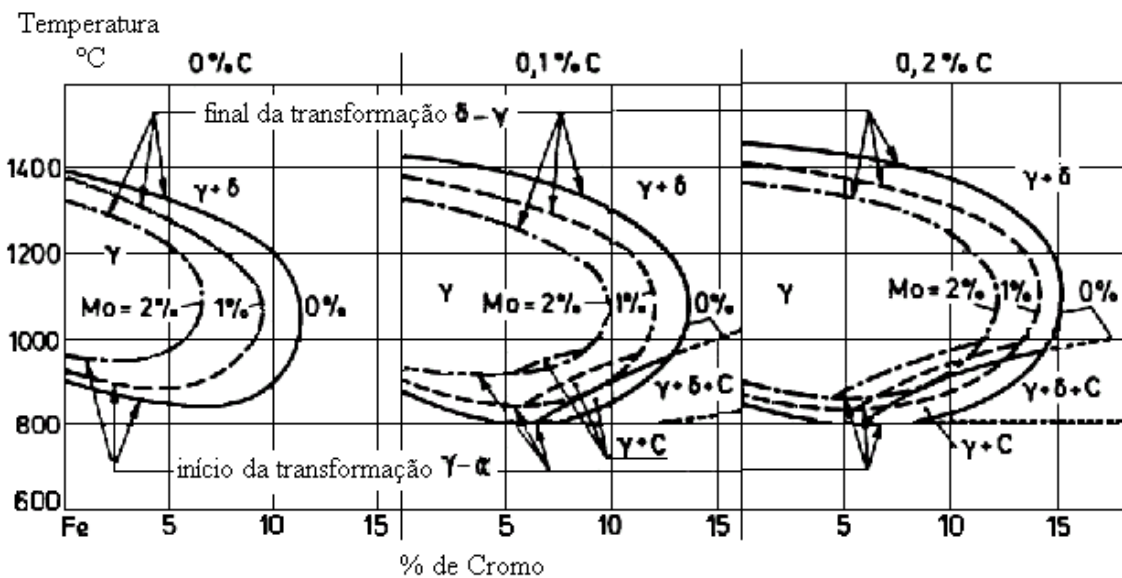


Figura II.6 - Influência do carbono e do molibdênio sobre a expansão do campo γ no sistema Fe-Cr, FOLKHARD (1988).

Como o cromo (ver figura II.6), o molibdênio também afina a área da fase γ . Isso significa que o molibdênio também suporta a formação de ferrita. Junto com o ferro, o molibdênio forma fases intermetálicas, como a fase Laves Fe_2Mo com aproximadamente 45% Mo e, com o Cr, forma a fase chi “ χ ” $Fe_{36}Cr_{12}Mo_{10}$. Junto com a fase sigma “ σ ” pode ter um efeito prejudicial, em

particular durante longos períodos de exposição a altas temperaturas e após tratamento térmico, sobre a tenacidade e a resistência à corrosão no metal de solda e aços que contenham molibdênio, conforme FOLKHARD (1988).

Os elementos C, Ni, Mn e Co, expandem o campo γ e Mo, W e V, afinam o campo γ .

II.1.3.4 Influência do nitrogênio

Nos aços inoxidáveis austeníticos, martensíticos e duplex, o nitrogênio é usado como um elemento de liga. Devido à boa solubilidade do nitrogênio na austenita de aços Cr-Ni com baixo conteúdo de C, 0,1% N ou mais pode ser absorvido do ar pela poça de fusão se for utilizado um comprimento de arco grande, conforme FOLKHARD (1988).

O nitrogênio, como um elemento austenitizante, tem uma influência tão grande quanto o carbono, mas apresenta maior solubilidade na austenita em aços inoxidáveis Cr-Ni do que o carbono, o que resulta em mais baixa susceptibilidade de formar precipitados indesejáveis em aços austeníticos. Os cristais austeníticos são capazes de dissolver grandes quantidades de nitrogênio em seus interstícios. Neste aspecto, o nitrogênio difere consideravelmente do carbono, a solubilidade é muito menor, não somente na ferrita, mas também na austenita de aços inoxidáveis na mesma temperatura. O nitrogênio tem papel similar ao do carbono, sem a desvantagem associada relacionada com a precipitação de carbeto, CASTRO et al. (1975).

A adição de 2% de nitrogênio ao gás de proteção durante a soldagem, reduz a perda de nitrogênio pelo metal de solda, conforme GOOCH (2000) e MODENESI (1995).

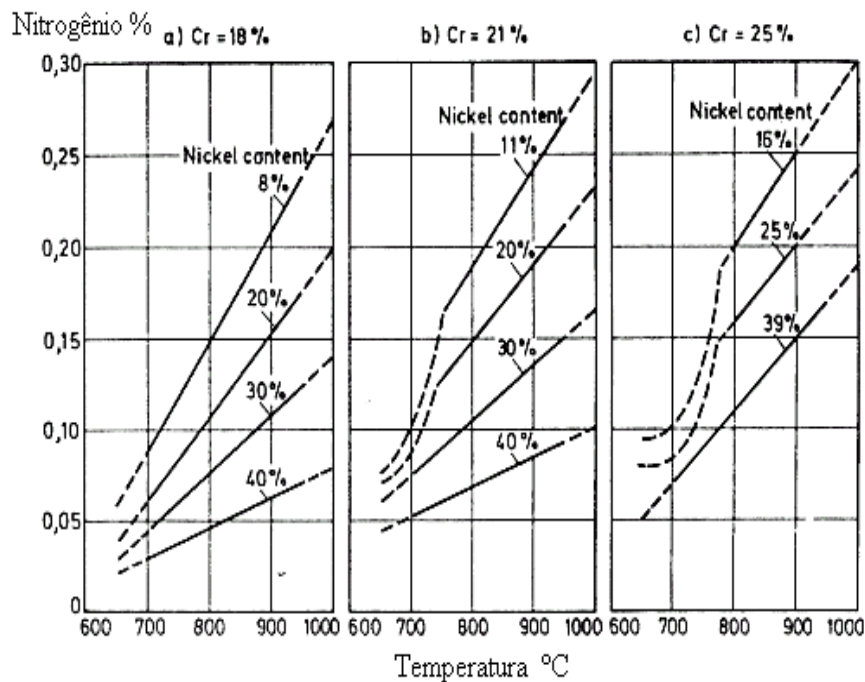


Figura II.7 - Solubilidade do nitrogênio na austenita de aços Cr-Ni com baixo teor de C na temperatura entre 600-1000 °C, FOLKHARD (1988).

Se o limite de solubilidade do nitrogênio for excedido em aços inoxidáveis, ele precipita como nitrato de cromo Cr_2N . Se também está presente carbono, o carbeto M_{23}C_6 precipitará simultaneamente (ver figura II.7).

Como o C, se aumentamos o conteúdo de nitrogênio ocorre expansão da faixa de γ em detrimento da faixa de δ , mostrando a influência do nitrogênio sobre a redução de conteúdo de ferrita delta no sistema Fe-Cr-Ni, conforme FOLKHARD (1988).

O nitrogênio tem comportamento igual ao carbono quanto ao efeito sobre a precipitação de fase sigma. Em geral, o efeito do carbono sobre a formação de fases intermetálicas, pode ser descrito tal que a solubilidade de carbono na fase pertinente é o critério decisivo. Se a solubilidade é muito baixa, exemplo na fase sigma, o carbono inibirá sua formação. Se, entretanto, o carbono é retido pela adição de titânio ou nióbio, seu efeito redutor é inibido. Ambos, N_2 e C mudam o limite de precipitação da fase sigma nesses aços, conforme FOLKHARD (1988).

II.1.3.5 Influência do hidrogênio

O hidrogênio é o elemento com menor diâmetro atômico, 2 Å e em adição possui um alto potencial de difusão, conforme OWCZAREK et al. (2000) e MIRANDA (1987), o hidrogênio pode ser encontrado em solução sólida na estrutura cristalina dos metais e suas ligas e mover-se por difusão (como um próton) no estado sólido com relativa facilidade. Alguns fatores contribuem para aumentar ou diminuir a facilidade com que o hidrogênio solubiliza-se e/ou difunde-se em materiais metálicos sólidos à temperatura ambiente: composição química, estrutura cristalina, microestrutura, subestrutura, taxa de deformação, presença de óxidos na superfície dos metais e temperatura, conforme OLIVEIRA (2000).

Átomos de hidrogênio produzidos eletroquimicamente, assim como aqueles resultantes de outras formas de contaminação, podem entrar na rede cristalina e permear pelo metal. O hidrogênio afeta negativamente a qualidade e as propriedades do aço durante a sua fabricação e a sua aplicação nas condições de serviço. A acumulação do hidrogênio em sítios da rede pode enfraquecer as ligações metálicas e nuclear uma trinca, a qual, sob condições apropriadas, se propagará e levará fratura dos componentes metálicos contaminados. O resultado disto é a falha catastrófica e prematura de componentes no ambiente de serviço com tensões aplicadas inferiores às de projeto, ou seja, a fragilização pelo hidrogênio, conforme OLIVEIRA (2000).

A fragilização pelo hidrogênio é caracterizada pelos seguintes fatores:

- Degradação das propriedades mecânicas dos aços;
- Diminuição da ductilidade em tração, que é diretamente proporcional ao teor de hidrogênio contido no metal;
- Tendência a mudar a morfologia da fratura de dútil para frágil;
- Redução da tenacidade à fratura;
- É mais crítica em situações de baixa taxa de deformação;
- Ocorre entre 173K e 373K (-100°C e 100°C) sendo maior em temperaturas próximas à ambiente;

- Necessita que o metal que contém hidrogênio esteja submetido a tensões trativas locais;
- Aços de alta resistência mecânica são particularmente susceptíveis ao fenômeno.

A fragilização pelo hidrogênio também está ligada à existência de um ambiente rico em hidrogênio e ao aparecimento de um potencial eletroquímico na superfície do metal adequado à reação de evolução do hidrogênio. Também influenciam a facilidade do hidrogênio de acumular-se em sítios defeituosos da rede cristalina, núcleos das discordâncias, vazios, lacunas e interfaces, conforme OLIVEIRA (2000).

O hidrogênio pode entrar no metal de solda através da umidade do revestimento na soldagem por arco elétrico ou através da umidade do gás em solda a arco com gás inerte. Ele pode induzir trinca a frio no metal de solda. Em função de sua alta solubilidade em muitos metais líquidos isto ocorrendo durante a soldagem pela queda de altas temperaturas, conforme OWCZAREK et al. (2000) e MIRANDA (1987) (ver figura II.8):

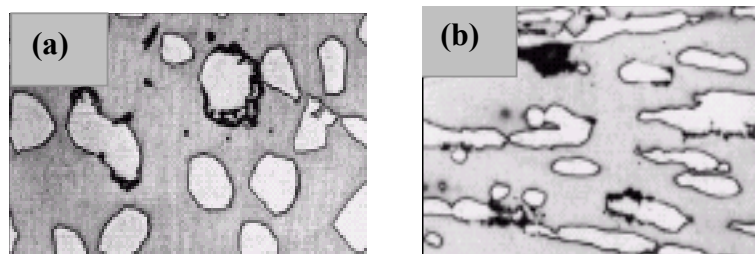


Figura II.8 - Orientação da fase austenita: (a) transversal; (b) longitudinal.

O fluxo de hidrogênio está ao longo do grão austenítico, conforme OWCZAREK et al. (2000).

Aços inoxidáveis austeníticos não são facilmente fragilizados pelo hidrogênio como as ligas ferríticas, conforme LUU (2002).

A ferrita é susceptível a fragilidade por hidrogênio, o aço inoxidável duplex não tem grande resistência em meio ou aplicação por hidrogênio que pode ser carregado para dentro do metal.

A permeabilidade do hidrogênio na ferrita é muito maior ($10^5 \text{ m}^2 / \text{s}$) do que aquela na austenita do aço inoxidável duplex, conforme LUU (2002).

$D_\alpha \approx 1,19 \times 10^{-8} \text{ m}^2 / \text{s}$ = difusão do hidrogênio na matriz ferrítica a temperatura ambiente.

$D_\gamma \approx 1,05 \times 10^{-15} \text{ m}^2 / \text{s}$ = difusão do hidrogênio dentro da fase austenita a 20°C , conforme MIRANDA (1987).

Este fato permite ao hidrogênio difundir melhor em aços a temperatura ambiente, dando uma enorme mobilidade dentro da malha cristalina, conforme FOLKHARD (1988).

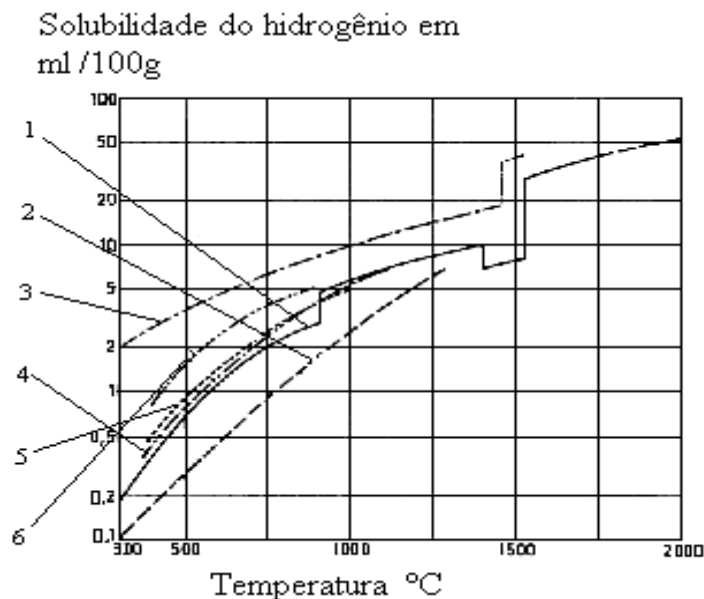


Figura II.9 - Solubilidade do hidrogênio em diferentes ligas como dependente da temperatura a uma pressão de 1 bar. 1-Fe, 2-Cr, 3-Ni, 4-aço 20/10 Cr-Ni, 5 - aço 12% Cr, 6 - 4% Mn-Fe. FOLKHARD (1988).

A solubilidade do hidrogênio no Fe, Cr e Ni são apresentadas na figura II.9. A 911°C , a solubilidade do hidrogênio no ferro γ é de aproximadamente 2 ml. /100g maior do que no ferro α ou ferrita

delta, CASTRO (1975). Em altas temperaturas a solubilidade do hidrogênio no níquel é aproximadamente o dobro da do ferro.

Devido à sua microestrutura, sua rede cristalina possuir espaços intersticiais bem maiores do que os da estrutura ferrítica, pode se explicar a maior solubilidade do hidrogênio na austenita, conforme MIRANDA (1987) logo, a austenita dissolve hidrogênio melhor do que a ferrita. Durante a transformação α - γ , isto é, durante o resfriamento da temperatura do calor da soldagem, a solubilidade apresenta uma diminuição muito grande, conforme FOLKHARD (1988).

As cinéticas de absorção, solubilização e difusão do hidrogênio no aço são inferidas para cada microestrutura. Através de medidas da permeabilidade do hidrogênio no material.

A concentração crítica de hidrogênio necessária para a propagação de trincas causadas pela fragilização pelo hidrogênio obtida em testes de permeação do hidrogênio para um aço API P-110 com 100% de martensita revenida é de 0.39 ppm em peso de hidrogênio a 25°C, conforme OLIVEIRA (2000). Em geral, os aços austeníticos suportam a presença de até cerca de 40 ppm de hidrogênio, conforme MIRANDA (1987).

A adição de hidrogênio ao argônio é comumente usado para soldagem de aço inox austenítico e aço inoxidável duplex. Sua adição proporciona um arco de solda com larga distribuição de temperatura, maior aporte de calor e atmosfera levemente redutora. O maior aporte de calor pode parcialmente estar relacionado à dissociação do hidrogênio diatômico no arco para forma de hidrogênio atômico o qual recombina para a forma molecular nas regiões frias do arco e na superfície da peça. A ionização do hidrogênio atômico contribui muito para o aumento do aporte de calor. Trabalhos recentes tem indicado que trincas induzidas por hidrogênio podem ocorrer no metal de solda do aço inoxidável duplex, conforme KORDATOS (1999).

Soldas com argônio e hidrogênio diminuem a relação profundidade x largura, ou seja aumenta a penetração.

KORDATOS (1999) demonstrou que o hidrogênio no gás de proteção com argônio tem o efeito redutor da austenita apesar do

aumento do aporte de calor que reduz a taxa de resfriamento e aumentaria conseqüentemente a formação de austenita. O aumento do teor de hidrogênio no gás de proteção reduz o teor nitrogênio no metal de solda e que 10% hidrogênio com argônio reduz de 0.14% para 0.10% o teor de nitrogênio no metal de solda. Com hidrogênio no gás de proteção a ZTA é mais estreita do que com argônio puro, conforme KORDATOS (1999).

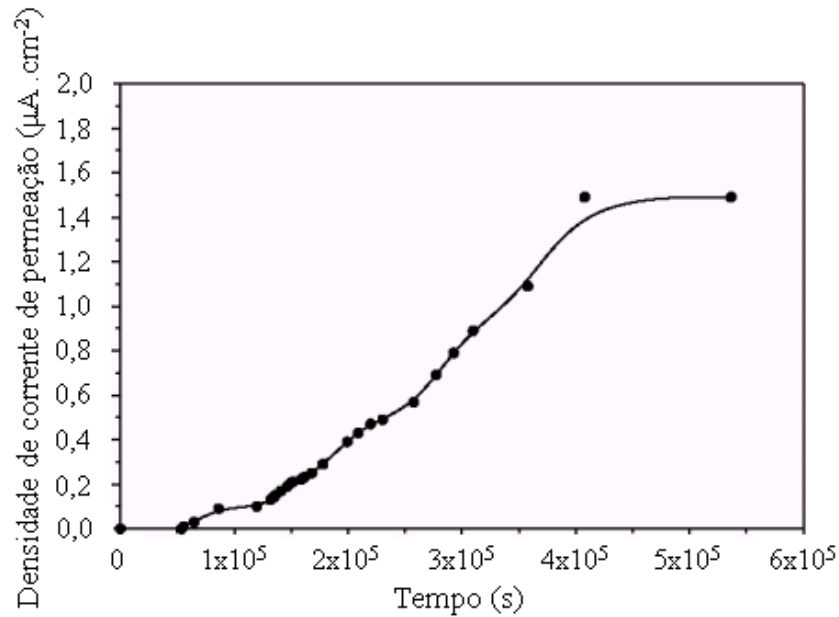


Figura II.10, Curva de permeação do aço inoxidável duplex 2205 (UNS S31803)

A difusividade do hidrogênio no aço inoxidável duplex ocorre principalmente na rede cristalina na fase ferrita, ver figura II.10, conforme LUU (2002). Com alta taxa de penetração ou seja o transporte de hidrogênio através do aço inoxidável duplex ocorre principalmente através da matriz ferrítica.

II.2 O PROCESSO TIG

II.2.1 DESCRIÇÃO DO PROCESSO

No processo TIG, a fusão dos metais é produzida através de um arco voltaico que arde numa atmosfera de um gás inerte entre um eletrodo de tungstênio, virtualmente

não consumível, e a peça-obra. Além de seu caráter ionizante, o gás protege o eletrodo, fortemente aquecido, e o metal de solda, contra a oxidação do ar, conforme QUITES (1979).

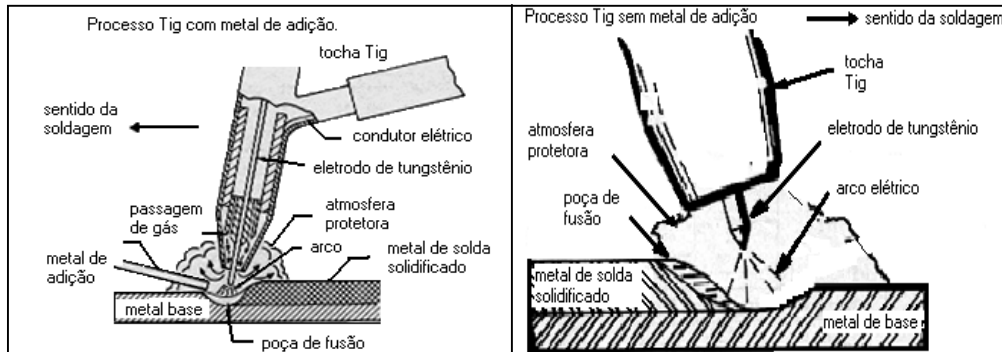


Figura II.11 - Soldagem TIG com e sem metal de adição.

A escolha do processo TIG para se avaliar a influência do gás de proteção em soldas autógenas de aço inoxidável duplex, se resume no resumo de principais vantagens apresentadas a seguir: (ver figura II.11).

- Potência de calor concentrado, conduzindo a uma zona de fusão estreita.
- Qualidade de solda superior.
- Permite o fornecimento de calor e de metal de adição de maneira independente
- Pode usar pequenas fontes de energia, permite controle preciso das variáveis.
- Pode ser usada com e sem metal de adição, podendo produzir soldas autógenas baratas em alta velocidade.
- Pode ser usada para soldar todos os metais e para soldas dissimilares
- Arco muito estável e poça de fusão pequena e calma, ausência de respingo e em função de não ser requerido fluxo no processo, resíduos de oxidação são eliminados facilmente por uma limpeza simples.
- Excelente qualidade metalúrgica, com controle preciso da penetração e forma da solda em todas as posições.
- Solda são e livre de poros.
- Baixo desgaste do eletrodo de tungstênio.
- De fácil aprendizado.
- Ideal para soldas de 0.5 a 4mm.

O maior valor de ensaio de impacto pode ser obtido com soldas executadas com o processo TIG em soldas de aço inoxidável duplex, conforme HOLMBERG (1997).

As principais limitações do processo TIG são: é um processo mais caro para espessuras maiores do que 10 mm e para solda executada em local que pode ser afetado pelo meio ambiente, exige maior cuidado para proteção da poça de fusão, WELDING HANDBOOK (1991).

II.2.2 O FLUXO DO GÁS

O fluxo de gás requerido é baseado no tamanho do bocal, tamanho da poça de fusão e dos ventos que não deverão passar de 8 km/h. O fluxo mais comum está na faixa de 7 a 16 l/min para argônio. Excessiva vazão causa turbulência no fluxo que pode aspirar contaminação atmosférica para dentro da poça de fusão, conforme WELDING HANDBOOK (1991).

II.2.3 EQUIPAMENTO

É utilizado o suprimento de energia tipo corrente constante e a energia requerida para CC e CA, pode ser suprida por transformador-retificador ou por gerador. Curva característica Volt - Ampère tombante é usada para fontes de energia.

A escolha do tipo de corrente, CC^+ , CC^- ou CA, depende de vários fatores, mais principalmente do material a ser soldado. Para CC^+ , só é possível para correntes pequenas por ser antieconômico em correntes mais altas, visa obter limpeza. A CC^- , se aplica a aços, Cu, Ni, Ag, aços austeníticos ao Cr-Ni e ligas resistentes ao calor, visa obter penetração. A CA, se aplica mais para Al, Mg e suas ligas, visa obter limpeza, quebra de óxidos, conforme QUITES (1979); não se aplica a Zn nem Be e suas ligas, LANCASTER (1980).

II.2.4 O ELETRODO DE TUNGSTÊNIO

O eletrodo de tungstênio é não consumível se o processo for bem ajustado. A função do tungstênio é servir como um terminal elétrico do arco que

fornece o calor requerido para a soldagem. Seu ponto de fusão é de 3410 °C, sendo sua ponta mais fria.

Os eletrodos de tungstênio são classificados por sua composição química (conforme figura II.12), WELDING HANDBOOK (1991).

Classificação AWS	Cor	Elemento de Liga	Óxido de Liga	% de Óxido de Liga
EWP	Verde	-	-	-
EWCe-2	Laranja	Céριο	CeO ₂	2
EWLa-1	Preto	Lantânio	La ₂ O ₃	1
EWTh-1	Amarelo	Tório	ThO ₂	1
EWTh-2	Vermelho	Tório	ThO ₂	2
EWZr-1	Marrom	Zircônio	ZrO ₂	.25
EWG	Cinza	Não especificado	-	-

Figura II.12 - Código de cor e elementos de liga para várias ligas de eletrodo de tungstênio, conforme WELDING HANDBOOK (1991).

As dimensões do eletrodo e sua capacidade de corrente estão apresentados na figura II.13, WELDING HANDBOOK (1991). O tipo de corrente, de eletrodo de tungstênio e de gás de proteção recomendados para diferentes soldagens com diferentes materiais e espessuras, conforme WELDING HANDBOOK (1991), pode ser visto na figura II.14.

Diâmetro do Eletrodo		Diâmetro Interno do Bocal	Corrente Contínua, A		Corrente Alternada, A	
in	mm	in	Direta (-) b DCEN	Reversa (+) b DCEP	Onda Desbal. c	Onda Balanceada c
0,010	0,25	1/4	< 15	-	< 15	< 15
0,020	0,50	1/4	5 – 20	-	5 – 15	10 – 20
0,040	1,00	3/8	15 – 80	-	10 – 80	20 – 30
1/16	1,6	3/8	70 – 150	10 – 20	50 – 100	30 – 80
3/32	2,4	1/2	150 – 250	15 – 30	100 – 180	60 – 130
1/8	3,2	1/2	250 – 400	25 – 40	150 – 210	100 – 180
5/32	4,0	1/2	400 – 500	40 – 55	200 – 275	160 – 240
3/16	4,8	5/8	500 – 750	55 – 80	250 – 350	190 – 300
1/4	6,4	3/4	750 – 1100	80 – 125	325 – 450	325 – 450

- a. Todos os valores são baseados no uso de gás de proteção argônio.
 b. utilizar eletrodos EWTh-2. c. Utilizar eletrodos EWP.

Figura II.13 - Eletrodos de tungstênio recomendados e bocal de gás para várias correntes de soldagem, conforme WELDING HANDBOOK (1991).

Tipo de Metal	Espessura	Tipo de Corrente	Eletrodo *	Gás de Proteção
Alumínio	Todas	Corrente Alternada	Puro ou Zircônio	Argônio ou Argônio-Hélio
	> 1/8 in	DCEN	Toriado	Argônio-Hélio ou Argônio
	< 1/8 in	DCEP	Toriado ou Zircônio	Argônio
Cobre e Ligas de Cobre	Todas	DCEN	Toriado	Hélio
	< 1/8 in	Corrente Alternada	Puro ou Zircônio	Argônio
Ligas de Magnésio	Todas	Corrente Alternada	Puro ou Zircônio	Argônio
	< 1/8 in	DCEP	Zircônio ou Toriado	Argônio
Níquel e Ligas de Níquel	Todas	DCEN	Toriado	Argônio
Aços Carbono ou Baixa Liga .	Todas	DCEN	Toriado	Argônio ou Argônio-Hélio
	< 1/8 in	Corrente Alternada	Puro ou Zircônio	Argônio
	Todas	DCEN	Toriado	Argônio ou Argônio-Hélio
Aço Inoxidável	Todas	DCEN	Toriado	Argônio ou Argônio-Hélio
	< 1/8 in	Corrente Alternada	Puro ou Zircônio	Argônio
Titânio	Todas	DCEN	Toriado	Argônio

* Onde o eletrodo toriado é recomendado, eletrodo ceriado ou lantaniado pode ser usado.

Figura II.14 - Tipo de corrente, de eletrodo de tungstênio e de gás de proteção recomendados para diferentes soldagens, conforme WELDING HANDBOOK (1991).

II.3 O GÁS DE PROTEÇÃO DA POÇA DE FUSÃO (ARGÔNIO, NITROGÊNIO E HIDROGÊNIO).

II.3.1 INTRODUÇÃO

O argônio é o gás de proteção mais tradicional. Além da proteção da poça de fusão em muitos materiais, é também usado como gás de purga de proteção da raiz de juntas soldadas, conforme QUITES (1979) e WELDING HANDBOOK (1991).

A escolha do gás de proteção tem influência significativa sobre os fatores a seguir

- Eficiência de proteção.
 - Atmosfera controlada do gás de proteção do ar ambiente.
- Propriedades mecânicas e metalúrgicas.
 - Perda de elementos de liga, melhora dos gases da atmosfera protetora.
- Resistência à corrosão.
 - Perda de elementos de liga, melhora dos gases da atmosfera protetora, oxidação superficial.
- Geometria da solda.

- Forma da cordão de solda e penetração.
- Aparência superficial.
- Oxidação, respingos.
- Ignição e estabilidade do arco.
- Transferência metálica se aplicável
- Meio ambiente.
- Emissão de fumaça e gás.

A interação de gases de proteção ora avaliada, contempla os gases Ar, N₂ e H₂ e na literatura não se recomenda o uso de misturas gasosas contendo gás hidrogênio para soldagem de aços inoxidáveis ferríticos, martensíticos ou duplex, devido à possibilidade de trinca induzida pelo hidrogênio na fase ferrita. Na literatura, também se recomenda mistura com os gases Ar, N₂ e H₂ para aplicação em soldagem automática autógena de aço inoxidável duplex pelo processo TIG com ganhos na produtividade na relação penetração do filete de solda versus velocidade de soldagem. Já para os aços austeníticos e duplex se recomenda misturas gasosas contendo N₂.

Os gases de proteção atuam, principalmente, sobre a estabilidade do arco (ver figura II.15), a transferência metálica e a microestrutura, impedindo que a região soldada se contamine com o ar atmosférico. Secundariamente, os gases influem nas características operacionais e geométricas do cordão.

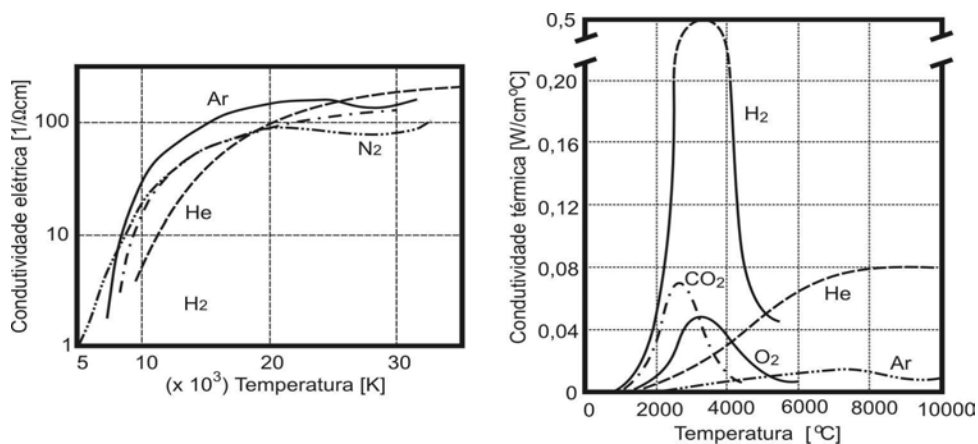


Figura II.15 - Condutividades elétrica e térmica dos gases como função da temperatura, conforme TUŠEK (2000).

Este estudo investigou a obtenção de resultados satisfatórios na soldagem autógena TIG dos aços inoxidáveis duplex UNS S31803, utilizando-se misturas

gasosas, para o gás de proteção da poça de fusão, com teores de Ar, N₂ e H₂ em diversas composições.

II.3.2 COMPOSIÇÃO: Ar + N₂

A adição de nitrogênio ao gás de proteção Argônio, aumenta a resistência à corrosão por pite em função da melhora da microestrutura por seu efeito austenizante, conforme ALFONSSON et al. (1992), e também pela melhor distribuição dos elementos de liga Cr, Ni e Mo, conforme BHATT et al. (1999). A transformação em austenita é melhorada pela adição de nitrogênio e reduz o risco de precipitação de nitretos no metal de solda, conforme JONSSON et al. (1994). Para soldas sem metal de adição, a adição de nitrogênio no gás de proteção aumenta o teor de nitrogênio no metal de solda de materiais com baixo nitrogênio, conforme FOLKHARD (1988). Foi observado que a ponta do eletrodo de tungstênio fica rombuda, conforme JONSSON et al. (1994) e BRADSHAW et al. (1993). A adição de nitrogênio permite o aumento da velocidade de soldagem e a composição com 5% Nitrogênio é a ideal para solda autógena, conforme RAMÍREZ - LONDOÑO (1997). A absorção de nitrogênio pelo metal de solda de aços inoxidáveis duplex pode melhorar a tenacidade ao impacto, por causa do aumento no conteúdo de austenita e o decréscimo na quantidade de nitretos no metal de solda, conforme KOKAWA et al. (1994).

A adição de Nitrogênio no gás de proteção de solda pelo processo TIG aumenta a penetração de soldas de aços inoxidáveis ferríticos e austeníticos, conforme BRANDÃO (1989).

II.3.3 COMPOSIÇÃO: Ar + H₂

A adição de hidrogênio ao gás de proteção Argônio, melhora a penetração, conforme JONSSON et al. (1994) (ver figura II.16), mas reduz um pouco o conteúdo de nitrogênio. O risco de trinca por H₂ é diminuído com o aumento do conteúdo de austenita no metal de solda, conforme KORDATOS et al. (1999). Aumenta a quantidade de material fundido aumentando a eficiência do processo, conforme SUBAN et al. (2001) e melhora a fluidez da poça de fusão, conforme KOKAWA et al. (1995). Na prática é possível, com essa mistura soldar sem metal de enchimento, tendo como atrativos o melhor controle da forma e oxidação, mas devido ao risco de trinca induzida

por hidrogênio deverá ser seguido um recozimento imediato, conforme BEKKERS (1995). O hidrogênio não deve estar no gás de proteção nem como gás de purga, pela possibilidade de fragilização ou trinca por hidrogênio da fase ferrita, conforme IMOIA (2001). O hidrogênio pode ser usado em soldas automáticas de aço inoxidável austenítico, conforme FOLKHARD (1988). O hidrogênio no gás de proteção tem efeito indireto de porosidade durante a solda quando em contato com o enxofre, conforme CASTRO (1975).

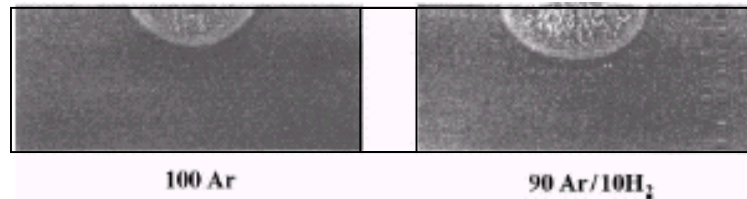


Figura II.16 - Macro-seções de soldas feitas com mesma intensidade de corrente de 200 A e com diferentes composições de gás de proteção, 100%Ar e 90%Ar+10%H₂ respectivamente, conforme SUBAN (2001).

II.3.4 COMPOSIÇÃO: Ar + N₂ + H₂

A adição de hidrogênio, no gás de proteção contendo argônio e nitrogênio, faz com que a ponta do eletrodo de tungstênio não fique abaulada (ver figura II.17), conforme JONSSON et al. (1994) e abaixa o conteúdo de nitrogênio na rede do metal de solda, conforme HERTZMAN (2001).

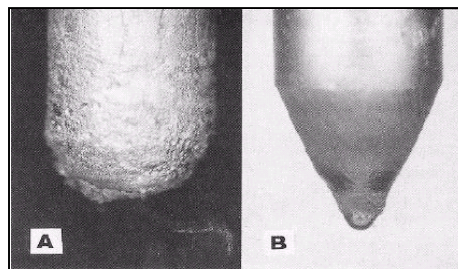


Figura II.17 - Desgaste do eletrodo de tungstênio, processo TIG, com diferentes gases de proteção. A- 90%Ar+10%N₂; B – 85%Ar+10%N₂+5%H₂, conforme JONSSON et al. (1994).

O hidrogênio tem efeito danoso à corrosão por pite, mas não tem efeito significativo quanto à resistência à corrosão intergranular e, sua adição diminui a dureza

da austenita e aumenta a da ferrita, para o aço duplex UNS S32750 (SAF 2507), conforme KORDATOS et al. (1999).

II.4 SOLDAGEM DO AÇO INOXIDÁVEL DUPLEX

II.4.1 METALURGIA FÍSICA DA SOLDAGEM DOS AÇOS INOXIDÁVEIS DUPLEX

O termo duplex é geralmente usado para definir aços com estrutura de duas fases. Nos aços inoxidáveis duplex, este termo é usado para aços austeníticos-ferríticos com um alto conteúdo de ferrita na faixa de 30 – 60% (ver figura II.18).

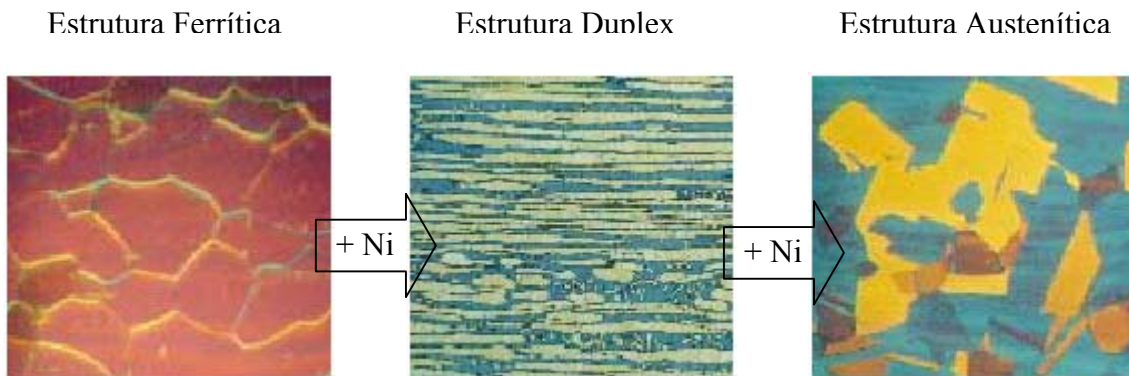


Figura II.18 - Efeito do aumento do teor de Ni na mudança da estrutura do aço inoxidável de estrutura ferrítica para duplex e de duplex para estrutura austenítica, conforme IMO A (2001).

Os tipos antigos de aços duplex austeníticos-ferríticos contendo 0,1 – 0,2% de carbono eram também insatisfatórios em termos das necessidades de hoje quanto à tenacidade e resistência à corrosão de equipamentos, principalmente por causa de sua grande suscetibilidade à corrosão intergranular.

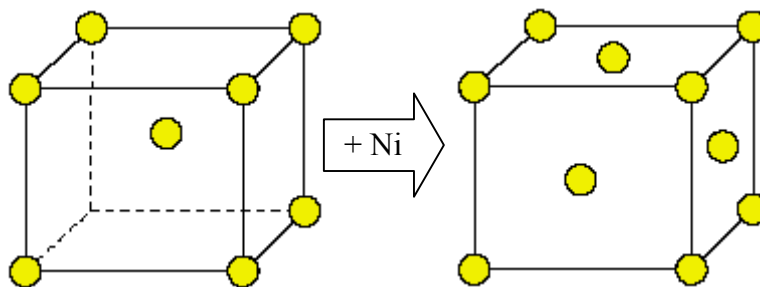


Figura II.19 - Efeito da adição de Ni, a estrutura metalográfica muda de CCC para estrutura metalográfica CFC, conforme IMO A (2001).

Com a adição de Ni, a estrutura cristalográfica muda de CCC (com pouco ou sem Ni) para CFC (com pelo menos 8% Ni). O aço inoxidável duplex, com seu conteúdo de níquel intermediário, tem uma microestrutura em que alguns grãos são ferríticos e alguns são austeníticos, aproximadamente iguais quantidades de cada o que é o ideal.

Esta situação levou ao desenvolvimento de novos aços inoxidáveis duplex com estrutura de partes iguais de austenita e ferrita delta (ver figuras II.18 e II.19), e conteúdo de carbono limitado a no máximo de 0,030% C, 21 – 27% Cr, 4,5 – 7,5% Ni, 1,0 – 4,0% Mo e freqüentemente com conteúdo de 0,1 – 0,2% N. Eles apresentaram boa resistência para com a corrosão intergranular, incisiva e ao pite, tão bem quanto à trinca de corrosão sobre tensão e possuem boa soldabilidade.

A razão austenita-ferrita é determinada principalmente pela razão dos elementos formadores de ferrita – Cr, Mo e Si para os elementos formadores de austenita – Ni, C e N, com o carbono participando do menor papel devido ao seu baixo conteúdo normalmente 0,02 – 0,04% C. Depois do recozimento temos 50% ferrita e 50% austenita.

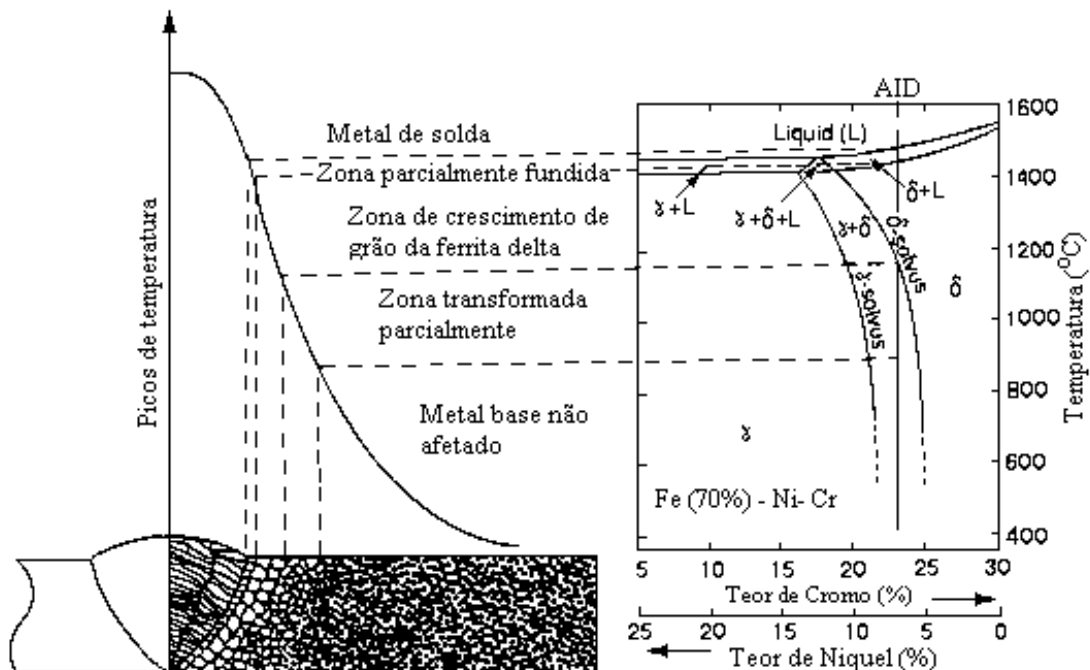


Figura II.20, Diagrama esquemático definindo as diferentes regiões de um único passe de solda de aço inoxidável duplex, conforme GRONG (1994).

Durante a soldagem a zona termicamente afetada, ver figura II.20, tem boa parte da austenita transformada em ferrita delta, quando do resfriamento lento, principalmente

se o processo for Tig, que fornece um super aquecimento após a soldagem, a retransformação δ - γ é atrasada na zona termicamente afetada ficando com muita ferrita, em torno de 70%. O conteúdo de ferrita acima de 70% no metal de solda também aumenta a suscetibilidade para com a trinca a frio induzida por hidrogênio, conforme FOLKHARD (1988).

II.4.2 MICROESTRUTURA

(Função da velocidade de resfriamento e da composição química)

II.4.2.1 Correlação do Número de Ferrita (FN) com as propriedades da solda do aço inoxidável duplex, conforme KOTECKI (1997)

Foi observado que a resistência para trinca de corrosão sob-tensão será reduzida quando há menos do que 30 FN em soldas de aço inoxidável duplex.

Perda de ductilidade do metal de solda abaixo do mínimo requerido pela ANSI/AWS A5.4, foi notada para depósitos acima de 80 FN. Perda de ductilidade e tenacidade do metal de solda para liga 2205 (UNS S31803) acima de 70 FN. As figuras II.21, II.22 e II.23 mostram tensão, ductilidade e tenacidade respectivamente. Podemos ver que a tensão não é afetada, mas a ductilidade e a tenacidade são enormemente afetadas.

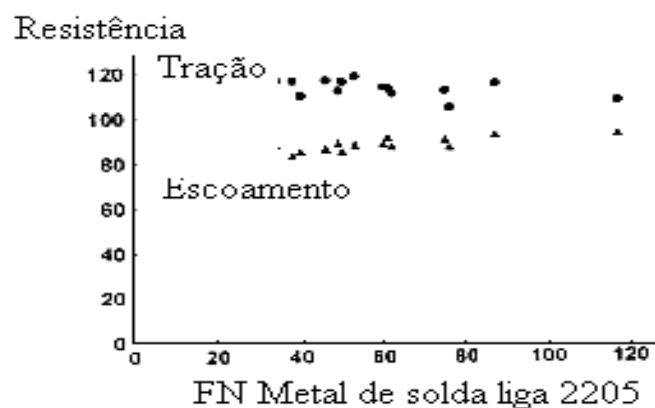


Figura II.21 - Resistência à tração e escoamento x FN para metal de solda em liga 2205.

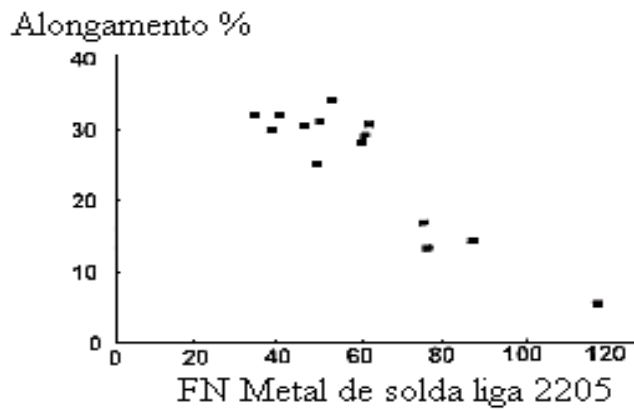


Figura II.22 - Dutilidade x FN para metal de solda em liga 2205.

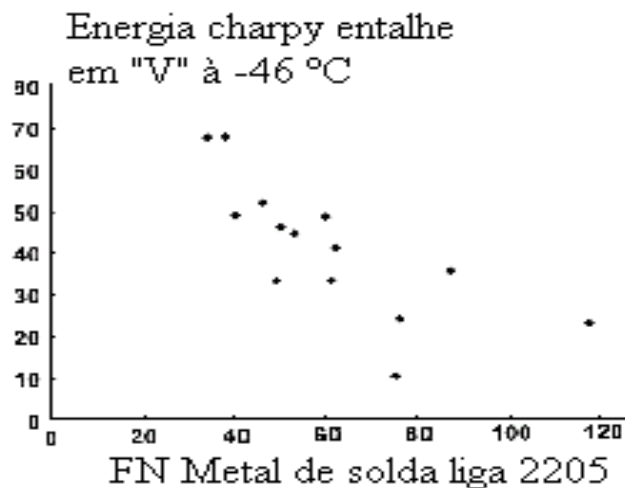


Figura II.23 - Energia charpy - entalhe em "V" à -46 °C x FN para metal de solda em liga 2205.

Encontrado dano devido ao hidrogênio difusível em soldas de liga 2205 com 70 FN, mas não em soldas de baixo FN.

Foi examinada a corrosão por pite (ver figura II.24), simulada na ZTA de soldas em 22% e 25% Cr de aço inoxidável duplex. Precipitação de nitreto de cromo ocorrendo na ferrita quando a taxa de resfriamento foi rápida o suficiente para suprimir mais formação de austenita. A resistência à corrosão por pite foi severamente degradada para mais do que 50-60 "% ferrita" (que possivelmente corresponda a 70-85 FN).



Figura II.24 - Corrosão por pite simulada em aço inoxidável duplex 2205, conforme KOBAYASHI et al. (1999).

A medida da ferrita pode também ser útil para medir o sucesso de tratamento de recozimento pós-soldagem de conjuntos soldados de aço inoxidável duplex. O recozimento de conjuntos soldados de liga 2205 a 1040 °C, ver figura II.25, enquanto satisfatório para metal base com 5%Ni, pode resultar em transformação excessiva de ferrita para fase sigma de metal de solda com 9%Ni. Por que a fase sigma é não magnética, a medida de ferrita depois da sigmatização “recozimento” revelará pouco ou nenhuma ferrita na solda. Tais soldas apresentaram-se extremamente frágeis.

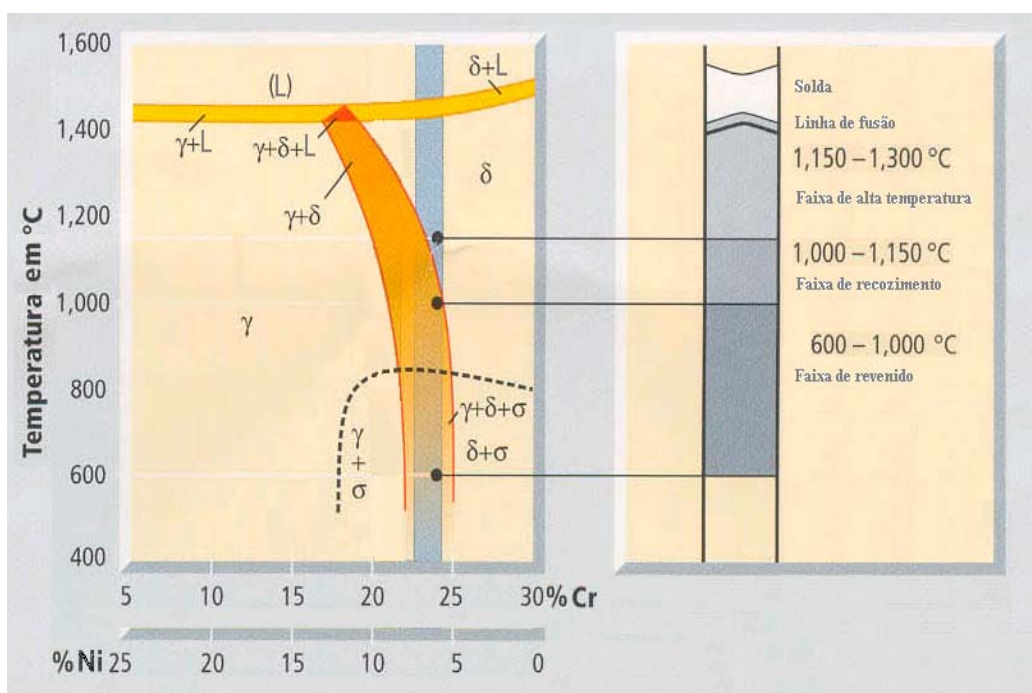


Figura II.25, Seção vertical do sistema ternário Fe-Cr-Ni com 70%Fe, conforme KHOSHNAW (2003).

Procedimento para recozimento sem fragilização foi desenvolvido, resultando em metal de solda com aproximadamente mesmo FN, depois do recozimento como antes do recozimento para metal de solda com 9%Ni. Metal de solda com baixo níquel apresentou alguma redução de ferrita como resultado do recozimento, que evitou com sucesso a formação de fase sigma, mas não se parecendo nada com a perda de ferrita devido ao recozimento indevido, que produziu extensiva formação de fase sigma.

Existe claramente um papel de garantia da qualidade a ser tocado pela determinação do número de ferrita em metais de solda de aço inoxidável austenítico-ferrítico.

II.4.3 PRECIPITAÇÃO DE FASES NA SOLDAGEM DE AÇOS INOXIDÁVEIS DUPLEX.

Além da ferrita e da austenita, outras fases podem se precipitar nos aços inoxidáveis duplex numa faixa de temperatura de 300 °C a 1000 °C, conforme RAMÍREZ-LONDOÑO (1997). Durante o processo de soldagem, cada ponto da junta soldada experimenta um ciclo térmico diferente, permanecendo em intervalos de temperatura nos quais podem precipitar fases indesejáveis nos aços inoxidáveis duplex, prejudicando as suas propriedades. Essas fases podem ser fases intermetálicas como a fase sigma, nitretos de cromo ou carbonetos. Em geral são fases ricas em cromo e molibdênio que criam ao seu redor uma zona empobrecida nesses elementos, afetando a resistência à corrosão e as propriedades mecânicas dos aços inoxidáveis duplex, conforme FOLKHARD (1988).

O estudo desses aços tem sido baseado geralmente em tratamentos isotérmicos e se tem constatado precipitação suficiente para deteriorar as propriedades, para tempos maiores de 100s, a temperaturas entre 850°C – 950°C. A diferença entre os ciclos térmicos dos tratamentos isotérmicos e os de soldagem é que na soldagem se apresentam aquecimentos e resfriamentos consecutivos, a velocidade e temperaturas de pico que dependem dos parâmetros de soldagem e das propriedades físicas do material.

A precipitação é favorecida pela redistribuição preferencial de elementos de liga na ferrita e na austenita, que ocorrem durante o resfriamento. Assim o

Cr, Mo e o Si dissolvem-se preferencialmente na ferrita e favorecem a precipitação de fases intermetálicas, enquanto o Mn, Ni, e o N difundem preferencialmente para a austenita, conforme CASTRO (1975).

Uma significativa diminuição no teor de ferrita ou um aumento na dureza indica a fragilização por precipitação de fases intermetálicas.

Na figura II.26, temos dois aços duplex após recozimento, que para o aço 1 foi de 1050° C / 30min e para o aço 2 foi de 1150° C / 60min. A composição química desses dois em %:

- aço 1 0,028C-0,45Si-1,63Mn-21,80Cr-3,12Mo-5,00Ni-0,113N.
- aço 2 0,028C-0,50Si-1,70Mn-20,90Cr-2,30Mo-7,40Ni-0,073N-1,40Cu

Podemos observar que o começo da precipitação e a temperatura na qual ocorre, são dependentes da composição química. Assim, para o aço 1, a precipitação tem início a 800°C após 2,5 minutos e a fase sigma precipita aproximadamente a 850°C após 30 minutos. Já para o aço 2, a precipitação ocorre após alguns segundos a 850°C e a fase sigma precipita após alguns minutos ao redor de 900°C. O teor de Cr e Mo podem estar associados a essa mudança.

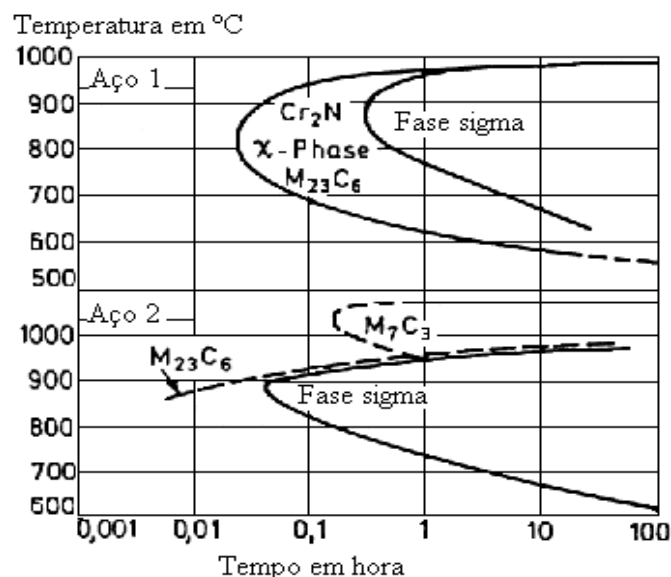


Figura II.26 - Diagrama TTP (Tempo Temperatura Precipitação) de dois aços duplex, conforme FOLKHARD, (1988).

Como a fase sigma se forma a temperaturas abaixo do início da transformação da ferrita-austenita, pode-se evita-la durante a fabricação do aço selecionando taxas de resfriamento intermediárias rápidas (resfriamento brusco em água) que favoreçam a austenita e retarde a formação de fase sigma a baixas temperaturas.

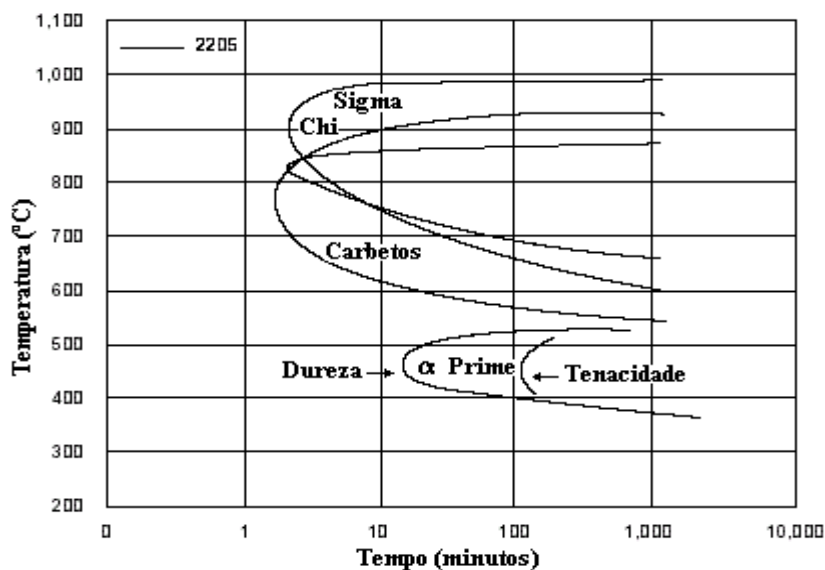


Figura II.27, Diagrama com isotermas de precipitação para o AID 2205 (UNS S31803) recozido a 1050°C, conforme IMO A (2001).

Devido à sua influência sobre as propriedades mecânicas e de corrosão, a fase sigma é considerada a fase intermetálica mais importante, ver figura II.27. Para ocorrer, depende de três fatores: temperatura, composição e microestrutura. Forma-se na faixa de temperatura entre 550 °C – 850 °C, aproximadamente 47% Cr e tem composição básica de Fe-Cr-Mo. A fase sigma depende da difusão do cromo, que é lenta abaixo de 550 °C logo, ela não ocorre abaixo de 550 °C.

A fase sigma é dura e frágil, e sua presença na solda pode causar fragilidade, a qual é evidente mesmo sem um entalhe. Ela tem o efeito de reduzir a ductilidade do aço, isto é, o alongamento, a fratura, e a tenacidade.

A transformação da fase sigma é mais rápida através de 800-850°C, temperatura na qual a taxa de difusão é alta e onde a composição na qual esta fase existe é ainda um pouco larga, conforme FOLKHARD (1988).

É sabido que a formação de fase sigma é favorecida pela presença de alta proporção de elementos ferritizantes no aço. Altos conteúdos de silício, forte sigmatizante e molibdênio têm um efeito adicional na faixa de temperatura, acima da qual a fase sigma ocorre.

Como se pode observar na figura II.28, não há temperatura de transição para que essa fragilização exista.

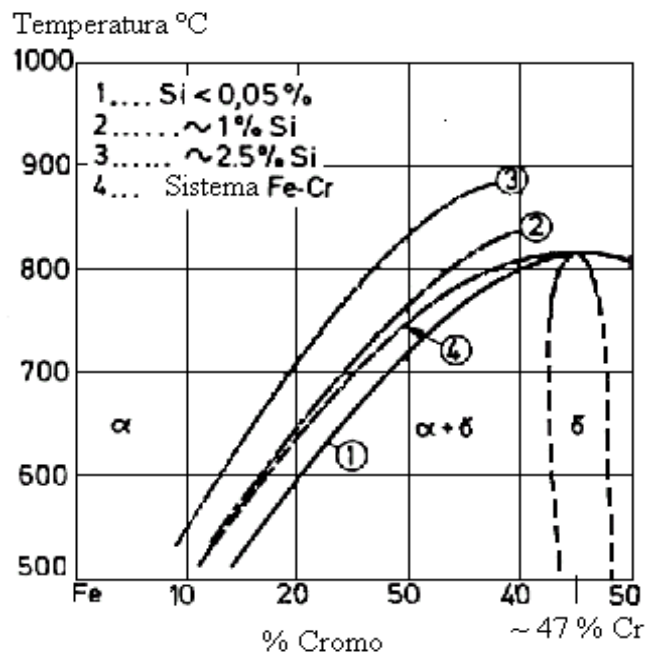


Figura II.28 - Diagrama de equilíbrio da fase sigma, conforme CASTRO (1975).

Como a precipitação de fase sigma usualmente está acompanhada pelo empobrecimento em cromo da ferrita adjacente, se tem associada uma forte influência na resistência à corrosão, diminuindo principalmente a corrosão localizada. A formação da fase sigma ocorre pela decomposição eutetóide da ferrita em sigma mais austenita, nucleando nos contornos de grãos ferrítico e nas interfaces austenita/ferrita e crescendo para o interior da ferrita.

Tabela II.3, Temperaturas típicas para reações de precipitações e outras reações características no aço inoxidável duplex, conforme IMO A (2001).

Descrição	2205 (UNS S31803)
	Temperaturas (°C)
Faixa de solidificação	1445 a 1385
Temperatura de formação de carepa ao ar	1000
Formação de fase sigma	700 a 975
Precipitação de carbeto	450 a 800
Fragilização a 475°C (alfa prime)	350 a 525

II.4.3.2 Carbonetos de cromo

Os carbonetos de cromo, M_7C_3 e $M_{23}C_6$, precipitam entre 550°C-950°C, sua formação precede a da fase sigma e são predominantemente observados nas interfaces ferrita/austenita, mas também se encontram nos contornos ferrita/ferrita e austenita/austenita, ver Tabela II.3.

II.4.3.3 Fase chi – (χ)

Em aços inoxidáveis duplex, a fase chi precipita a temperaturas entre 700°C - 900°C, ocorre em tempo e quantidade menores do que a fase sigma. É considerada uma fase metaestável agindo como precursora da formação de fase sigma, conforme GREGORI (1999), decompondo-se totalmente na fase sigma após longos tempos de exposição. Como tem efeitos parecidos com os da fase sigma e coexiste com ela, esses efeitos são difíceis de serem separados. Tem efeitos nocivos sobre as propriedades mecânicas e de resistência à corrosão, conforme GIRALDO (2001).

II.4.3.4

Nitretos de cromo

A precipitação de nitretos de cromo, Cr_2N pode ocorrer entre 600°C - 1050°C , conforme RAMÍREZ-LONDOÑO (1997), pelo resfriamento rápido desde altas temperaturas de solubilização, como consequência de uma supersaturação de nitrogênio na ferrita.

A precipitação de nitretos de cromo tem efeito deletério nas propriedades mecânicas e é difícil diferenciá-la da fase sigma.

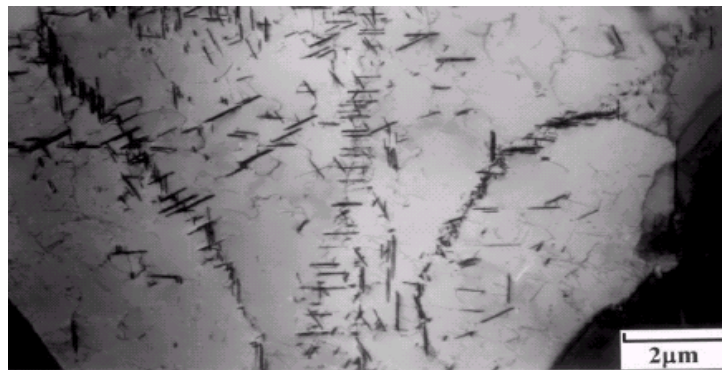


Figura II.29 - MET apresentando a formação preferencial do precipitado nitreto de cromo, Cr_2N , na fronteira do subgrão da ferrita delta (exposto a 700°C por 10 min.) , conforme CHEN et al. (2002).

Sua precipitação pode ser intergranular mas é preferencialmente nos contornos de grão ferrita/ferrita (ver figura II.29), conforme KOKAWA et al.(1995) e CHEN et al. (2002). Tem um forte efeito na corrosão devido ao empobrecimento de cromo no grão e nos contornos, conforme FOLKHARD (1988).

A precipitação de fases intermetálicas nos aços inoxidáveis duplex, é favorecida como consequência do efeito combinado entre a composição química e a história térmica à qual ele é submetido.

II.4.4 CONTROLE DA FERRITA DELTA NO METAL DE SOLDA

O acréscimo de ferrita influi negativamente na tenacidade desses mesmos aços, principalmente quando submetidos a temperaturas criogênicas.

II.4.4.1

Diagrama de Schaeffler

Ele é o principal instrumento de previsão da microestrutura do metal de solda quando a composição química do mesmo é conhecida. Sua importância para os aços inoxidáveis é comparada à do diagrama Fe-C para os aços-carbono.

As indicações fornecidas pelo Diagrama de Schaeffler não devem ser consideradas como absolutas, mas referências. O teor de ferrita diminui com a redução da velocidade de resfriamento porque a ferrita delta é metaestável a temperaturas elevadas, bem como com a redução do tempo de permanência nestas últimas. Entretanto, demonstrou-se experimentalmente que o Diagrama permite a previsão do conteúdo de ferrita nas soldas com precisão suficiente para a maioria dos casos.

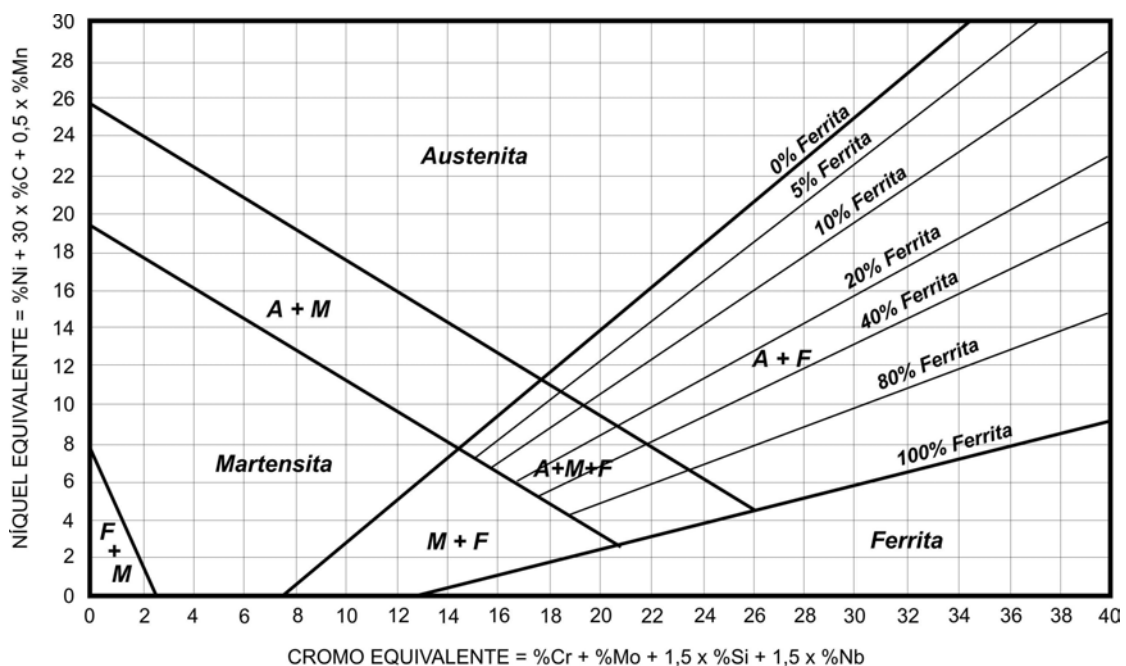


Figura II.30 - Diagrama de Schaeffler.

O método mais simples e comum de se conhecer a estrutura de um aço inoxidável é a metalografia, método empregado por Schaeffler. A confecção do Diagrama de Schaeffler (ver figura II.30), foi baseada na soldagem com eletrodo revestido de 4,76mm de diâmetro.

Como o teor de ferrita é proporcional à resposta ferromagnética, foi criado o número de ferrita (FN) para representar a centésima parte do

magnetismo encontrado na ferrita pura. Além do teste magnético, que é o mais usado, existe o de Raios X e o de permeabilidade magnética pelo efeito Mössbauer. Em pequenos teores, isto é, 8%, o FN equivale à percentagem de ferrita. Para valores maiores e, portanto, discrepantes, a metalografia fornece valores mais satisfatórios (ver figura II.31).

II.4.4.2 Diagrama de Schaeffler – regiões típicas correspondentes às propriedades de cada estrutura.

A medida de ferrita pelo FN é muito mais precisa que a obtida pela leitura do Diagrama, sendo, daí, recomendável a determinação desses teores pela medição direta a partir de corpos-de-prova soldados nas condições de estudo.

A figura II.31, apresenta as regiões das fases e suas propriedades.

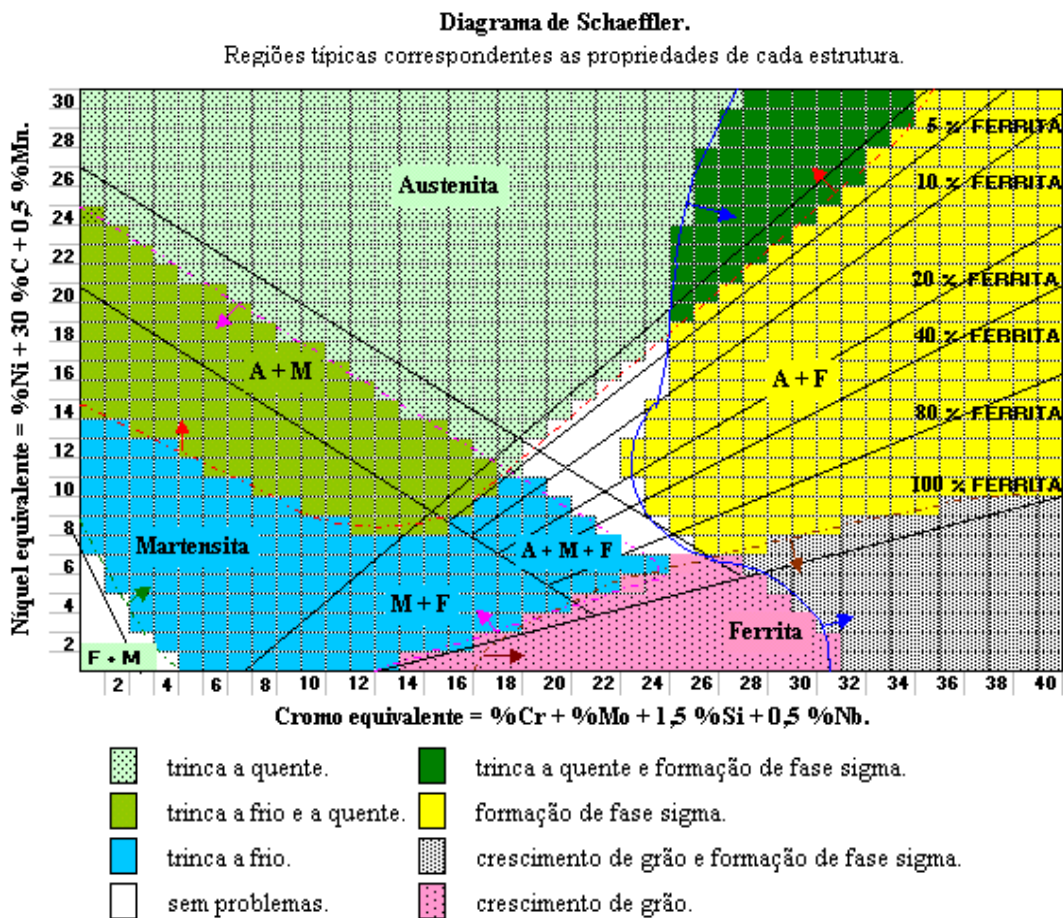


Figura II.31 - Diagrama de Schaeffler com regiões típicas.

II.4.4.3

Diagrama de De Long

No diagrama de De Long, a medida de ferrita é baseada no FN, além de focar só a região mais importante do Diagrama de Schaeffler, ou seja, a dos aços austeníticos.

No diagrama de De Long foi estudada a influência dos vários parâmetros dos processos mais usados, como corrente, voltagem, velocidade de soldagem, etc. (ver figura II.32). Englobando-os como aporte de calor, concluiu-se que os parâmetros poderiam variar numa ampla faixa (digamos, de 10 a 50 KJ/cm) que não influenciariam significativamente o FN presente. Realmente, a reação de transformação da ferrita delta em austenita é extremamente lenta.

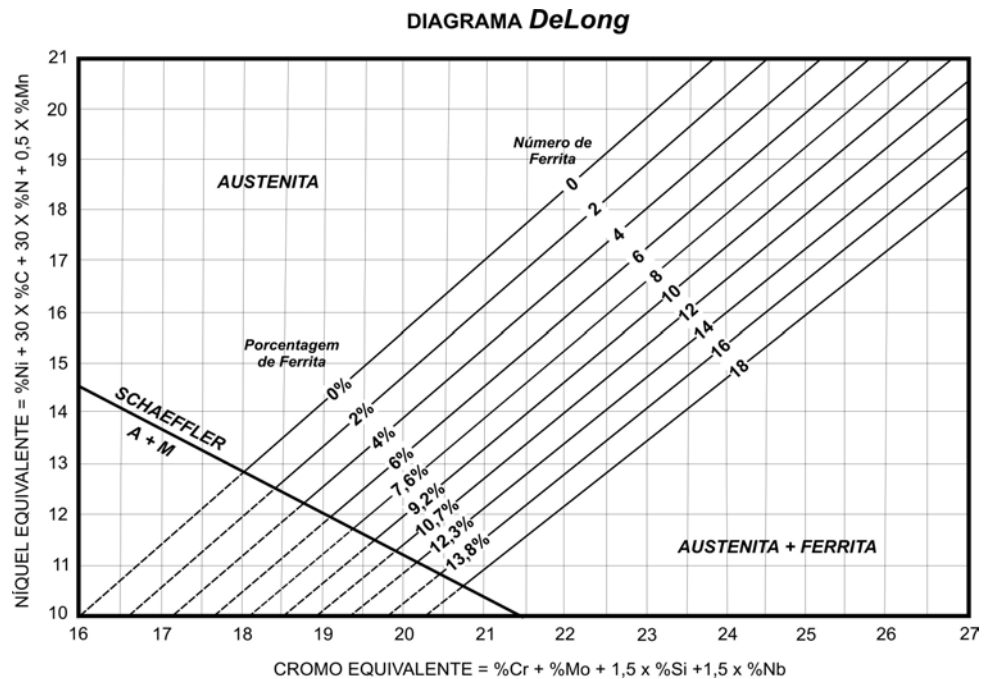


Figura II.32 - Diagrama de De Long para metal de solda em aço inoxidável, conforme ASME. SFA -5.9 (1998).

Para o aço UNS S31803 temos os valores abaixo, correspondentes a 30% de diluição para solda TIG.

Schaeffler

Ponto para o metal base (MB): $Cr_{eq} = 26,28 \%$. $Ni_{eq} = 6,48 \%$.

De Long

Ponto para o metal base (MB): $Cr_{eq} = 26,28 \%$. $Ni_{eq} = 11,43$

Os aços inoxidáveis duplex, com elevados teores de ferrita e austenita, substituindo os de classe austenítica, obrigaram a troca dos diagramas convencionais por outros, onde a faixa de 0 a 100FN é abrangida de forma precisa (ver figura II.33). Além disso, os coeficientes aplicados aos elementos na obtenção dos valores de cromo e níquel equivalentes foram questionados por vários pesquisadores e, finalmente, alterados. Cabe ressaltar a ênfase que tem sido dada ao modo de solidificação na previsão da resistência ao trincamento a quente, substituindo o uso do FN. Portanto, a sensibilidade ao trincamento pode ser determinada pelo tipo de estrutura inicial de solidificação: ferrita ou austenita primárias.

O diagrama, conforme SIEWERT et al. (1988), foi adotado pelo WRC - Welding Research Council em 1992. e conforme ASME (2001) A5.4-92 item A6.10.1 é recomendado para aços inoxidáveis duplex.

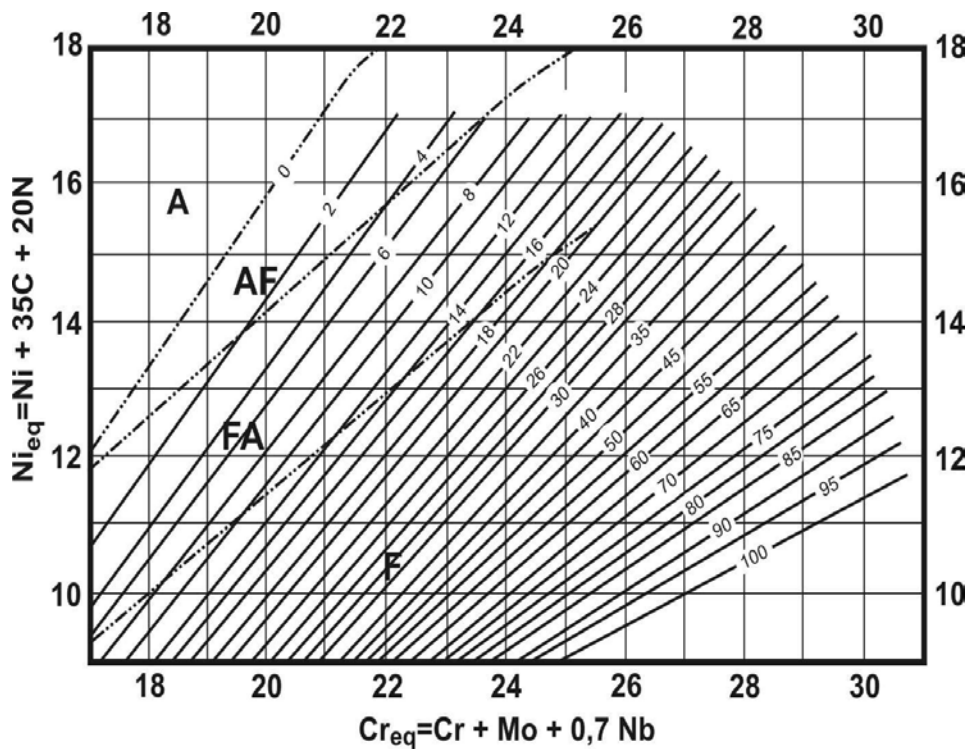


Figura II.33 – WRC – 1992 Diagrama para metal de solda em aço inoxidável, conforme, ASME SFA –5.9 (1998) e SIEWERT et al. (1988).

II.4.5 RESISTÊNCIA A CORROSÃO POR PITE (Cl⁻)

O AID exhibe altos níveis de resistência a corrosão em muitos meios onde o aço inoxidável austenítico é utilizado. Entretanto, em situações excepcionais, o AID é notadamente superior, função do alto teor de Cr que é benéfico em meio ácido em companhia do Mo e N. Teores altos de Cr, Mo e N fornecem ao AID boa resistência em meios clorados à corrosão por pite. Com o aumento do Mo, cai a taxa de corrosão por pite, pois o Mo age estabilizando as fases ferrita retardando sua transformação em fases indesejáveis e o N promove a formação de fase austenita evitando a precipitação de carbonetos ou nitretos de Cr no contorno do grão assim aumentando a resistência à corrosão.

A Figura II.34, apresenta o mecanismo de autoreparo instantâneo do rompimento da barreira protetora ou camada passivadora do aço inoxidável.

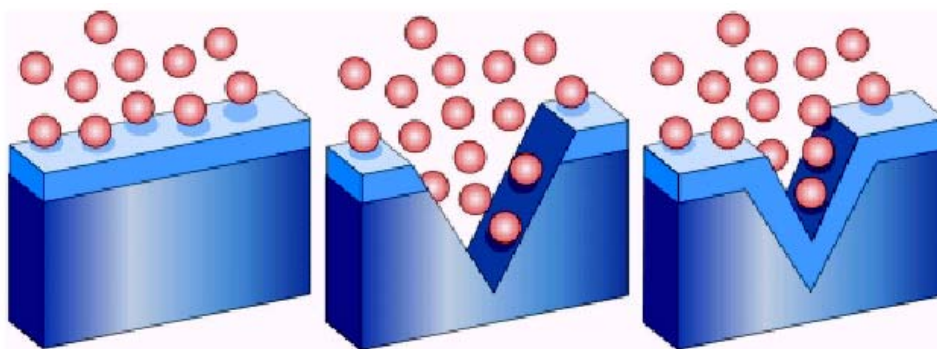


Figura II.34, Mecanismo de autoreparo instantâneo do rompimento da barreira protetora ou camada passivadora do aço inoxidável.

No caso de corrosão por pite o conceito de temperatura crítica de corrosão deve ser considerado. Em cada meio clorado, cada AID pode ser caracterizado por uma temperatura acima da qual a corrosão por pite irá iniciar e se propagar após 24 horas. Abaixo dessa temperatura conhecida como temperatura crítica de pite ou CPT (Critical Pitting Temperature) a iniciação do pite não ocorrerá indefinidamente por longo tempo. O CPT é a caracterização de um corpo-de-prova padrão de AID em um meio específico. O CPT do AID está acima do aço inoxidável tipo 316 e o AID têm indicação para aplicação onde cloretos estão concentrados por vaporização como encontrados sob isolamento de equipamentos. É esperado que a resistência crítica seja baixa na condição como soldado, conforme IMO A (2001).

$$PRE_N \text{ (Pitting Resistance Equivalent)} = \%Cr + 3,3(\%Mo) + 16(\%N).$$

Esta relação supõe o processamento ideal do material não considerando o efeito de fases intermetálicas, fases não metálicas ou tratamento térmico impróprio que podem afetar adversamente a resistência à corrosão.

DUNN (2003) apresenta na figura II.35, para os aços inoxidáveis grau 316 L e o 2205 (UNS S31803), os resultados para CPT e PRE_N utilizando a norma ASTM G 150.

GRAU	CPT	PRE_N
316 L	17 °C	24,4
2205	49 °C	36,0

Figura II.35 – Temperatura crítica a resistência à corrosão por pite, conforme DUNN (2003).

Mo, Si, Ni e N agem aumentando a adesividade do filme passivo formado na superfície do AID e penetrar nesse filme requer mais tempo, temperatura e voltagem, conforme KHOSHNAW (2003).

A solda de AID deve ser efetuada com procedimento especial e consumíveis que dêem um bom balanço de fases entre a austenita e a fase meta estável ferrita. Solda com mais do que 60% de ferrita tornasse frágil e com menos do que 25% de ferrita perde resistência a corrosão sob tensão em meio clorado. Soldas autógenas de AID podem produzir mais do que 80% de ferrita no metal de solda e tratamento térmico de normalização é freqüentemente requerido para converter alguma ferrita em austenita. Embora alto aporte de calor e taxas de resfriamento lentas dêem mais tempo para a conversão de ferrita em austenita no metal base e no metal de solda, efeitos adversos podem resultar como crescimento de grão e precipitações de fases frágeis, conforme JONES (1996).

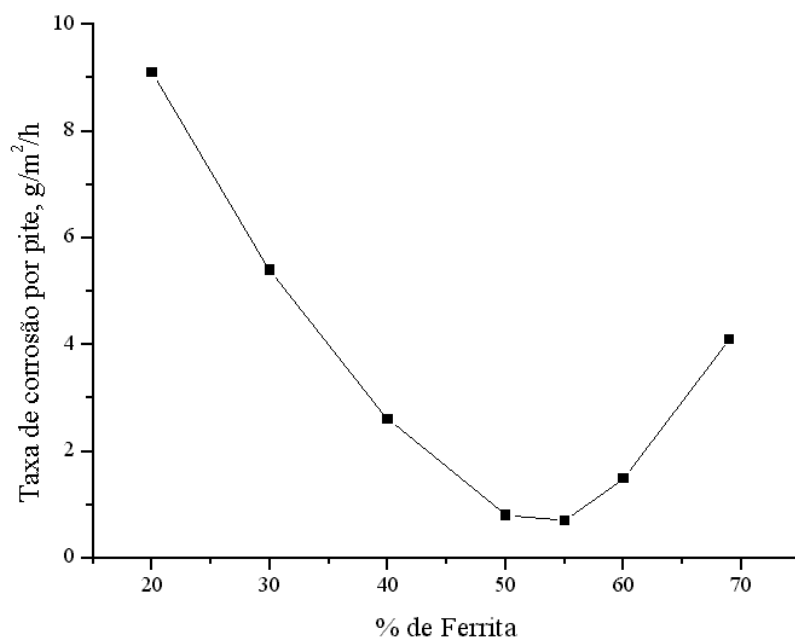
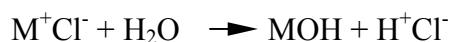


Figura II.36 – Efeito do balanço ferrita-austenita na resistência ao pite do metal de solda pelo processo Tig do AID em solução de FeCl₃ a 50°C, conforme GOOCH (2000).

As propriedades do AID dependem do balanço de fases e a resistência à corrosão por pite é considerada ótima quando esse balanço está próximo de iguais proporções, conforme GOOCH (2000), ver figura II.36.

Uma vez iniciado o pite pode crescer continuamente por um mecanismo de auto-sustentação. Existem vários modos de iniciação em superfícies que não apresentam defeitos físicos superficiais como inclusões e composição heterogênea, como resultado da interação com a composição química do meio ambiente (íon cloro) e a superfície passiva.



A adsorção de íons cloreto, Cl⁻, causa descontinuidade na película de óxidos de cromo. A pequena área exposta onde os íons cloreto foram adsorvidos, funciona como anodo para a grande área catódica do filme de óxido, gerando alta densidade de corrente na área anódica. Com o início do processo corrosivo, a hidrólise de íons metálicos, originados na área anódica, causa decréscimo de pH, chegando a valores próximos de dois, impedindo o reparo da película e acelerando o ataque corrosivo. Essa ação corrosiva do cloreto origina a formação de pites no aço inoxidável, conforme METALS HANDBOOK (1987) e GENTIL (2003).

As soluções existentes no interior dos pites são ácidas devido a fenômenos de hidrólise de produtos de corrosão. No caso frequente em que o íon cloreto existe no meio, este ácido é o ácido clorídrico. Isto se verifica em todos os casos onde a corrosão se produz no interior de células de corrosão oclusas, ou seja que não se comunicam livremente com o exterior, ver figura II.37. A geração desse ácido diminui o valor do pH na base do pite para 1,3, conforme SEDRIKS, 1979. Quanto mais o pH diminuir a partir de 7, isto é, com o aumento da concentração do íon H^+ , mais acelerado será o processo corrosivo, conforme GENTIL (2003).

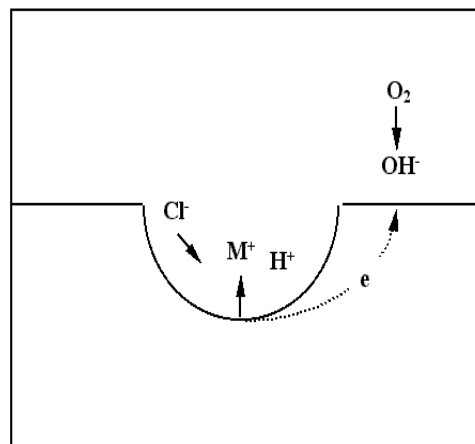


Figura II.37 – Ilustração esquemática do mecanismo de crescimento do pite, SEDRIKS (1979).

A corrosão no centro de uma gota d'água conduz a desaeração, acidificação e formação de anodo localizado. Áreas no entorno da gota se tornam alcalinas por redução catódica do oxigênio dissolvido. Este processo forma anodos localizados com pites que são suportados por catodos da superfície vizinha. Uma vez iniciado, o pite provê uma área abrigada que impede fácil transporte de massa entre o interior do pite e a solução exterior. O resultado é uma solução ácida que destrói localmente a passividade e cria um anodo corrosivo ativo dentro do pite. O anodo pite é suportado pela redução do oxigênio na superfície catódica, conforme JONES (1996).

KORDATOS (1999), demonstrou que:

- O metal base tem resistência a corrosão por pite superior do que soldas efetuadas por argônio.

- As dendritas da austenita são mais resistentes em meio Cl^- do que a matriz ferrítica.
- Pites são encontrados no contorno do grão ferrita/austenita e propagam no grão ferrítico.
- O H_2 se difunde para fora do aço durante o tempo, mesmo a temperatura ambiente sendo que enquanto o H_2 está presente no metal de solda, tem efeito danoso à resistência a corrosão por pite.
- A presença de H_2 em peças soldadas, contribui para a produção de íon hidrogênio H^+ e é rápida a propagação de pites.

Embora ainda exiba comportamento passivo, um pequeno aumento na densidade de corrente, que iniciou a -50mV , foi observado por LIOU (2002) em simulação de zona termicamente afetada. Quando o potencial alcançou $+1000\text{mV}$ um claro aumento na densidade de corrente foi também observado, indicando a ocorrência de corrosão por pite no AID. A figura II.38, apresenta a resistência à corrosão por pite de aços inoxidáveis austeníticos e duplex contra a temperatura em meio de 30g/l de NaCl .

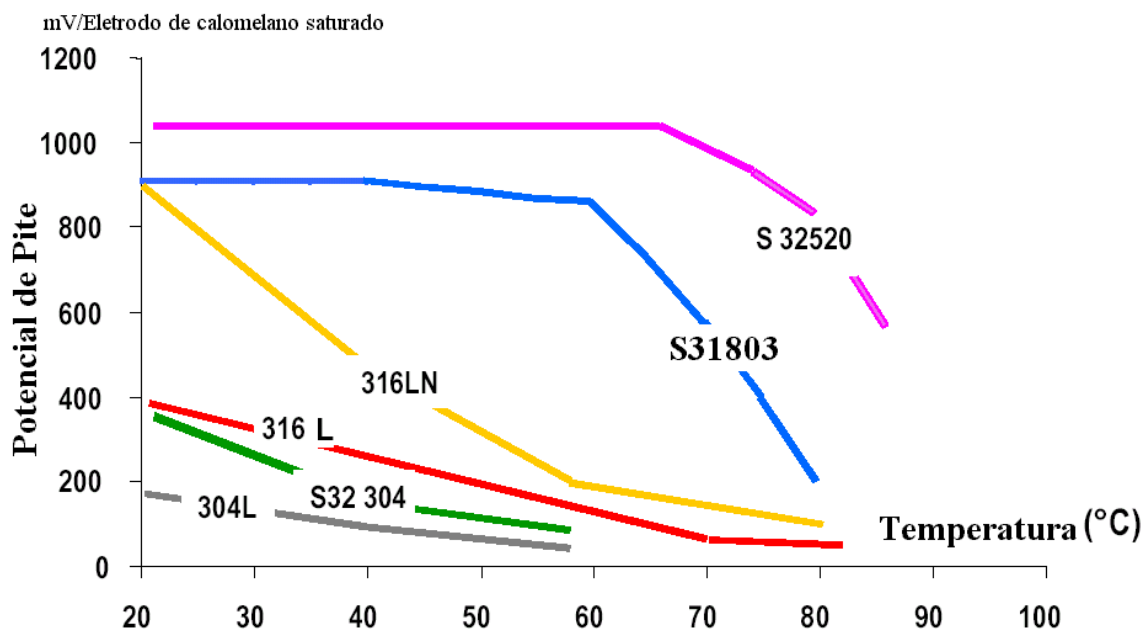


Figura II.38 – Resistência à corrosão por pite de aços inoxidáveis austeníticos e duplex x temperatura em 30g/l de NaCl , AUDOUARD et al. (2002).

O alto teor de nitrogênio, favorece a formação de austenita Widmanstätten que parece resistir a corrosão por pite e com o aumento dessa austenita diminui o teor de Cr_2N , conforme LIOU (2002).

Para a execução dos ensaios dos corpos de prova em meio clorado se utilizam eletrodos de platina e de calomelano saturado. O de Platina para o potencial usado não dissolve logo, não contamina a solução e serve somente como um catalisador da reação que estabiliza o potencial na superfície. O eletrodo de Calomelano saturado, é o elemento secundário mais em uso em laboratórios. Consiste em Hg_2Cl_2 , misturado em uma pasta de mercúrio sobre mercúrio líquido em contato com uma solução saturada de KCl. O contato elétrico é feito por um fio inerte de platina imerso em mercúrio, conforme JONES (1996).

O Calomelano saturado fornece uma reação $\text{Hg}_2\text{Cl}_2 + 2 e^- = 2 \text{Hg} + 2 \text{Cl}^-$, com potencial de + 0,241 V contra a referência primária de 0 V de um eletrodo padrão de hidrogênio, conforme JONES (1996).

II.4.6 MICRODUREZA VICKERS

O teste de dureza Vickers tem uma larga aceitação para trabalhos científicos porque fornece uma escala de dureza contínua para uma dada carga, desde materiais muito macios com dureza $\text{HV} = 5$ até materiais extremamente duros com $\text{HV} = 1500$, conforme DIETER (1981). Muitas das aplicações da dureza Vickers estão voltadas para o ensaio de microdureza. Assim, o problema da determinação das profundidades de superfície carbonetada, de têmpera além da determinação de dureza de constituintes individuais de uma microestrutura, de materiais frágeis, de peças pequeníssimas ou extremamente finas, é geralmente solucionado pelo uso da microdureza com carga de 15 g até 1 Kg.

A preparação do corpo-de-prova deve ser feita metalográficamente, em vista da pequena carga a ser aplicada. Polimento eletrolítico deve ser usado preferivelmente para evitar encruamento do metal na superfície, que afetaria o resultado. O polimento eletrolítico torna também mais nítida a impressão para a medida das diagonais. Caso seja necessário usar um polimento mecânico prévio, deve-se remover alguns microns da camada superficial. Um método bom, empregado para corpo-de-prova muito pequeno,

é o de embuti-lo afim de fixa-lo firmemente e de tornar a sua superfície perpendicular ao penetrador, conforme SOUZA (1976)

A carga utilizada para determinação da microdureza das fases austenita e ferrita é de 15g, conforme PEDROSA (2001).

A alta resistência e a dureza do aço inoxidável duplex é resultado do alto teor de nitrogênio na própria estrutura duplex. A microdureza no metal de base da fase austenita (Hv~302) é maior do que a microdureza no metal de solda da fase ferrita (HV~250). Esse valor de microdureza de fase inverte quando a soldagem é executada com 10% de hidrogênio no gás de proteção em função do hidrogênio difundir-se principalmente na ferrita e aumentar a microdureza dessa fase, conforme KORDATOS (1999).

III MATERIAIS E MÉTODOS

III.1 MATERIAIS

III.1.1 METAL BASE

O material utilizado neste trabalho é o aço inoxidável duplex tipo UNS S31803 (conforme figura III.1), com composição química requerida conforme ASTM A 790M-95 e encontrada conforme certificado do material como fornecido (ver tabela III.1).

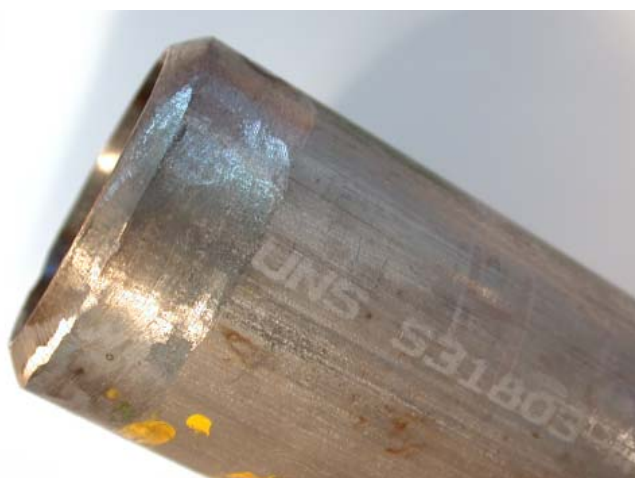


Figura III.1 – Tubo de aço inoxidável duplex UNS S31803

Tabela III.1 - Composição química do metal base UNS S31803.

Composição Química - Metal Base (ASTM A 790M - 95 - UNS S31803) 2" ND SCH 80S – 5,54 mm		
Elemento	% requerida	% encontrada
C	0,030 máx.	0,023
Mn	2,000 máx.	0,780
P	0,030 máx.	0,019
S	0,020 máx.	0,001
Si	1,000 max.	0,470
Ni	4,500 – 6,500	5,400
Cr	21,000 – 23,000	22,430
Mo	2,500 – 3,500	3,140
N	0,080 – 0,200	0,165

As propriedades mecânicas, conforme ASTM A 790M-95 e certificado do material como fornecido, estão na tabela III.2:

Tabela III.2 - Ensaio mecânico do metal base UNS S31803.

Tensão, Dureza, ... - Metal Base (ASTM A 790M - 95 - UNS S31803)		
item	requerido	encontrado
Resistência	620 MPA mín.	768 MPA
Escoamento	450 MPA mín.	629 MPA
Elongamento	25% mín.	28%
Dureza	30,5 HRC máx.	17,0 HRC

As Propriedades físicas à temperatura ambiente do aço inoxidável duplex, conforme IMO (2001) estão na tabela III.3.

Tabela III.3 – Propriedades físicas à temperatura ambiente do aço inoxidável duplex, conforme IMO (2001).

UNS N°.	densidade		Calor específico		Resistividade elétrica		Módulo de Young	
	g/cm ³	Lb./in ³	J/kg ⁰ K	Btu/lb./ ⁰ F	micro ohm-m	micro ohm-in	GPa	x10 ⁶
S31803	7,85	0,285	482	0,115	0,80	31,5	200	29

III.1.2 GASES

Foram utilizados os gases conforme apresentado na tabela III.4.

Todos os corpos de prova derivaram de arco sobre metal base, com gás de proteção, conforme composições apresentadas na tabela III.5, através do processo de soldagem TIG.

Tabela III.4 – Dados dos gases e do bocal utilizados.

GÁS DE PROTEÇÃO	CÓDIGO	PUREZA (%)	ONU	FABRICANTE	BOCAL
Argônio	4.8	99,998	1006	W. Martins	3/8" n.º 5
Nitrogênio	4.6	99,996	1066	W. Martins	3/8" n.º 5
Hidrogênio	4.0	99,990	1049	W. Martins	3/8" n.º 5

A identificação dos corpos de prova e as misturas dos gases de proteção da poça de fusão empregadas neste trabalho estão conforme tabela III.5.

A decisão de quanto seriam os teores de nitrogênio e hidrogênio foi de acordo com pesquisa apresentada a seguir:

O hidrogênio é usado como gás de proteção do arco de soldas de aços inoxidáveis austeníticos, ferríticos e martensíticos, com mistura recomendada de 0,5 a 5% H₂ com o argônio. Nosso experimento teve composição de 0,5 a 6% de hidrogênio. A adição de nitrogênio permite o aumento da velocidade de soldagem e a composição com 5% N₂ é a ideal para solda autógena com argônio, conforme Ramires-Londoño, 1996. Foi definido para o nosso experimento a composição com 6% de nitrogênio.

Tabela III.5 - Proporção da mistura dos gases utilizados e numeração dos corpos-de-prova.

CÓDIGO DO CP	% GÁS NA MISTURA		
	AR	N ₂	H ₂
100Ar	100	0	0
94Ar6N0H	94	6	0
93,5Ar6N0,5H	93,5	6	0,5
93Ar6N1H	93	6	1
92,5Ar6N1,5H	92,5	6	1,5
92Ar6N2H	92	6	2
91Ar6N3H	91	6	3
90Ar6N4H	90	6	4
89Ar6N5H	89	6	5
88Ar6N6H	88	6	6

III.1.3 MISTURADOR DE GASES

Foi utilizado o misturador de gases (conforme figura III.2), e o software ROTO_BR desenvolvidos para uso em pesquisa através de um projeto final de curso do Departamento de Engenharia Mecânica da UFRJ. Este sistema apresenta precisão de 1% do valor medido de uma mistura e um erro de até 2 l/min. na vazão final do misturador. Pode-se efetuar com este sistema a mistura de até quatro gases diferentes, conforme LOBATO (2003).



Figura III.2 – Misturador de Gases.

III.2 MÉTODOS

III.2.1 SOLDAGEM

III.2.1.1 Preparação dos corpos-de-prova

Foi preparada a superfície de três tubos através da limpeza com escova manual ou mecânica com fios de aço inoxidável e acetona.

III.2.1.2 Execução da soldagem

Foram efetuados quatro filetes longitudinais separados ortogonalmente em dois tubos e 2 filetes no terceiro tubo, com aparência conforme figura III.3.

Quando da soldagem, o corpo de prova ficou imerso aproximadamente 60% em água, para que a solda anterior não fosse afetada pelo calor da posterior e o eventual pós-aquecimento não afetasse a verificação do teor de hidrogênio retido.

Posição da soldagem – plana, passe reto sem oscilação.

Composição dos gases de proteção conforme tabela III.5.

A soldagem foi executada pelo processo TIG - Tungsten Inert Gás com os dados conforme tabela III.6.

Foi utilizado o eletrodo de tungstênio não consumível EWTh-2 com diâmetro \varnothing 1/16” e bocal \varnothing 3/8” n.º. 5, conforme recomendam as Figuras II.12, II.13 e II.14.

Tabela III.6 - Dados da soldagem autógena do aço inoxidável duplex UNS S31803.

CÓDIGO DO CP	% GÁS			CORRENTE CC ⁺ [A]	TENÇÃO [V]	VAZÃO GÁS [l/min]	PRÉ-AQUECIMENTO [°C]		VELOCIDADE [mm/min]	APORTE DE CALOR [kJ/mm]
	AR	N ₂	H ₂				Mín.	Máx.		
6 N	94	6	0	113	13	10	20	150	160,2	0,550
100 Ar	100	0	0	114	13	10	20	150	154,4	0,576
0,5 H	93,5	6	0,5	113	13	10	20	150	196,1	0,450
1 H	93	6	1	113	14	10	20	150	164,4	0,577
1,5 H	92,5	6	1,5	113	13	10	20	150	175,7	0,502
2 H	92	6	2	112	13	10	20	150	175,1	0,499
3 H	91	6	3	111	14	10	20	150	215,5	0,433
4 H	90	6	4	110	14	10	20	150	229,7	0,402
5 H	89	6	5	108	14	10	20	150	240,0	0,378
6 H	88	6	6	109	14	10	20	150	242,9	0,377



Figura III.3 – Aparência de filetes soldados pelo processo TIG em aço inoxidável duplex.

III.2.2 CORTE

Cada corte foi efetuado com disco de corte para Discoton 04TRE do fabricante Struers, recomendado para durezas de até 300 HV.

Os filetes depois de separados ficaram conforme as figuras III.4 e III.5.



Figura III.4 – Corpos-de-prova cortados longitudinalmente ao tubo – vista frontal.



Figura III.5 – Corpos-de-prova cortados na direção longitudinal ao tubo – vista superior.

III.2.3 EMBUTIMENTO

Foi efetuado o embutimento das peças em seções de tubos de PVC preenchidos com resina de embutimento Epoxtec na proporção de 100gr de resina para 10gr de catalisador.

III.2.4 POLIMENTO E ATAQUE

Os corpos-de-prova foram embutidos e lixados com lixas d'água 120, 220, 320, 400, 500, 600 mesh e pasta de diamante 3, 2 e 1 μm , alcançando um acabamento especular. As amostras então, foram lavadas com água destilada e secas com etanol e ar quente.

III.2.5 ATAQUE ELETROLÍTICO

Foi efetuado ataque eletrolítico em meio com 50% de ácido nítrico (HNO_3) 65% e 50% de água destilada, 1,5 Volt, conforme figura III.6, durante 28 segundos e temperatura ambiente.



Figura III.6 – Equipamento para ataque eletrolítico das peças embutidas.

O voltímetro registra 1,502 V.

III.3 MICROSCOPIA ÓTICA DAS AMOSTRAS DE METAL BASE E SOLDAS.

Foi utilizado o microscópio ótico marca Olympus para aquisição digital de imagens dos corpos-de-prova.

III.4 PREPARAÇÃO DAS AMOSTRAS PARA VERIFICAÇÃO DO TEOR DE FERRITA PELOS MÉTODOS DA INDUÇÃO E SATURAÇÃO MAGNÉTICA.

III.4.1 QUANTIFICAÇÃO PELO MÉTODO DA INDUÇÃO MAGNÉTICA – FERRITOSCÓPIO.

O instrumento utilizado para medição do teor de ferrita delta (conforme figura III.7), é portátil e apresenta leitura em tempo real.



Figura III.7 – Ferritoscópio modelo MP3C – marca FISCHER (1995).

Os blocos padrão com 105%, 1,55%, 9,6% e 29,0% de ferrita, para calibração do Ferritoscópio modelo MP3C – marca FISCHER (1995), acompanham o instrumento conforme pode ser visto na figura III.8.

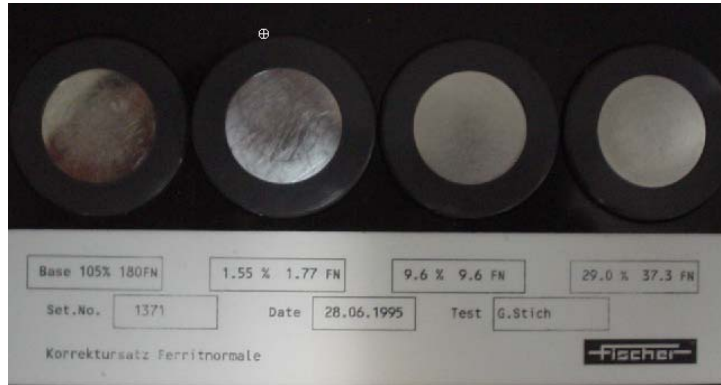


Figura III.8 – Blocos padrão com 105%, 1,55%, 9,6% e 29,0% de ferrita, para calibração do Ferritoscópio modelo MP3C – marca FISCHER (1995).

O ferritoscópio mede o teor de ferrita pelo método da indução magnética. Um campo magnético gerado por uma bobina entra em interação com o componente magnético da peça, conforme pode ser visto na figura III.9. As mudanças no campo magnético induzem uma voltagem proporcional ao teor de ferrita na segunda bobina. Esta voltagem é então avaliada.

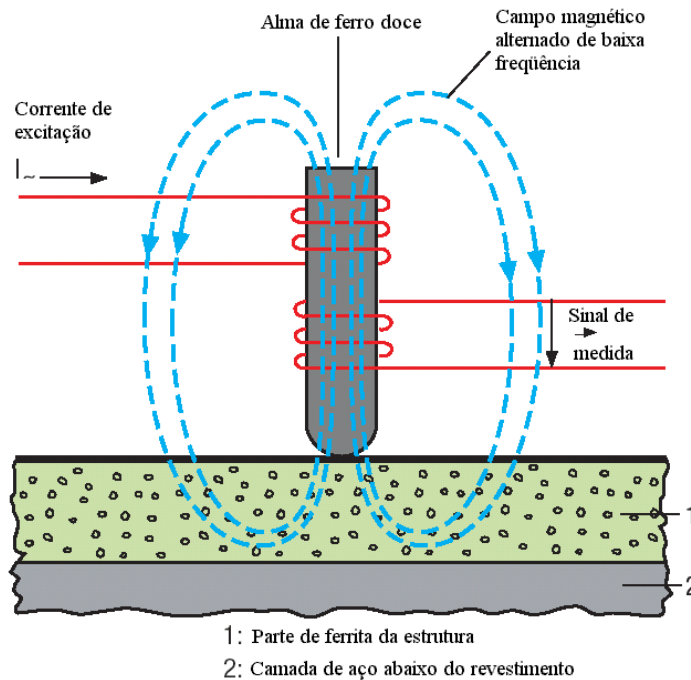


Figura III.9 – Operação básica do método de medida por indução magnética.

III.4.2 QUANTIFICAÇÃO PELO MÉTODO DA SATURAÇÃO MAGNÉTICA

Foi efetuada a preparação das amostras que tinham como pré-requisito dimensões máximas de ϕ 3,5mm x 5,0 mm de comprimento, para que fosse possível utilizar o magnetômetro de amostra vibrante do Instituto de Física da UFRJ, mostrado nas figuras III.10, III.11.



Figura III.10 – Vista geral dos equipamentos utilizados para o Ensaio de Saturação Magnética. Instituto de Física, bloco A, UFRJ.



Figura III.11 – Magnetômetro. A seta aponta para a extremidade inferior do condutor e posicionador, onde é posicionada a amostra entre os magnetos.

Os corpos-de-prova de metal base e com solda, foram retirados através do uso de um arco de serra e ficaram conforme a figura III.12. A face da solda foi mantida intacta.



Figura III.12 – Corpos-de-prova e região de onde foram retirados.

O teor de ferrita (%), calculado pelo método da saturação magnética, é quantificado pela fórmula a seguir:

$$\% \text{ ferrita} = m_s / 133$$

$$\% \text{ ferrita} = (\text{emu} / \text{massa (g)} / 133 \text{ Am}^2/\text{kg}) \times 100$$

Sendo m_s a indução de saturação da amostra analisada, o fator $133 \text{ Am}^2/\text{kg}$ o valor intrínseco de saturação magnética da fase ferrita e $[\text{Am}^2/\text{kg}] = [\text{emu}/\text{g}]$, conforme TAVARES (2002).

III.5 PREPARAÇÃO E ENSAIO DE CORROSÃO POR PITE – POLARIZAÇÃO ANÓDICA.

Os corpos-de-prova com dimensões aproximadas de 11 x 11 x 5,5 mm, tiveram um fio de aço inoxidável soldado por solda por ponto e com reforço de solda prata, na face oposta da região de interesse. Esse fio foi isolado e serviu de contato elétrico durante o ensaio, conforme figura III.13.



Figura III.13 – Peças preparadas para corrosão por pite.

Uma dificuldade se apresentou nesse momento, pois tendo os corpos-de-prova uma curvatura por ter sido retirados de um tubo, a posição da solda, alinhamento e

profundidade tiveram que ser identificados antes do embutimento. As soldas tinham pouca profundidade de penetração e durante o polimento, teve que ser garantida a preservação da região de interesse, ou seja, da solda, da zona termicamente afetada de ambos os lados da solda e do metal base, conforme demonstrado na figura III.14 e evidenciado na figura III.20.



Figura III.14 – Detalhe das peças preparadas para corrosão por pite.

Antes do início dos ensaios, os corpos-de-prova tiveram a região de contato entre o metal e a resina isolada por esmalte incolor, sendo assim, evitou-se a penetração de líquido do meio entre essas frestas induzindo falsos sinais, possivelmente de corrosão por crevice, que colocariam em dúvida os resultados dos ensaios.

Tabela III.7 – Cálculo da área de contato dos corpos-de-prova com o meio.

ÁREA DE CONTATO COM O MEIO			
CÓDIGO DAS AMOSTRAS	h	l	Área [cm ²]
N.º: CP 01 = 93Ar6N1H	0,95	0,92	0,8740
N.º: CP 02 = 92Ar6N2H	1,08	0,90	0,9720
N.º: CP 03 = 91Ar6N3H	0,94	0,95	0,8930
N.º: CP 04 = 90Ar6N4H	1,05	0,96	1,0080
N.º: CP 05 = 89Ar6N5H	1,10	0,90	0,9900
N.º: CP 06 = 88Ar6N6H	1,03	0,95	0,9785
N.º: CP 07 = 93,5Ar6N0,5H	0,95	1,04	0,9880
N.º: CP 08 = 92,5Ar6N1,5H	0,95	0,93	0,8835
N.º: CP 09 = 94Ar6N0H	1,05	0,96	1,0080
N.º: CP 10 = 100Ar	0,97	1,00	0,9700
N.º: CP MB = MB	0,90	0,95	0,8550

Foi efetuado o cálculo da área de contato de cada corpo-de-prova para se manter a proporção nos resultados, obtendo-se a densidade de corrente em [$\mu\text{A}/\text{cm}^2$] (conforme tabela III.7).

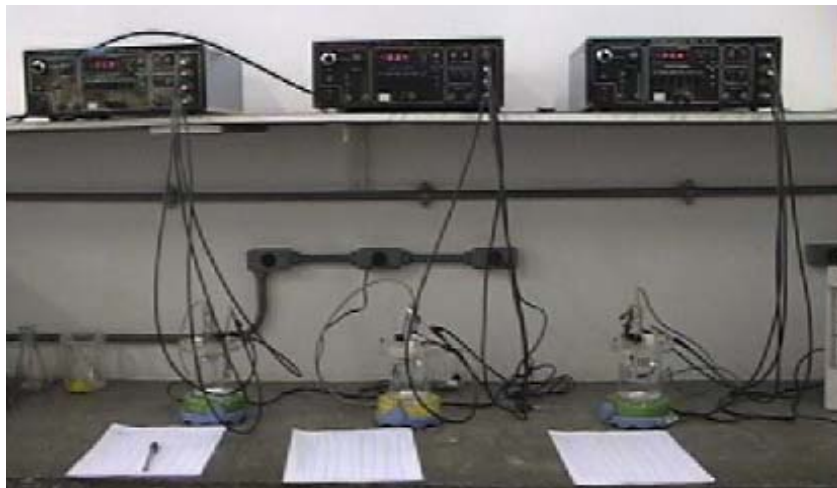


Figura III.15 – Arranjo dos equipamentos para o ensaio de corrosão por pite.

Como foram disponibilizados três conjuntos de equipamentos, os ensaios foram conduzidos em grupos de três corpos-de-prova por vez (conforme figura III.15).



Figura III.16 – Potenciostato modelo PG-05 da Omnimetria Instrumentos.

Tabela III.8 – Descrição das ligações ao potenciostato.

CELL	CÓDIGO	DESCRIÇÃO DAS LIGAÇÕES AO POTENCIOSTATO
●	RE1	Eletrodo de referência (1)
●	RE2	Eletrodo de referência (2)
●	CE	Contra Eletrodo (Platina)
●	WE	Work – peça de trabalho

A solução que representou o meio agressivo, foi preparada com 0,5 M [mol] de NaCl e apresentou $\text{pH} = 5,8$, na condição aerada e os ensaios foram conduzidos a uma temperatura ambiente de $23\text{ }^{\circ}\text{C}$. A solução foi colocada em um dispositivo onde os terminais eram conectados conforme tabela III.8, ao lado esquerdo do potenciostato. O Potenciostato utilizado foi o modelo PG-05 Omnimetria Intrumentos, que pode ser visto na figura III.16. O banho era mantido com pequena agitação conforme figura III.17. O Potenciostato foi utilizado no controle de potencial, forneceu o potencial [mV] necessário para condução do ensaio.

O ensaio não pode ser automatizado, conseqüentemente, foi manual a uma velocidade de varredura de aproximadamente 30 mV/min .

A primeira atividade foi a de se medir o potencial de corrosão [mV], tensão em circuito aberto para calibrar o potenciostato em função de cada corpo-de-prova e em seguida, iniciar o ensaio.

Durante o primeiro ensaio se percebeu o comportamento do material e a partir desse momento, cada ensaio foi conduzido até 1100mV e até que a corrente de $2000\mu\text{A}$ fosse alcançada. Em cada ensaio, foi considerado como potencial de pite o valor de potencial no qual a corrente cresceu rapidamente.



Figuras III.17 – Ensaio de corrosão por Pite. Arranjo do eletrodo de referência, do contra eletrodo e do corpo-de-prova.

Após os ensaios de polarização, foi retirado o esmalte das amostras, conforme figura III.18 e foi utilizado o aparelho ultra-sônico modelo Ultrasonic Cleaner USB 134 fabricado pela CTA do Brasil, para a limpeza necessária para a retirada de eventuais produtos de corrosão na superfície, podendo então os corpos-de-prova serem levados para observação no microscópio ótico.

CÓDIGO DO CORPO-DE-PROVA	CORPO-DE-PROVA ENSAIADO	CÓDIGO DO CORPO-DE-PROVA	CORPO-DE-PROVA ENSAIADO
Metal Base		2H	
100Ar		3H	
6N ou 0H		4H	
0,5H		5H	
1H		6H	
1,5H		-	-

Figura III.18 – Aparência dos corpos de prova após ensaio de corrosão por pite de polarização anódica e após remoção do esmalte isolante.

III.6 PREPARAÇÃO E ENSAIO DE MICRODUREZA.

Foi utilizado o microdurômetro Vickers (conforme figura III.19), para medição da microdureza de fase e da região soldada.

Para a dureza de fase (conforme figura III.20), foi utilizada carga de 15g, conforme PEDROSA (2001). Essa carga era a menor carga disponível no microdurômetro utilizado. Foi observado que cargas maiores atingiam uma área maior do que a da fase austenita.



Figura III.19 – Microdurômetro Vickers utilizado.

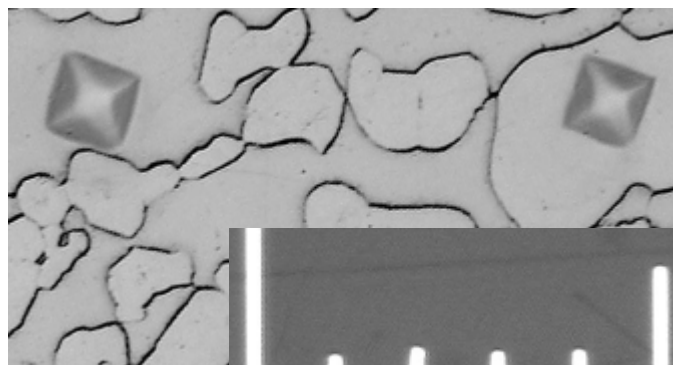


Figura III.20 – Localização das identações de metal base, na ferrita (região sombreada) à esquerda e na austenita (região clara) à direita. 500x, carga de 15 g e régua de 0,01 mm.

Para a dureza da solda e metal base foi utilizada carga de 1000g (conforme figuras III.21 e III.22). As durezas foram colhidas alinhadas numa paralela a uma linha imaginária que unia as duas zonas termicamente afetadas.

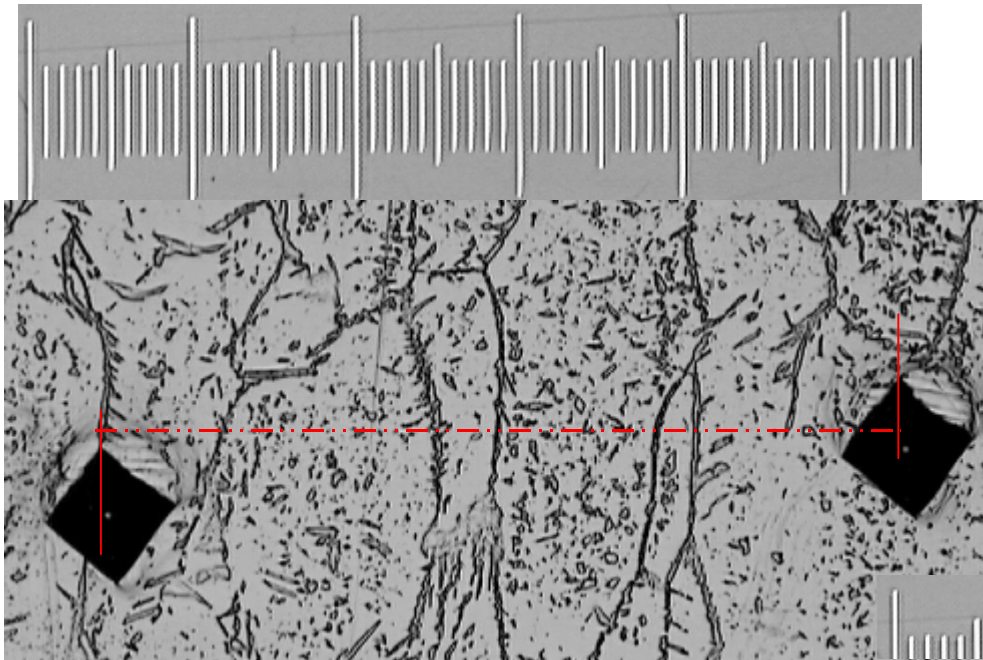


Figura III.21 – Localização das indentações na solda. 100x, carga de 1000g e régua de 0,01 mm com espaço entre indentações de 0,5 mm.

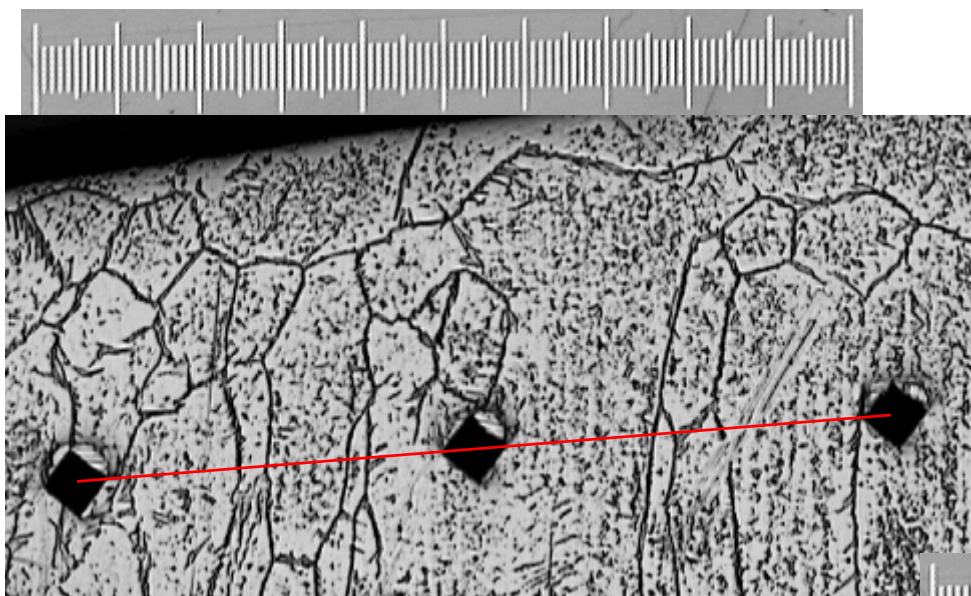


Figura III.22 – Localização das indentações próximo a superfície da solda. 50x, carga de 1000g e régua de 0,01 mm com espaço entre indentações de 0,5 mm.

III.7 PREPARAÇÃO E ENSAIO DE MEDIÇÃO DE HIDROGÊNIO RETIDO.

Foi efetuada a preparação dos corpos-de-prova que tinham como pré-requisito pesarem em torno de 1 g e dimensões máximas de 5 x 5 x 10 mm conforme pode ser visto na figura III.23, que são requisitos para se utilizar o equipamento Leco RH-402.

O equipamento utilizado, Leco RH-402, faz extração de hidrogênio a quente ou por fusão com sensibilidade de 0,001 ppm H. O nosso ensaio foi extração por fusão.

As amostras foram retiradas através do uso de um arco de serra. O corte foi efetuado deixando-se um sobremetal de 2 mm em torno da solda. Esse sobremetal foi removido por lixamento. O acabamento da solda foi mantido intacto.

Todas as amostras soldadas tinham obrigatoriamente uma seção que continha o metal de solda, ambos os lados da zona afetada termicamente e algum metal de base.





DESCRIÇÃO DAS AMOSTRAS	CÓDIGO DA AMOSTRA (CP)	AMOSTRAS USINADAS	PESO DAS AMOSTRAS [g]	TEOR DE H ₂ [ppm] EM PESO
Metal de base sem solda	MB		1.018	1,01
100% de Argônio.	10	 100Ar	1.047	0,27
94% de Ar e 6%N ₂ 0H	9	 94Ar6N	0.995	0.28
93.5% de Ar, 6%N ₂ e 0.5%H ₂ .	7	 93,5Ar6N0,5H	1.039	1.37

Figura III.23 – Corpos-de-prova para medição do teor de hidrogênio retido.








DESCRIÇÃO DAS AMOSTRAS	CÓDIGO DA AMOSTRA (CP)	AMOSTRAS USINADAS	PESO DAS AMOSTRAS [g]	TEOR DE H ₂ [ppm] EM PESO
93% de Ar, 6%N ₂ e 1%H ₂ .	1	 93Ar6N1H	1.058	1.83
92.5% de Ar, 6%N ₂ e 1.5%H ₂ .	8	 92,5Ar6N1,5H	1.038	1.38
92% de Ar, 6%N ₂ e 2%H ₂ .	2	 92Ar6N2H	1.074	1.84
91% de Ar, 6%N ₂ e 3%H ₂ .	3	 91Ar6N3H	1.062	2.29
90% de Ar, 6%N ₂ e 4%H ₂ .	4	 90Ar6N4H	1.071	2.74
89% de Ar, 6%N ₂ e 5%H ₂ .	5	 89Ar6N5H	1.071	2,03
88% de Ar, 6%N ₂ e 6%H ₂ .	6	 88Ar6N6H	1.068	2.33

Figura III.23 (continuação) – Corpos-de-prova para medição do teor de hidrogênio retido.

IV RESULTADOS E DISCUSSÃO

IV.1 DIAGRAMA DE FASES, CICLO TÉRMICO DE SOLDAGEM E MICROGRAFIAS.

O diagrama de fases ternário Fe–Cr–Ni, apresenta previamente o comportamento metalúrgico do aço inoxidável duplex. A microestrutura típica de um AID alterna ferrita (α) e austenita (γ). As duas fases em equilíbrio podem ser avaliadas usando a seção vertical com Fe constante (70%) do diagrama ternário Fe-Ni-Cr de composição típica de um aço inoxidável duplex, conforme figura IV.1. A solidificação é ferrítica, à medida que avança o resfriamento, parte dessa ferrita se transforma no estado sólido, em austenita, a partir da temperatura de aproximadamente 1000°C dependendo da composição química da liga. Com o resfriamento adequado, que impeçam a formação de outras fases, temos a estrutura bifásica α / γ .

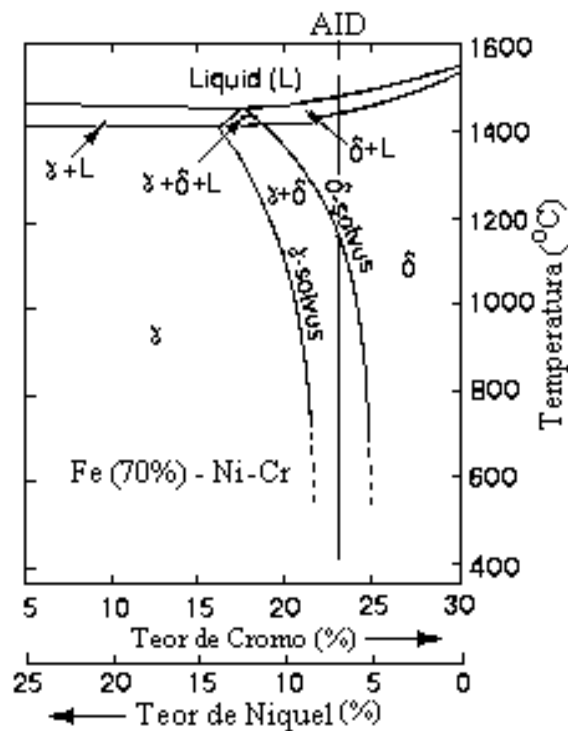


Figura IV.1, Seção vertical com Fe constante (70%) do diagrama ternário Fe-Ni-Cr, conforme GRONG (1994).

Pequenas mudanças na composição química podem conduzir a grandes efeitos no balanço dessas duas fases no diagrama de fases. Para se conseguir manter o balanço

de fases desejado no AID é necessário primeiramente se conseguir o ajuste da quantidade ideal do Cr, Mo, Ni, N₂ e do controle da história térmica. A taxa de resfriamento a partir de altas temperaturas determina a quantidade de ferrita que pode transformar em austenita e o balanço de fases.

O que preocupa mais na soldagem é a ZTA. Os itens de maior preocupação em uma solda de aço inoxidável duplex são: perda de resistência à corrosão, tenacidade e trinca a frio. Para minimizar estes problemas, o planejamento da soldagem deverá gerenciar principalmente o aporte de calor.

Alta taxa de resfriamento favorece a retenção de ferrita sendo assim é possível ter mais do que a quantidade de equilíbrio da ferrita. Por exemplo, baixo aporte de calor de soldagem em peças espessas conduz a excessiva ferrita na solda e na ZTA, ver figura IV.2. Para o nosso aço inoxidável duplex não foi planejado pré-aquecimento devido à pequena espessura do metal disponível, 5,5 mm, sendo menor o risco de esfriamento rápido.

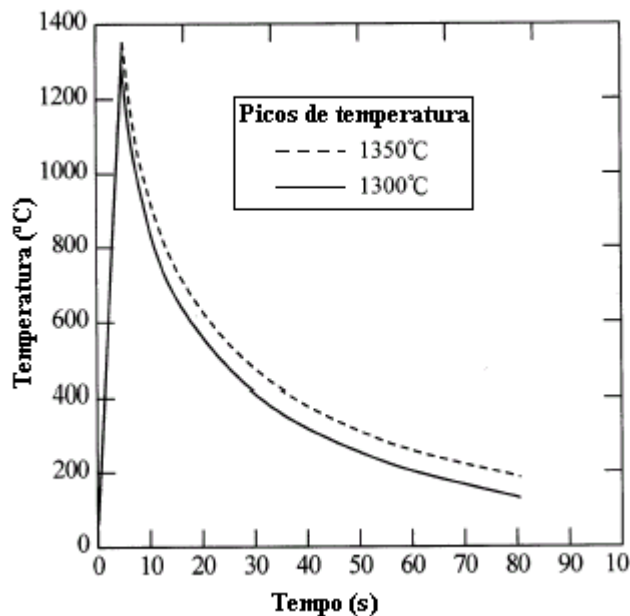


Figura IV.2, Simulação do ciclo térmico na ZTA de uma soldagem real de um passe com aporte de calor de 0,5 kJ/mm, conforme CHEN (2002).

A microestrutura de uma solda TIG autógena consiste de 64% de ferrita com austenita Widmanstätten, conforme BHATT (1999).

O uso de nitrogênio como elemento de liga no AID, faz com que esses aços raramente apresentem nitreto de cromo, por ser o nitrogênio austenitizante e ter grande

solubilidade na austenita e além disso como o UNS S31803 tem baixo teor de carbono 0,03 %C máximo (o nosso tubo tem 0,023%C) raramente apresentam carbeto.

Ramírez Londoño, (1997) utilizando aporte de calor de 0,4 a 1,0 kJ/mm com aço UNS S31803 em seu experimento, não obteve precipitação alguma em simulação de ciclos térmicos em solda multipasse. O aporte de calor baixo resulta em metal de solda e ZTA com excesso de ferrita com conseqüente perda de tenacidade e resistência à corrosão. O aporte de calor para o processo TIG na faixa de 0,5 a 2,5 kJ/mm, conforme IMO A (2001) fornece uma solda de boa tenacidade e resistência a corrosão. O aporte de calor do nosso experimento ficou entre 0,38 a 0,58 kJ/mm.

A figura IV.3 apresenta as imagens das regiões selecionadas das micrografias dos corpos-de-prova.

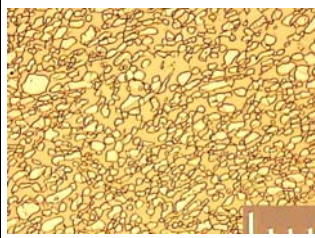
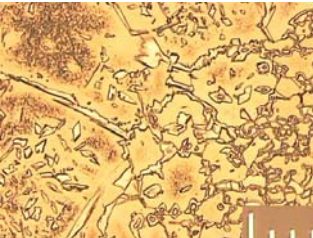
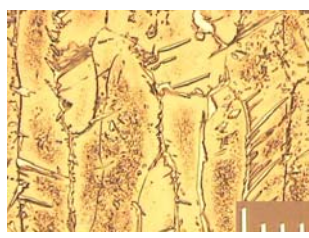
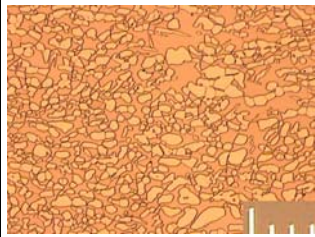

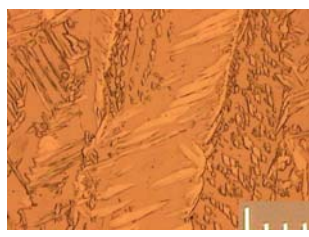
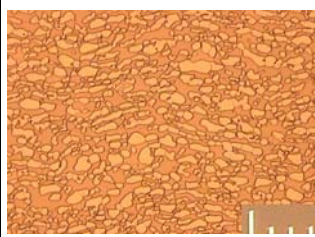


CÓDIGO	METAL BASE	ZONA TERMICAMENTE AFETADA	METAL DE SOLDA
100Ar 200x			
0H 200x			
0,5H 200x			

Figura IV.3 – Micrografias dos corpos-de-prova. Microscópio Ótico com aumento de 200x e régua de 0,01 mm.


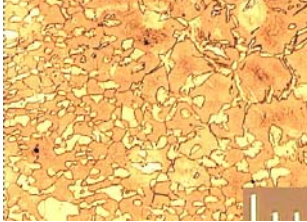



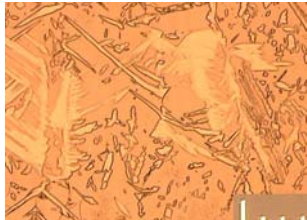

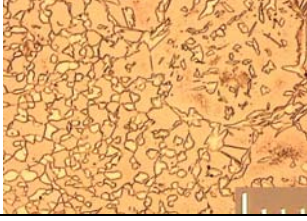
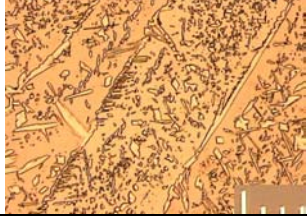




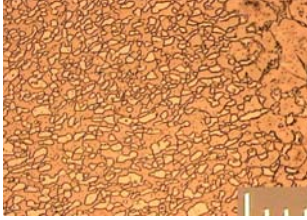

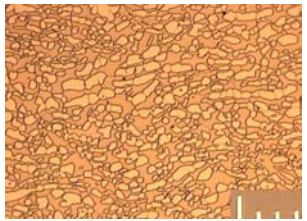


CÓDIGO	METAL BASE	ZONA TERMICAMENTE AFETADA	METAL DE SOLDA
1H 200x			
1,5H 200x			
2H 200x			
3H 200x			
4H 200x			
5H 200x			

Figura IV.3 (continuação) – Micrografias dos corpos-de-prova. Microscópio Ótico com aumento de 200x e régua de 0,01 mm.



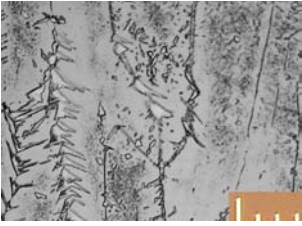
CÓDIGO	METAL BASE	ZONA TERMICAMENTE AFETADA	METAL DE SOLDA
6H 200x			

Figura IV.3 (continuação) – Micrografias dos corpos-de-prova. Microscópio Ótico com aumento de 200x e régua de 0,01 mm.

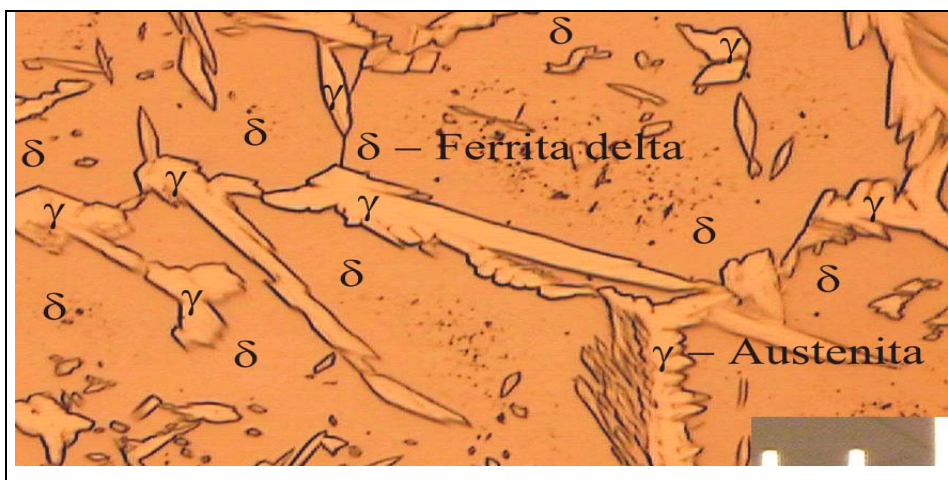


Figura IV.4 – Micrografia da solda com 1,5%H mostrando a fase austenita na matriz da fase ferrita, Microscópio Ótico com aumento 500x, régua de 0,01mm.

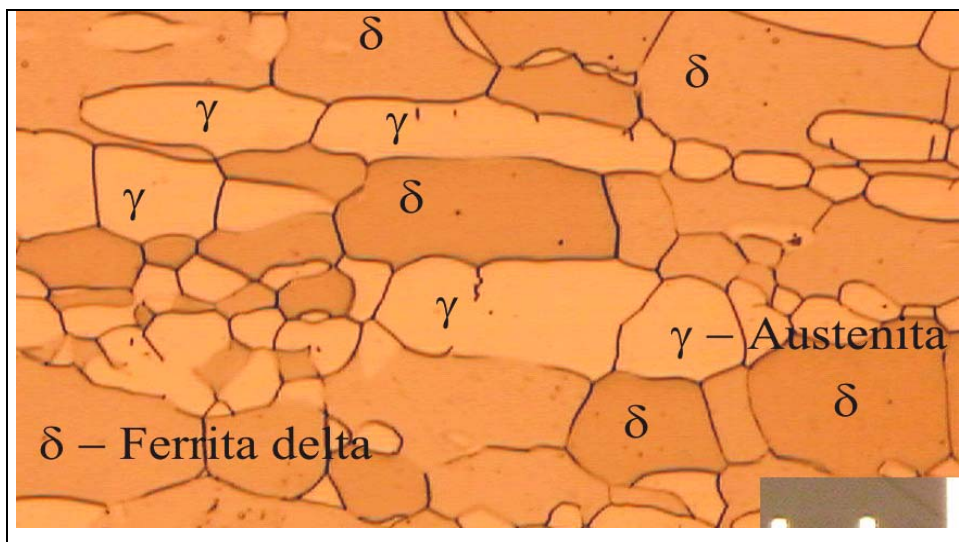


Figura IV.5 – Micrografia mostrando a fase austenita na matriz da fase ferrita do metal de base do aço inoxidável duplex UNS S31803, Microscópio Ótico com aumento 500x, régua de 0,01mm.

A figura IV.4 apresenta uma micrografia mostrando as fases austenita e ferrita delta. A austenita se forma na matriz ferrítica da solda que neste caso foi efetuada com mistura contendo 1,5%H do corpo-de-prova de aço inoxidável duplex utilizado neste trabalho. Como pode ser observado a austenita (γ) apresenta-se mais clara e a ferrita delta (δ) mais escura.

A figura IV.5 apresenta uma micrografia das fases austenita e ferrita delta do aço inoxidável duplex utilizado neste trabalho.

IV.2 APORTE DE CALOR

Tabela IV.1 – Dados da soldagem dos corpos-de-prova, aporte de calor e velocidade da soldagem.

CÓDIGO DO CORPO-DE-PROVA	GÁS DE PROTEÇÃO [%]			CORRENTE CC ⁺ [A]	TENÇÃO [V]	VELOCIDADE DE SOLDAGEM (v) [mm/min]	APORTE DE CALOR (AC) [kJ/mm]
	Ar	N ₂	H ₂				
100 Ar	100	0	0	113	13	154	0,58
6 N ou 0 H	94	6	0	114	13	160	0,55
0,5 H	93,5	6	0,5	113	13	196	0,45
1 H	93	6	1	113	14	164	0,58
1,5 H	92,5	6	1,5	113	13	176	0,50
2 H	92	6	2	112	13	175	0,50
3 H	91	6	3	111	14	216	0,43
4 H	90	6	4	110	14	230	0,40
5 H	89	6	5	108	14	240	0,38
6 H	88	6	6	109	14	243	0,38

Durante a soldagem dos corpos-de-prova, foi efetuada a medição das variáveis do processo de soldagem amperagem, voltagem e velocidade da soldagem. O aporte de calor calculado e a velocidade de soldagem estão apresentados na tabela IV.1 onde podemos observar junto com a figura IV.7 que a velocidade de soldagem (v) aumenta e o aporte de calor (AC) diminui com o aumento do teor de hidrogênio na mistura do gás de proteção como consequência do aumento da potência do arco.

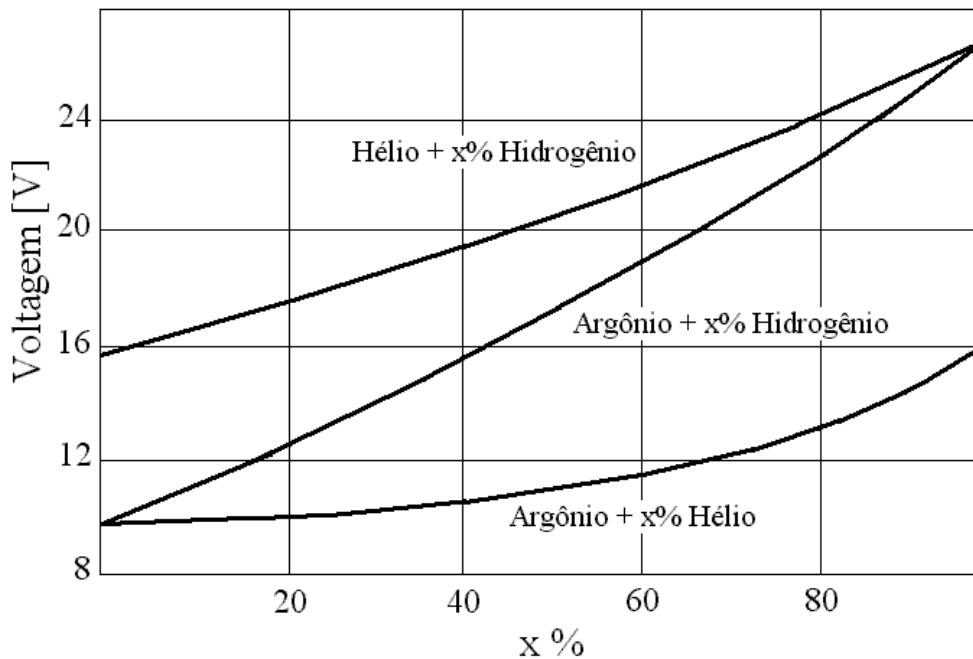


Figura IV.6 – Voltagem para um arco de 100A a uma distância de 1,6 mm entre um aço inoxidável e um eletrodo de tungstênio para diferentes misturas de gás, H₂, He e Ar, conforme CASTRO, (1975).

Podemos observar que se adicionarmos hidrogênio no gás argônio, conforme CASTRO, (1975), figura IV.6, é possível aumentar a tensão do arco. Resultados semelhantes foram obtidos por SUBAN et al. (2001) em aços de alta liga. De acordo com KOKAWA et al. (1995) a adição de hidrogênio torna a poça de fusão mais fluida. Podemos também observar na figura IV.7 que os valores de aporte de calor (AC) e de velocidade de soldagem (v) se distanciam a partir do corpo-de-prova com mistura no gás de proteção de 2%H.

$$\text{Aporte de Calor (AC)} \propto 1 / v$$

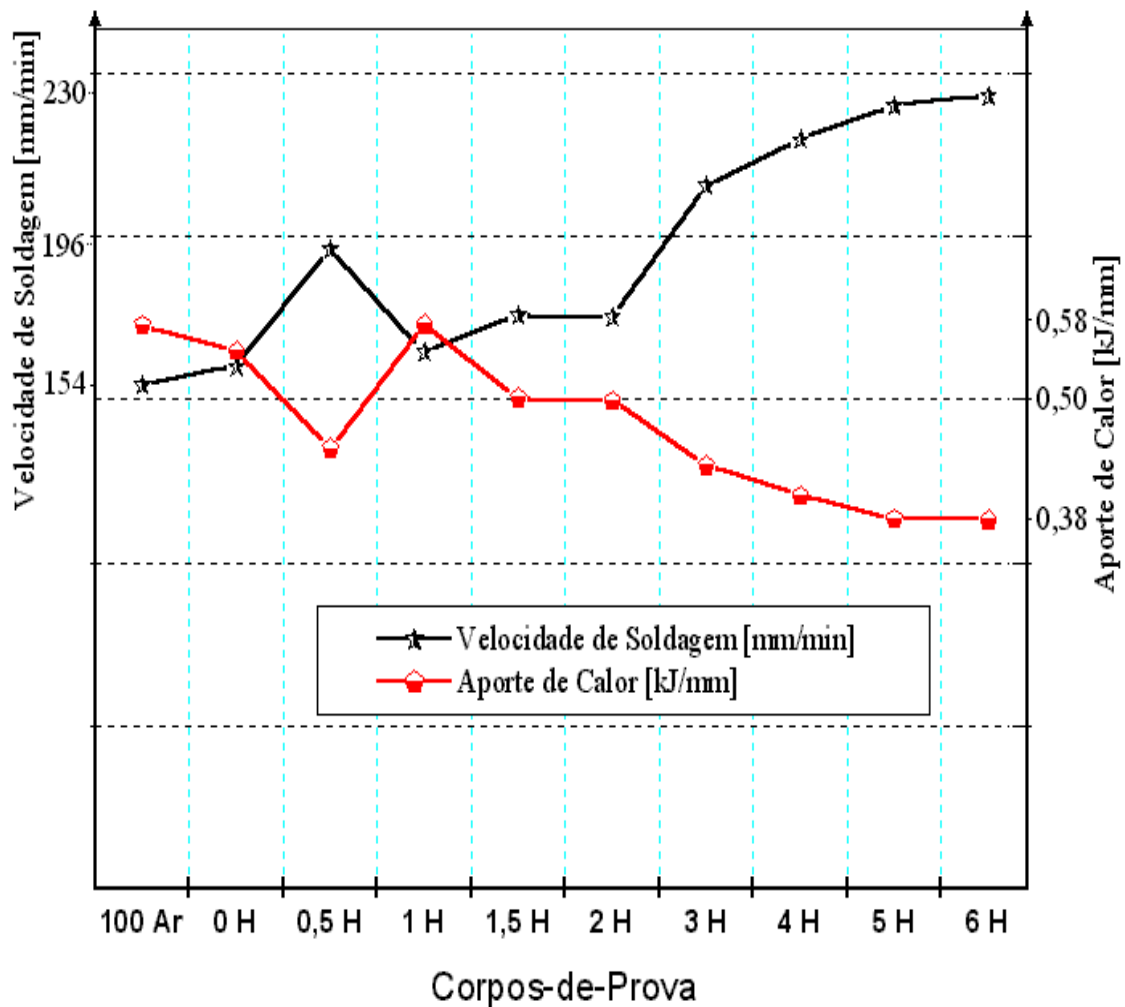


Figura IV.7 – Curvas de Aporte de Calor e Velocidade de Soldagem.

O cálculo do acréscimo de área foi efetuado através do posicionamento da face da solda de cada corpo-de-prova a uma mesma distância fixa paralela à lente fotográfica. Foi efetuada aquisição da imagem, ampliação de cinco vezes e impressão. Em seguida a imagem impressa foi esquadrihada em áreas de 2mm^2 e efetuada a contagem. Os valores obtidos foram comparados e apresentados proporcionais ao valor encontrado para o corpo-de-prova 100 Ar.

Tomando-se como referência o corpo-de-prova com 100% Ar, conforme figura IV.8, IV.9 e IV.10, podemos observar que, com o aumento do teor de hidrogênio o perfil da solda aumenta, ficando proporcionalmente mais larga do que profunda.

Em função de sua alta condutividade térmica e baixo coeficiente de expansão térmica comparados com os aços inoxidáveis austeníticos, os aços inoxidáveis duplex não têm como risco a trinca a quente IMO (2001).











IDENTIFICAÇÃO	SEÇÃO TRANSVERSAL	ACRÉSCIMO DE ÁREA
100Ar		(referência)
94Ar 6N 0H		+36 %
93,5Ar 6N 0,5H		+44%
93Ar 6N 1,0H		+60%
92,5Ar 6N 1,5H		+40%
92Ar 6N 2,0H		+110%
91Ar 6N 3,0H		+118%
90Ar 6N 4,0H		+80%
89Ar 6N 5,0H		+110%
88Ar 6N 6,0H		+80%

Figura IV.8 – Perfis das soldas dos corpos-de-prova, apresentando o acréscimo de área com relação ao corpo-de-prova 100Ar

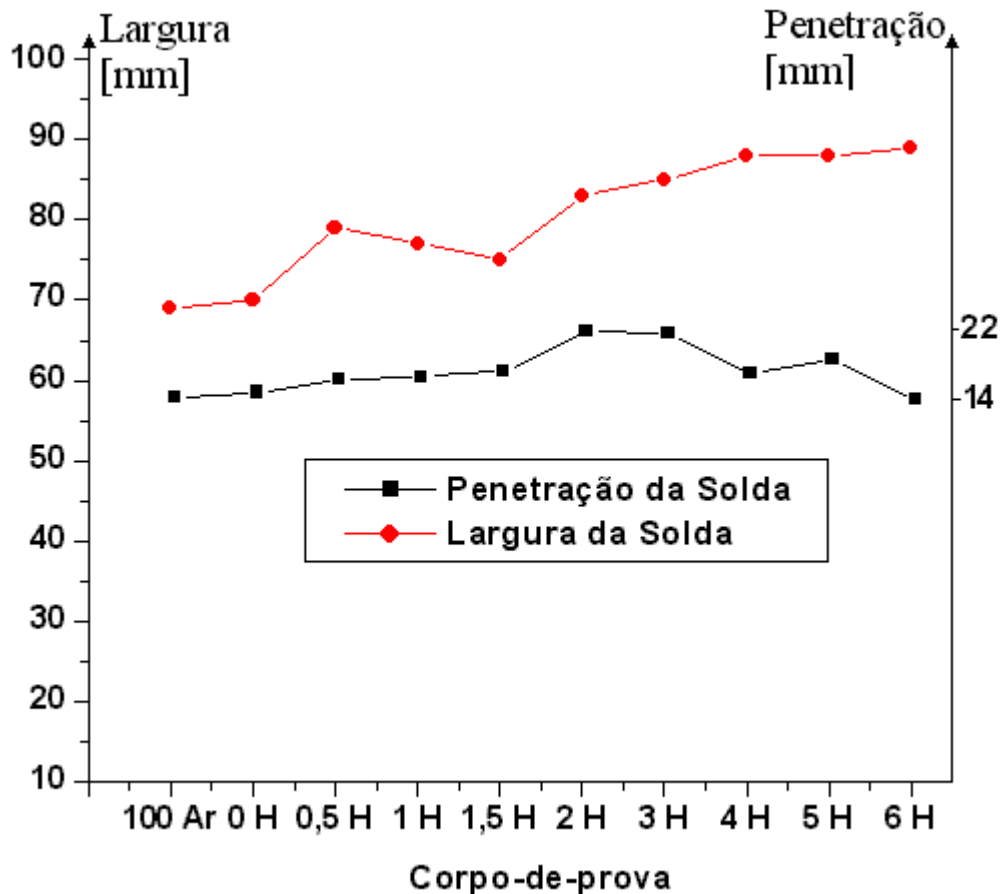


Figura IV.9 – Penetração da Solda x Largura da Solda.

A relação esperada para uma solda é que a profundidade seja maior do que a largura. Resultados semelhantes foram encontrados por KORDATOS (1999) com o aço inoxidável duplex 2507 – UNS S32750 e fez com que ele diminuísse a amperagem para alcançar um melhor perfil de solda.

A adição de hidrogênio ao gás de proteção Argônio aumenta a penetração e a largura das soldas, conseqüentemente aumenta o volume das soldas como pode ser constatado nas figuras IV.8 e IV.9 em função do aumento da potência do arco. Este efeito pode estar associado à dissociação do hidrogênio diatômico (H_2) no arco para a forma atômica (H^+), conforme KORDATOS (1999). Devido à alta condutividade térmica do hidrogênio, o arco fica estreito e aumenta a concentração de energia. A adição de hidrogênio ao argônio aumenta a potência do arco e aumenta a quantidade de metal fundido pelo processo TIG.

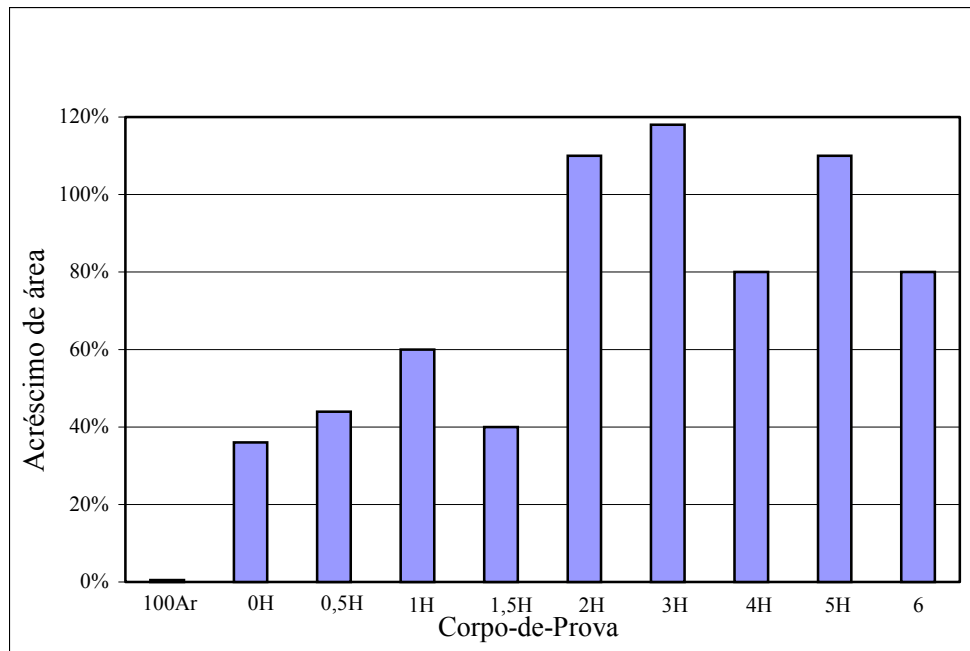


Figura IV.10 – Comparação entre áreas dos perfis das soldas tendo como referência o corpo-de-prova 100Ar.

IV.3 QUANTIFICAÇÃO DO TEOR DE FERRITA.

A quantificação da fase ferromagnética (ferrita) foi feita pelos dois métodos magnéticos descritos na seção III.4.1 e III.4.2, utilizando o ferritoscópio e o magnetômetro de amostras vibrantes. Na solda, devido a pequena dimensão do metal de solda, a região analisada contém também uma pequena porção da ZTA.

IV.3.1 MÉTODO DA INDUÇÃO MAGNÉTICA – FERRITOSCÓPIO.

As medidas do teor de ferrita estão apresentadas na tabela IV.2 e na figura IV.11., Foram efetuadas sete leituras em cada condição. O item A6.9.5 ASME A5.4-92, recomenda um total de seis leituras para se efetuar a média do teor de ferrita.

Tabela IV.2 – Medidas do teor de ferrita – Método da Indução Magnética – Ferritoscópio.

CORPO DE PROVA	MEDIDAS DO TEOR DE FERRITA - FERRITOSCÓPIO						
	1	2	3	4	5	6	7
MB	50,4	50,8	51,4	51,5	50,8	51,0	51,8
6N	55,6	55,3	55,4	55,3	54,9	54,7	55,2
100Ar	65,7	62,7	64,1	61,8	62,5	64,7	61,4
0,5H	62,1	60,2	60,6	60,3	60,5	60,3	59,5
1H	61,1	64,0	61,7	61,6	63,1	63,8	61,0
1,5H	61,9	65,9	62,9	63,4	63,4	61,9	66,1
2H	64,7	64,8	65,4	63,6	66,4	66,0	66,8
3H	67,2	68,8	69,5	67,5	69,0	69,7	68,8
4H	70,9	73,6	72,9	73,2	71,5	73,6	73,1
5H	72,9	74,9	71,7	74,3	70,5	73,5	73,0
6H	68,6	70,4	75,3	69,2	70,9	74,2	70,1

CORPO DE PROVA	Desvio Padrão	Variância	Min	Máx	Média	Intervalo de Confiança Alfa=0,05 95%
MB	0,49	0,24	50	52	51,10	0
6N	0,31	0,09	55	56	55,20	0
100Ar	1,59	2,54	61	66	63,27	1
0,5H	0,79	0,62	60	62	60,50	1
1H	1,28	1,63	61	64	62,33	1
1,5H	1,73	2,98	62	66	63,64	1
2H	1,11	1,23	64	67	65,39	1
3H	0,95	0,90	67	70	68,64	1
4H	1,06	1,12	71	74	72,69	1
5H	1,50	2,25	71	75	72,97	1
6H	2,53	6,42	69	75	71,24	2

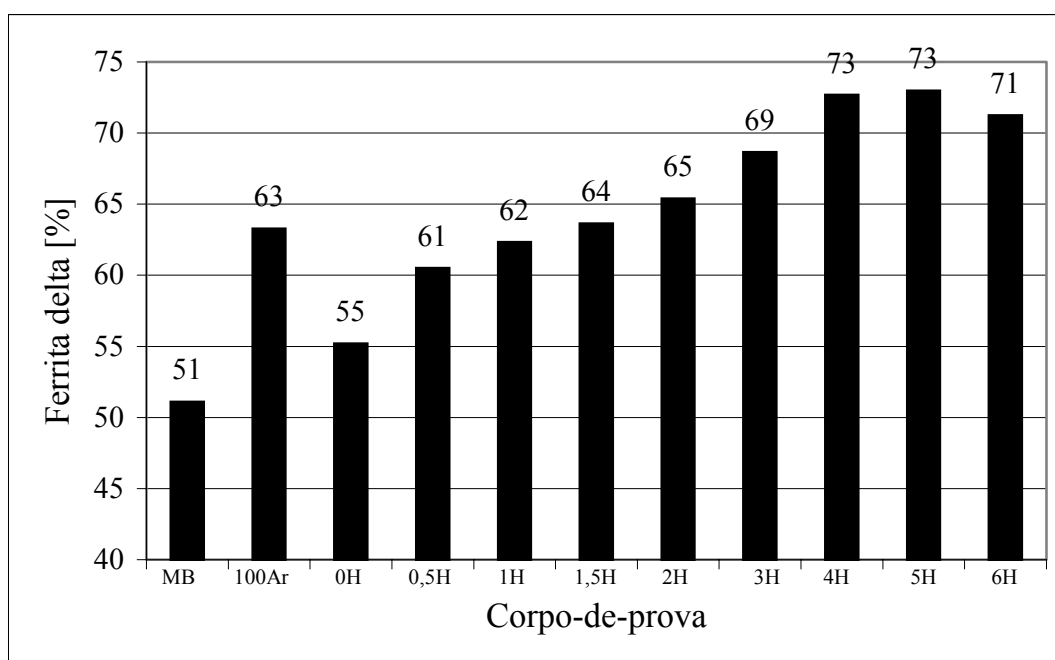


Figura IV.11 – Teor de ferrita δ no MB – Metal Base e nas Soldas, determinado por meio de indução magnética – ferritoscópio.

IV.3.2 MÉTODO DA SATURAÇÃO MAGNÉTICA

As medidas do teor de ferrita estão apresentadas na tabela IV.3 e conforme figura IV.12 e figura A.I do apêndice.

Tabela IV.3 – Medidas do teor de ferrita – Método da Saturação Magnética.

CORPO-DE-PROVA	Massa [g]	E m u	Fator	Teor de ferrita [%]
MB	0,0576	3,66	133	47,78
100Ar	0,0703	8,59	133	91,87
6N	0,0629	5,58	133	66,70
0,5H	0,0862	8,30	133	72,40
1H	0,2050	20,80	133	76,29
1,5H	0,1088	11,24	133	77,68
2H	0,0852	8,90	133	78,54
3H	0,1383	15,24	133	82,85
4H	0,0715	7,95	133	83,60
5H	0,0893	10,40	133	87,56
6H	0,1102	12,86	133	87,74

emu - unidade eletro magnética

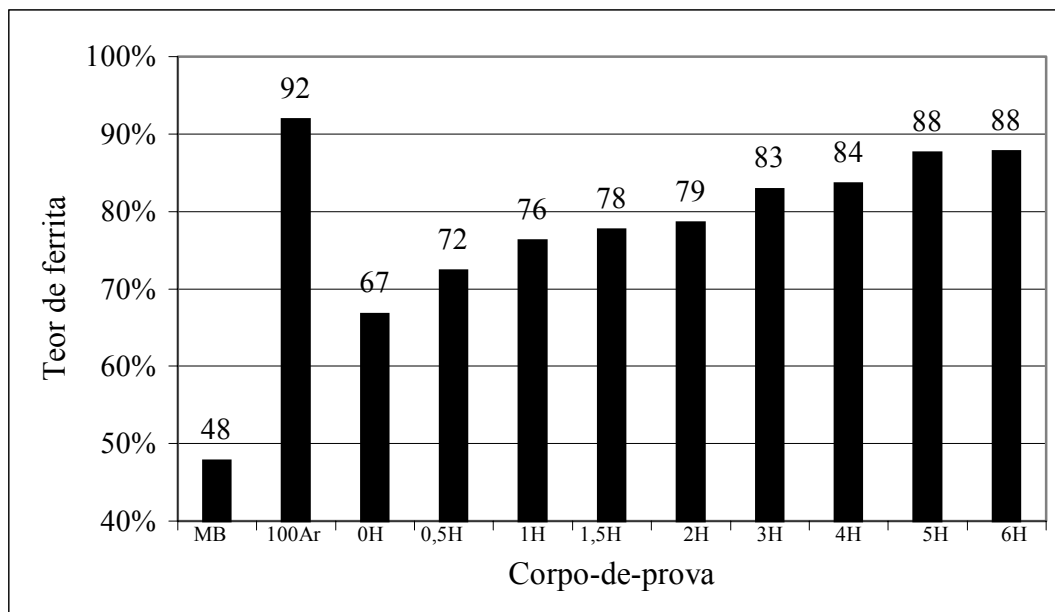


Figura IV.12 – Teor de ferrita δ no MB – Metal Base e nas Soldas, determinado por meio de saturação magnética.

Pode ser observado na figura IV.14, que os dois métodos apresentaram resultados coerentes, ou seja, ambos demonstram a tendência de aumento do teor de ferrita com o aumento do gás hidrogênio na mistura. A explicação sobre a discrepância entre os valores numéricos obtidos nas duas quantificações foge ao escopo deste trabalho. Entretanto, algumas considerações podem ser feitas. Em primeiro lugar, a quantificação por microscopia ótica nas amostras de metal de solda não era a mais adequada, principalmente considerando-se as recomendações da ASTM E 562 - 02. Um número elevado de campos de medição seria necessário para se obter uma precisão razoável e a morfologia e a distribuição da austenita no metal de solda torna a análise mais difícil. Entretanto, a análise da micrografia da amostra 100%Ar, onde os métodos magnéticos quantificaram 92% e 63% de ferrita (figura IV.11 e IV.12), pode ser interessante.

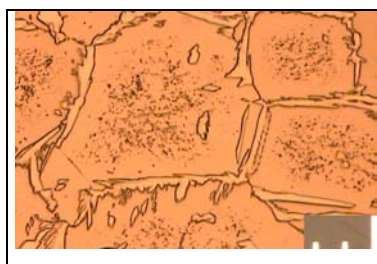


Figura IV.13 – Micrografia da solda com 100%Ar, 500x, régua 0,01mm.

Assim, a figura IV.13 mostra a microestrutura do metal de solda da amostra 100Ar. A quantificação de fases com esta imagem foi feita conforme ASTM E 562. Foi efetuada a contagem de austenita em 10 medidas e o valor encontrado foi de 20,6%. 79,4% de ferrita significa um valor intermediário entre os valores encontrados pelos métodos magnéticos.

Pode ser observado na figura IV.14, que a solda efetuada com 6%N, ou seja, 0%H apresenta teor de ferrita menor do que a solda efetuada com 100%Ar, o que se deve ao efeito austenitizante do nitrogênio.

A adição de hidrogênio ao gás de proteção Argônio, melhora a penetração da solda no metal base, mas reduz um pouco o conteúdo de nitrogênio, conforme KORDATOS, et al. (1999), com teor menor de nitrogênio há uma redução na transformação em austenita comprovando deste modo o efeito que tem o hidrogênio de reduzir o teor de austenita quando na composição dos gases com Ar, N e H.

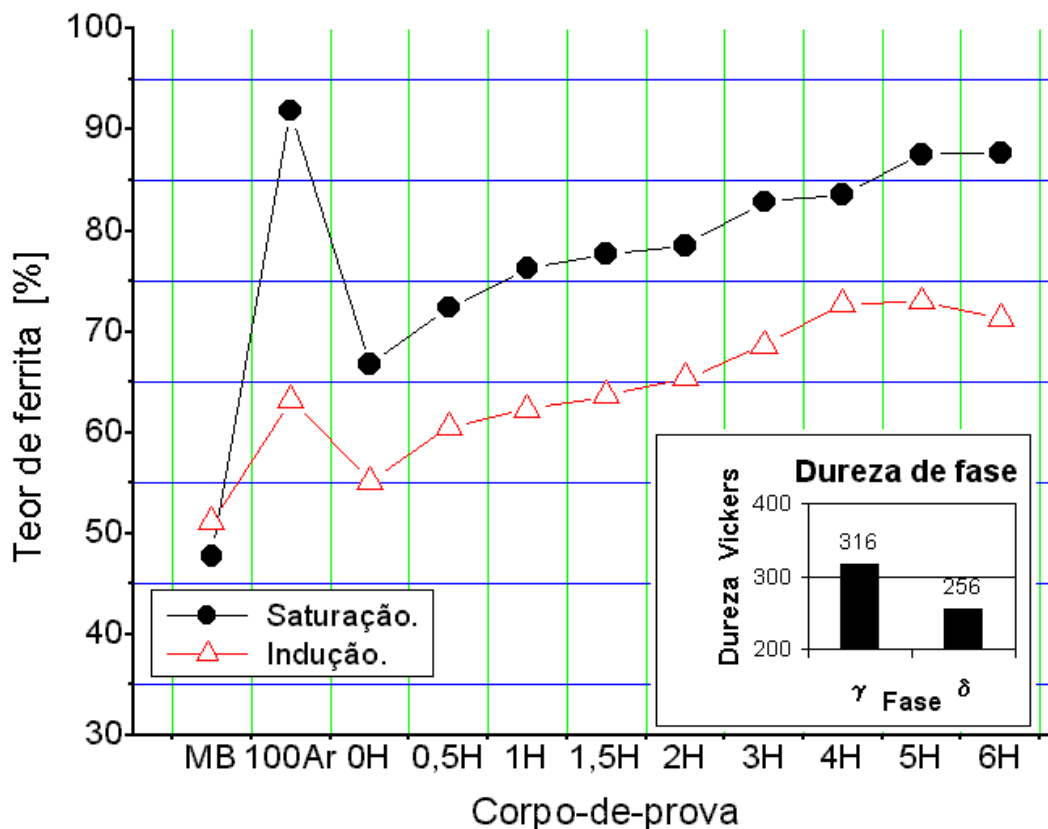


Figura IV.14 – Teor de ferrita δ no MB e nos MS medido por meio de Saturação e Indução magnética e dureza de fase.

O balanço de fases aceitável para uma solda é maior do que para o metal base. Para o metal base a variação do balanço de fases, entre 40% e 50% de ferrita, é pequena de lote para lote e de corrida para corrida em função da faixa estreita de composição química e bem definidas práticas de tratamento térmico (resfriamento brusco a partir de 1020 – 1100°C, conforme ASME (2001) A 790M-95). Se a tenacidade e a resistência à corrosão da solda e da ZTA são aceitáveis, como pode ser demonstrado por ensaios normalizados, então uma faixa de 25 – 75% de ferrita pode prover as propriedades desejadas. Medidas magnéticas na faixa de FN 30 – 90 são consideradas aceitáveis conforme IMO A (2001).

Existem algumas fórmulas para se correlacionar FN com % Ferrita para aços inoxidáveis duplex, conforme KOTECKI (1997):

$$FN = 1,67 \times \% \text{ Ferrita} - 10; \quad FN = 1,69 \times \% \text{ Ferrita} - 7,6 \quad \text{e} \quad \% \text{ Ferrita} = 0,54 FN + 9,7.$$

A correlação entre o FN e as propriedades do aço inoxidável duplex 2205 (UNS S31803) é conhecida, conforme KOTECKI (1997), para FN > 70 ocorre perda de tenacidade e ductilidade do metal de solda, dano por hidrogênio difusível e cai a resistência à corrosão por pite entretanto o FN não afeta a resistência à tração. Conforme ASME (2001) A5.4-92, o aumento de 0,10% de nitrogênio irá diminuir o FN de 8.

Na figura IV.14 se considerarmos o ensaio de indução magnética todas as soldas estão abaixo de 75% de ferrita. Entretanto, as soldas efetuadas com mistura acima de 0,5% de hidrogênio, para o método de saturação magnética, estão acima de 75% de ferrita.

IV.4 ENSAIO DE POLARIZAÇÃO ANÓDICA.

As figuras A.II e A.III do apêndice, apresentam as micrografias dos corpos-de-prova antes e após o ensaio de polarização anódica.

Pode ser observado que sob as condições utilizadas no ensaio, o aço inoxidável duplex UNS S31803 manteve sua resistência à corrosão até atingir um determinado potencial em que a corrente cresceu bruscamente.

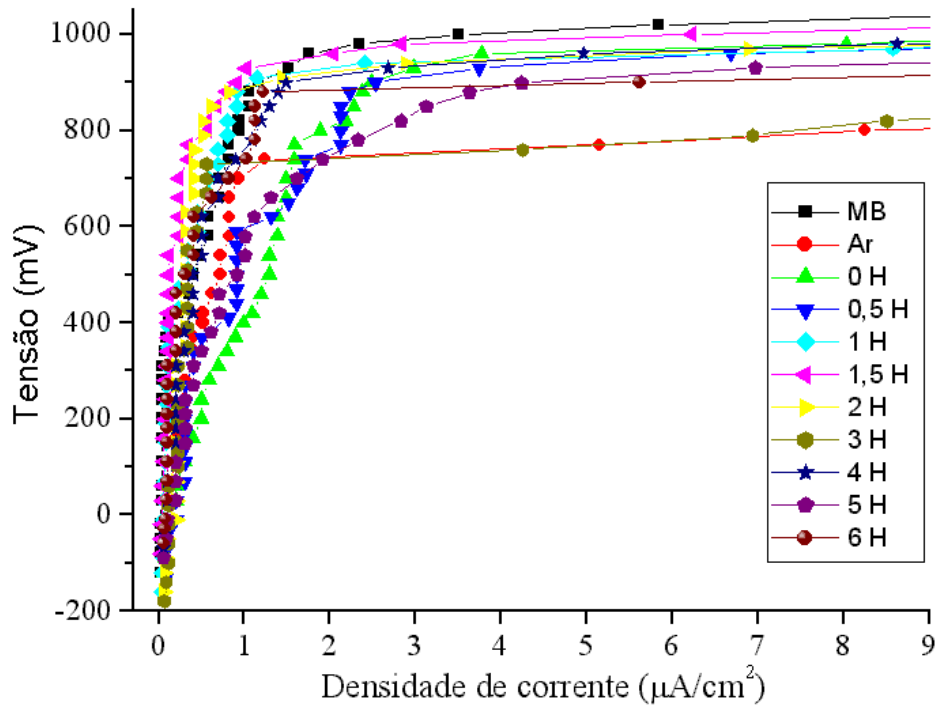


Figura IV.15 – Curvas de Polarização Anódica com todos os corpos-de-prova ensaiados.

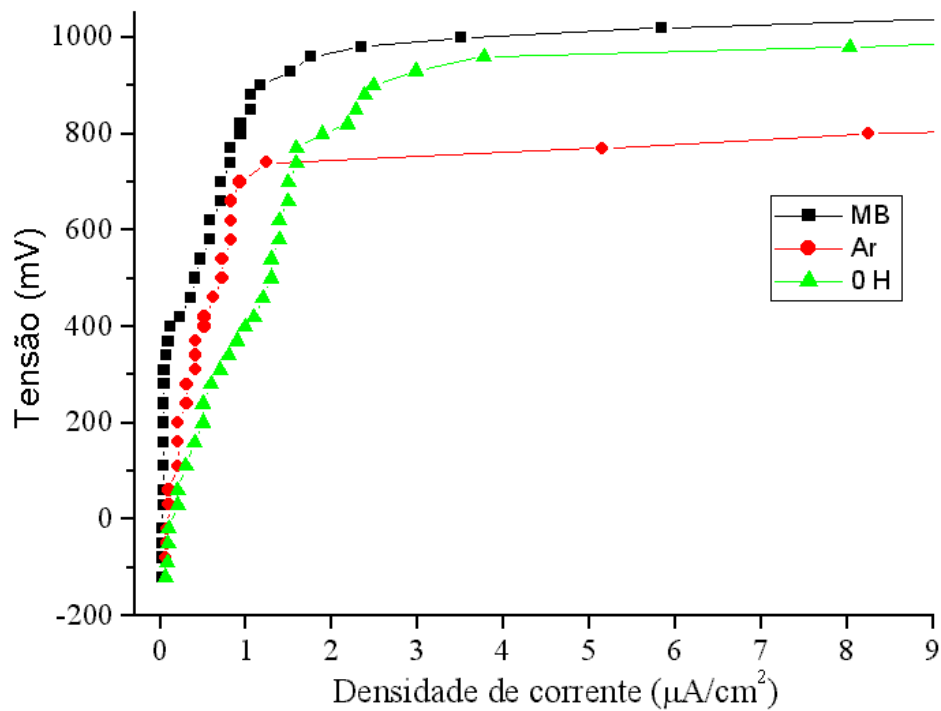


Figura IV.16 – Curvas de Polarização Anódica com as amostras MB, 100%Ar e 94%Ar6%N0%H.

Os resultados de polarização indicam um amplo domínio de passivação onde a regeneração do filme protetor pode ocorrer caso haja rompimento do mesmo. Acima de determinado potencial, considerado potencial de pite, a corrente cresce bruscamente.

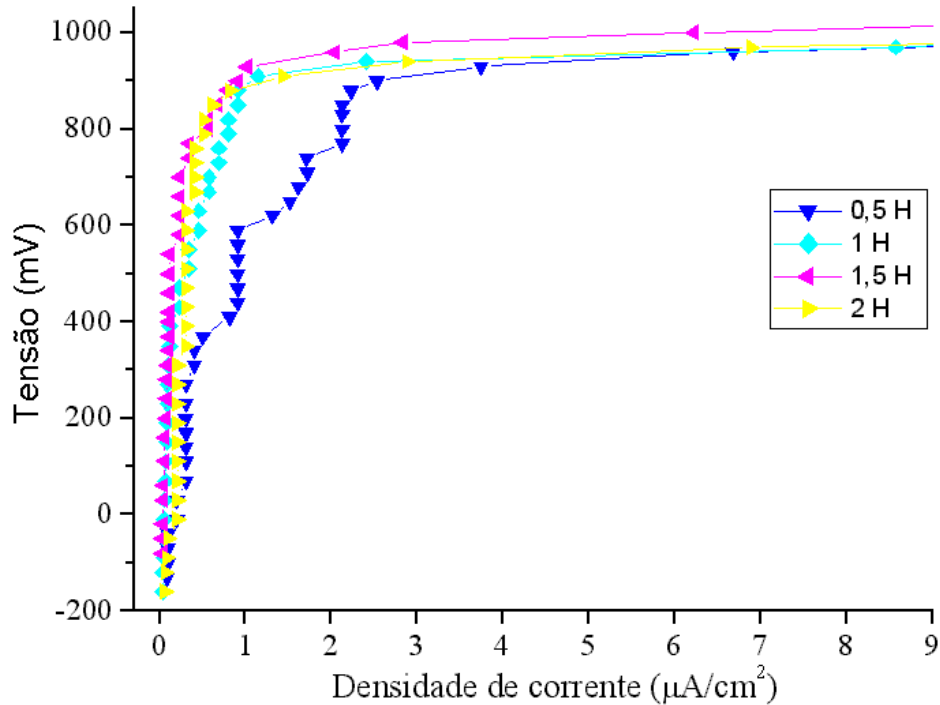


Figura IV.17 – Curvas de Polarização Anódica com as amostras 0,5%H, 1%H, 1,5%H, 2%H.

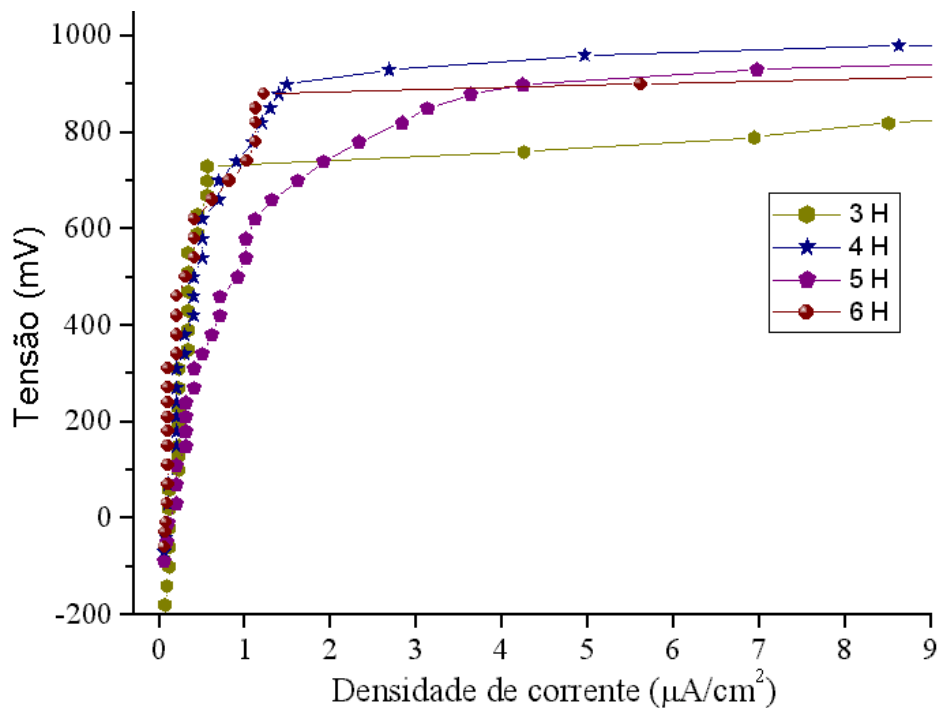


Figura IV.18 – Curvas de Polarização Anódica com as amostras 3%H, 4%H, 5%H e 6%H.

Era esperado que ocorresse uma diminuição da resistência à corrosão por pite com o aumento do teor de hidrogênio e que a solda efetuada com argônio puro apresentasse a menor resistência à corrosão por pite por ser a solda que apresenta o mais alto teor de ferrita. O alto teor de nitrogênio, favorece a formação de austenita Widmanstätten que parece resistir a corrosão por pite e com o aumento dessa austenita diminui o teor de Cr_2N , conforme LIOU (2002).

A austenita e a ferrita não têm a mesma composição química e em geral a austenita contém mais elementos austenitizantes e a ferrita contém mais elementos ferritizantes. No aço inoxidável duplex UNS S31803 os elementos ferritizantes (δ) são Cr, Mo, Si e os austenitizantes (γ) são Ni, C, N, Mn.

A tabela IV.4, apresenta a composição química da austenita e da ferrita presentes na dendrita e na região interdendrítica de um aço inoxidável contendo 18,6% Cr, 11,8% Ni, 0,12% C, 0,42% Si, 1,72% Mn e 0,49% Ti. Os dados claramente ilustram a tendência da ferrita ter mais elementos ferritizantes e ser empobrecida em Ni e Mn.

A microestrutura é função da composição química e da temperatura, como essas fases são formadas a mesma temperatura o que varia é a composição química. A tabela também mostra que as fases presentes nas regiões interdendríticas possuem mais elementos de liga. Essas diferenças na composição química podem resultar em conseqüências práticas na ocorrência de certos tipos de corrosão conforme CASTRO (1975).

Tabela IV.4 – Composição química de fases de um aço inoxidável, CASTRO (1975).

Fases		Fe	Ni (γ)	Mn (γ)	Cr (δ)	Si (δ)
Austenita	Dendrita	68,6	11,4	1,6	18	0,2
	Região Interdendrítica	64,9	12,8	2,1	19,4	0,5
Ferrita	Dendrita	66,5	5,5	1,4	26,0	0,45
	Região Interdendrítica	63,2	6,2	1,7	28,1	0,6

Estudos metalográficos feitos por MCCOY et al (1994) em ligas de aços inoxidáveis duplex em sistemas ácidos, indicam que a corrosão ocorre primeiro no

contorno das fases ferrita-austenita, uma região de microestruturas desencontradas, (CCC) cúbico de corpo centrado da ferrita e (CFC) cúbica de face centrada da austenita, resultando em pontos de alta energia, logo susceptíveis à corrosão.

Efetuada-se a análise dos dados conforme as figuras IV.15, IV.16, IV.17 e IV.18, considerando-se como potencial de pite o valor de potencial no qual a corrente cresceu rapidamente, podemos dizer que em ordem crescente de resistência à corrosão por pite, temos as amostras 100%Ar, (3%H, 6%H, 5%H, 4%H), (2%H, 0,5%H, 1%H, 1,5%H), 6%N e MB. As amostras com teor de hidrogênio na mistura apresentaram resistência à corrosão por pite melhores do que a da amostra com 100%Ar, não devido ao hidrogênio e sim ao nitrogênio. A amostra soldada com 100%Ar apresentou a pior resistência à corrosão por pite porque possui muito pouca austenita na microestrutura. A amostra com teor de 0% de hidrogênio no gás de proteção ou seja, 94%Ar e 6%N apresentou resistência à corrosão por pite melhor que as amostras com teores de hidrogênio mais alto.

Conforme KORDATOS (1999) com a presença de hidrogênio no gás de proteção, há um menor teor de nitrogênio, que é austenitizante, na poça de fusão. Há, portanto, a tendência de queda da resistência à corrosão por pites com o aumento do teor de hidrogênio na mistura. Uma possível explicação para isto é que o baixo teor de austenita na microestrutura implica na extensa formação de nitreto de cromo (Cr_2N) nos domínios da ferrita.

IV.5 MICRODUREZA

A alta resistência e a elevada dureza no aço inoxidável duplex é resultado do alto conteúdo de nitrogênio na própria estrutura do metal base. A microdureza no metal de base da fase austenita (Hv~302) é maior do que a da fase ferrita (Hv~250). Esse valor de microdureza inverte quando a soldagem é executada, conforme KORDATOS (1999).

Nossa pesquisa confirma através dos valores médios encontrados de Hv 316 para a fase austenita e de Hv 256 para a fase ferrita que, a dureza da fase austenita do metal base é maior do que a dureza da fase ferrita do metal base, conforme pode ser visto na figura IV.19 e na tabela IV.5. Nossa pesquisa também confirma que o valor médio da dureza de fase ferrita do corpo-de-prova 4H encontrado é de Hv 293 , conforme figura IV.20 e tabela IV.6, ou seja, é maior do que a ferrita do metal base Hv 256. A austenita não teve sua microdureza medida pois com a carga mínima de 15g do equipamento disponível a indentação era maior do que a fase.

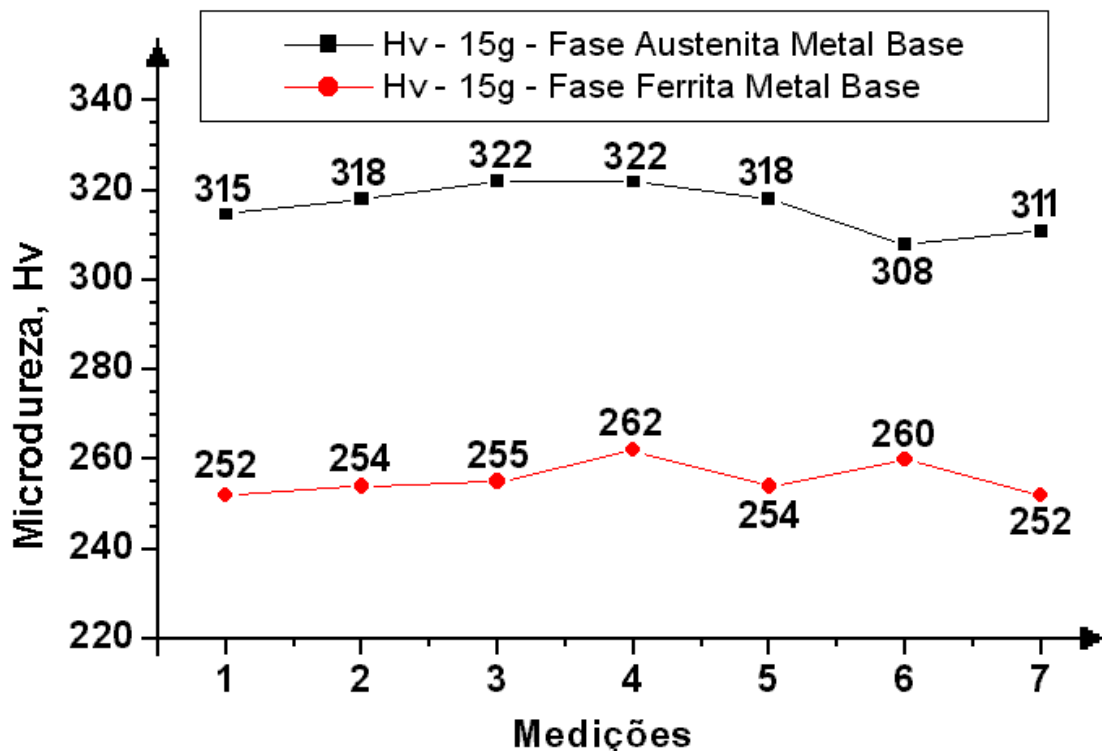


Figura IV.19 – Microdureza Vickers (15g) da fase ferrita δ e da fase austenita γ do metal de base.

Tabela IV.5 – Medidas de microdureza Vickers das fases ferrita e austenita do metal base - carga 15g.

FASE	MEDIDAS DE MICRODUREZA VICKERS 15g						
	1	2	3	4	5	6	7
FERRITA	252	254	255	262	254	260	252
AUSTENITA	315	318	322	322	318	308	311
	Desvio Padrão	Variância	Mín	Máx	Média	Intervalo de Confiança Alfa=0,05 95%	
FERRITA	3,91	15,29	252	262	256	3	
AUSTENITA	5,31	28,24	308	322	316	4	

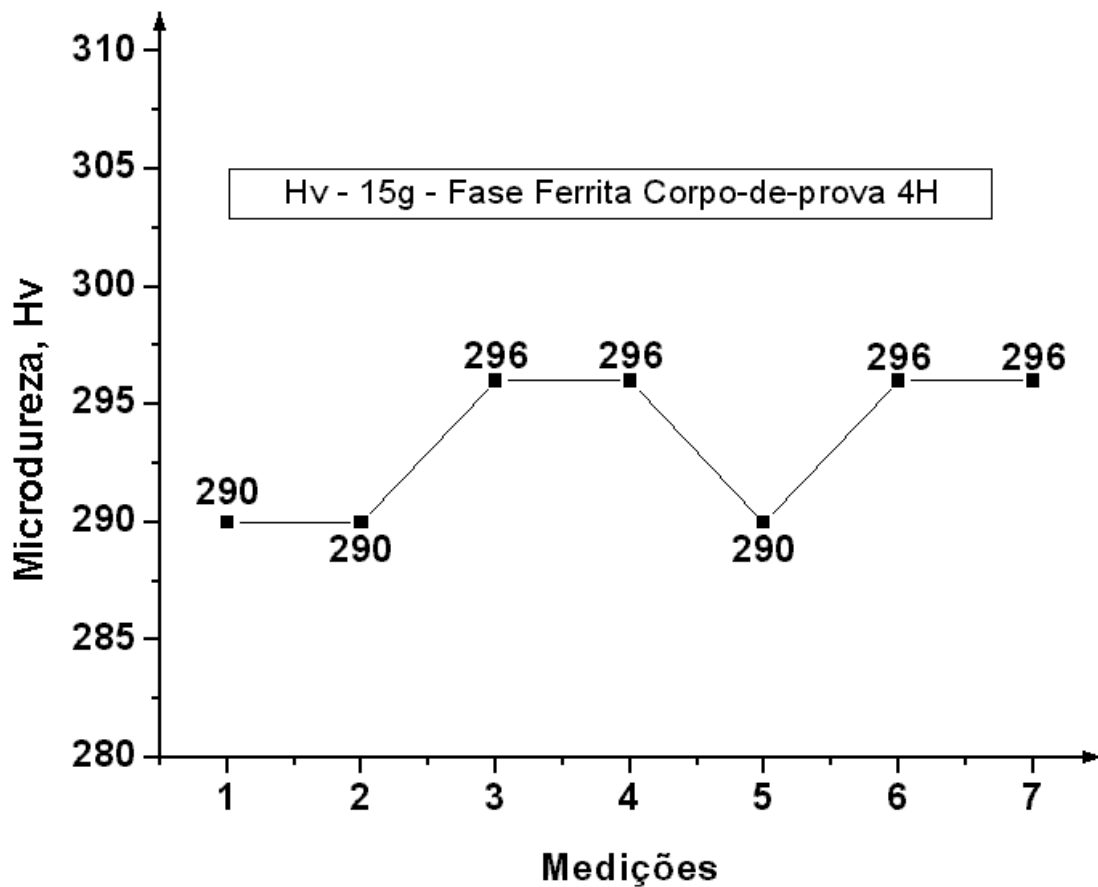


Figura IV.20 – Microdureza Vickers (15g) da fase ferrita δ do metal de solda do corpo-de-prova 4H.

Tabela IV.6 – Medidas de microdureza Vickers da fase ferrita do metal de solda do corpo-de-prova 4H – carga 15g.

FASE	MEDIDAS DE MICRODUREZA DE FASE CORPO-DE-PROVA 4H - VICKERS - 15g						
	1	2	3	4	5	6	7
FERRITA	290	290	296	296	290	296	296
	Desvio Padrão	Variância	Mín	Máx	Média	Intervalo de Confiança Alfa=0,05 95%	
FERRITA	3,21	10,29	290	296	293	2	

Na figura IV.21 e na tabela IV.7, são apresentadas as medidas de dureza Vickers do Metal Base e Soldas aplicando-se carga de 1000g.

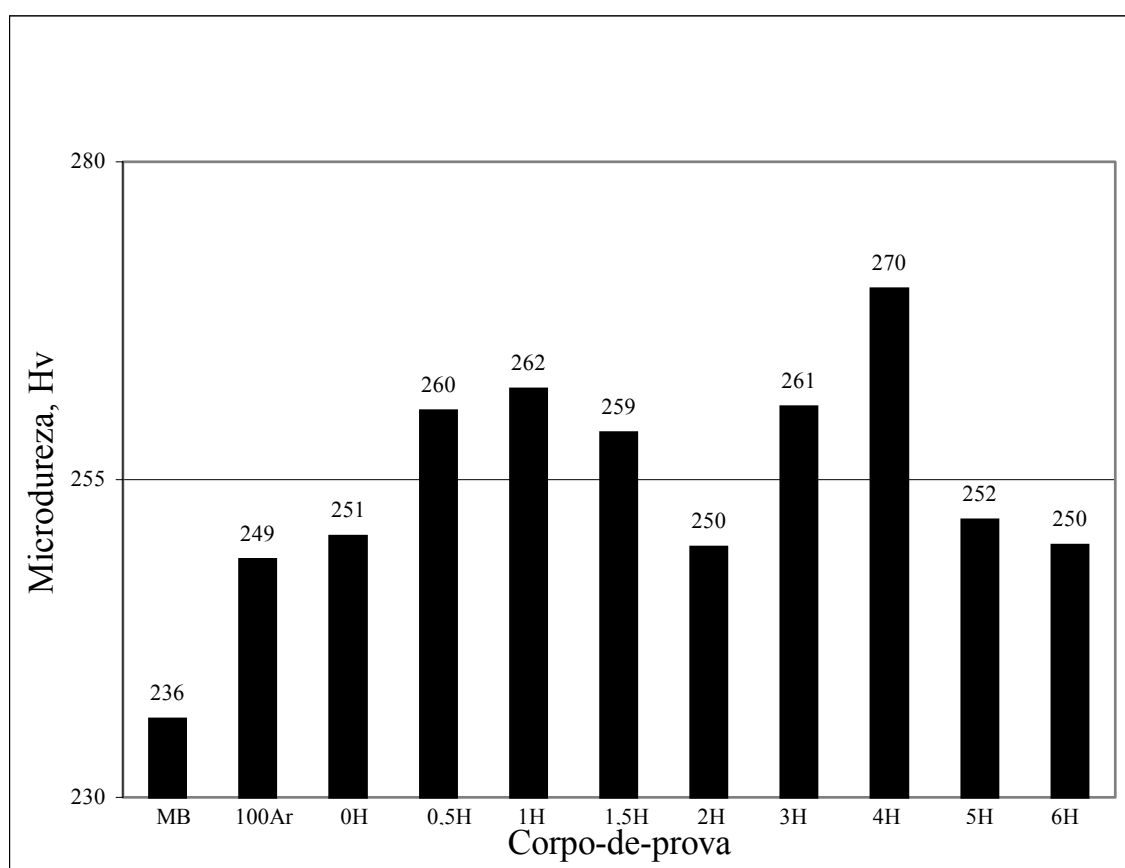


Figura IV.21 – Microdureza Vickers (1000g) do metal de base e dos metais de solda.

Tabela IV.7 – Medidas de microdureza Vickers do Metal Base e Soldas – carga de 1000g.

CORPO-DE-PROVA	MEDIDAS DE MICRODUREZA VICKERS 1000g –MB E SOLDA						
	1	2	3	4	5	6	7
MB	235	241	238	236	231	242	230
6N ou 0H	260	251	251	249	246	251	246
100Ar	249	254	252	242	246	252	246
0,5H	257	261	269	261	257	261	257
1H	261	265	258	263	264	266	258
1,5H	257	257	264	258	263	255	257
2H	248	242	249	251	251	252	255
3H	267	255	258	261	257	267	260
4H	275	263	268	273	273	271	267
5H	255	255	252	246	255	248	252
6H	248	248	255	252	248	246	252

CORPO-DE-PROVA	Desvio Padrão	Variância	Min	Máx	Média	Intervalo de Confiança Alfa=0,05 95%
MB	4,60	21,14	230	242	236	3
6N ou 0H	4,72	22,29	246	260	251	3
100Ar	4,27	18,24	242	254	249	3
0,5H	4,28	18,29	257	269	260	3
1H	3,24	10,48	258	266	262	2
1,5H	3,40	11,57	255	264	259	3
2H	4,07	16,57	242	255	250	3
3H	4,72	22,24	255	267	261	3
4H	4,20	17,67	263	275	270	3
5H	3,63	13,14	246	255	252	3
6H	3,18	10,14	246	255	250	2

Pode ser observado que as soldas efetuadas com gás de proteção com teores de hidrogênio tiveram a dureza da solda aumentada, ver tabela IV.7 e figura IV.21. “A microdureza das duas fases muda quando a solda é efetuada com 90%Ar-10%H. A microdureza da austenita cai enquanto a da ferrita aumenta, ficando a ferrita mais dura do que a austenita. Resulta no aumento da dureza da solda. O hidrogênio se difunde principalmente na ferrita e aumenta a microdureza dessa fase. O aumento do hidrogênio no gás de proteção reduz os níveis de nitrogênio no metal de solda sendo que, 10% de hidrogênio no gás de proteção, reduz os níveis de nitrogênio no metal de solda de 0,14%

para 0,10%”, conforme KORDATOS (1999), conseqüentemente cai à ação austenitizante do nitrogênio resultando uma solda com maior teor de ferrita.

IV.6 MEDIDA DO TEOR DE HIDROGÊNIO RETIDO

Tabela IV.8 – Medida do teor de hidrogênio retido.

AMOSTRA	CÓDIGO	TEOR EM PESO DE H ₂
MB	Metal de base	1.01
Ar	100Ar	0,27
0H	94Ar6N0H	0,28
0,5H	93,5Ar6N0,5H	1,37
1H	93Ar6N1H	1,83
1,5H	92,5Ar6N1,5H	1,38
2H	92Ar6N2H	1,84
3H	91Ar6N3H	2,29
4H	90Ar6N4H	2,74
5H	89Ar6N5H	2,03
6H	88Ar6N6H	2,33

A medida do teor de hidrogênio retido está na tabela IV.8 e na figura IV.22.

Foi constatado que o hidrogênio participa no aumento da potência do arco, aumento da velocidade da soldagem e, conseqüentemente, afeta o rendimento das soldas autógenas, conforme pode ser observado na tabela IV.1 e nas figuras IV.7, IV.8 e IV.10. O maior aporte de calor pode parcialmente estar relacionado à dissociação do hidrogênio diatômico no arco para forma de hidrogênio atômico o qual recombina para a forma molecular nas regiões frias do arco e na superfície da peça. A ionização do hidrogênio atômico contribui muito para o aumento do aporte de calor.

Trabalhos recentes tem indicado que trincas induzidas por hidrogênio podem ocorrer no metal de solda do aço inoxidável duplex, conforme KORDATOS (1999). Um dos fatores para que ocorra a fragilização pelo hidrogênio é que o metal que contém hidrogênio esteja submetido a tensões trativas locais. Devido à sua microestrutura, sua rede cristalina possuir espaços intersticiais bem maiores do que os da estrutura ferrítica,

pode explicar a maior solubilidade do hidrogênio na austenita, conforme MIRANDA (1987) logo, a austenita dissolve mais hidrogênio do que a ferrita. Durante a transformação α - γ , isto é, durante o resfriamento da temperatura do calor da soldagem, a solubilidade apresenta uma diminuição muito grande, conforme FOLKHARD (1988).

A concentração crítica de hidrogênio necessária para a propagação de trincas causadas pela fragilização pelo hidrogênio obtida em testes de permeação do hidrogênio para um aço API P-110 com 100% de martensita revenida é de 0.39 ppm em peso de hidrogênio a 298K (25^oC), conforme OLIVEIRA (2000). Em geral, os aços austeníticos suportam a presença de até cerca de 40 ppm de hidrogênio, conforme MIRANDA (1987).

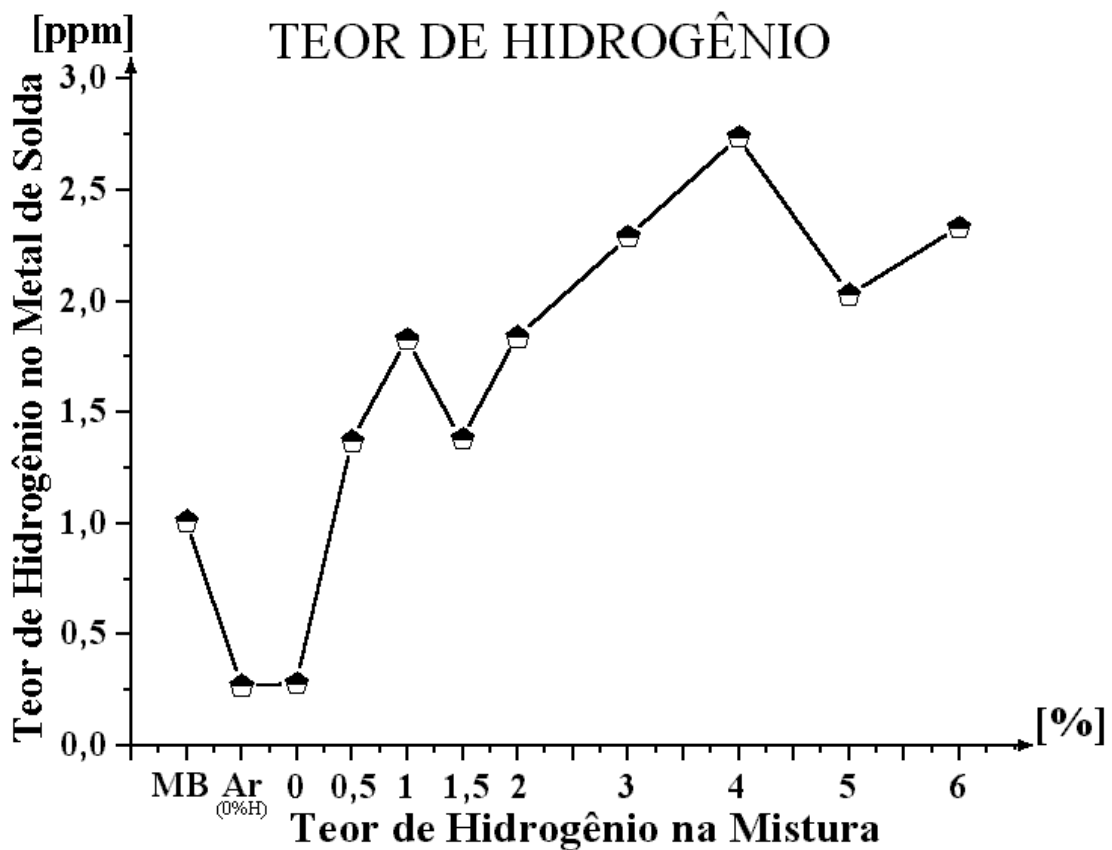


Figura IV.22 – Medida do teor de hidrogênio retido no metal de base e nos corpos-de-prova de metal de solda com zta do aço inoxidável duplex UNS S31803 após 48 horas da soldagem.

V CONCLUSÃO

1 A velocidade de soldagem aumenta com o aumento do teor de hidrogênio na mistura com argônio e 6% de nitrogênio, pois o volume de material fundido aumenta.

2 Com o aumento do teor de hidrogênio a área transversal da solda aumenta como função do aumento da potência do arco, ficando proporcionalmente mais larga do que profunda. Com 3%H a seção transversal da solda aumentou 118% com relação a solda com 100%Ar.

3 Há tendência de aumento do teor de ferrita com o aumento do gás hidrogênio na mistura.

4 Em ordem crescente de resistência à corrosão por pite, temos as amostras 100%Ar, (3%H, 6%H, 5%H, 4%H), (2%H, 0,5%H, 1%H, 1,5%H), (94%Ar6%N0%H) e MB. Todas os corpos-de-prova apresentaram resistência a corrosão melhor do que o corpo-de-prova efetuado com 100%Ar.

5 As soldas efetuadas com gás de proteção com teores de hidrogênio tiveram a dureza da solda aumentada com o aumento do teor de ferrita.

6 As soldas efetuadas com gás de proteção com teores de hidrogênio tiveram a dureza da fase ferrita aumentada.

7 A solda autógena com 100%Ar ficou com teor de ferrita maior do que a solda com 94%Ar e 6% N₂. Este fato é consequência de haver necessidade de repor o teor de nitrogênio que se perde quando da fusão do metal base. Através da inclusão de nitrogênio no gás de proteção, conseguimos diminuir o efeito de a solda ficar mais ferrítica, evitando-se assim que o aço inoxidável duplex apresente queda da resistência a corrosão por pite em meio salino. A solda efetuada com mistura de 94%Ar e 6% N₂ ou seja 0%H demonstrou ser, dentre as soldas avaliadas, a que reúne as melhores características dentre todas.

VI SUGESTÃO PARA TRABALHOS FUTUROS

Como motivação para trabalho futuro, é sugerido:

- . Avaliar os danos causados na ponta dos eletrodos de tungstênio pela adição de nitrogênio e hidrogênio ao gás argônio em soldas TIG.
- . Correlacionar o Número de Ferrita (FN) com as propriedades da solda do aço inoxidável duplex. Verificar a perda de ductilidade e tenacidade do metal de solda.
- . Efetuar pré-aquecimento para diminuir a velocidade de resfriamento após a soldagem, o que tenderia a modificar a microestrutura e a facilitar o escape do hidrogênio para o meio ambiente.
- . Comparar os métodos magnéticos utilizados neste trabalho de medição do teor de ferrita com outros métodos.
- . Estudar a corrosão por pite com observação ao microscópio SEM e sistema de microanálise RX-EDS.
- Pesquisar qual o efeito que o hidrogênio na mistura causa na solda de aços inoxidáveis duplex.

VII APÊNDICE

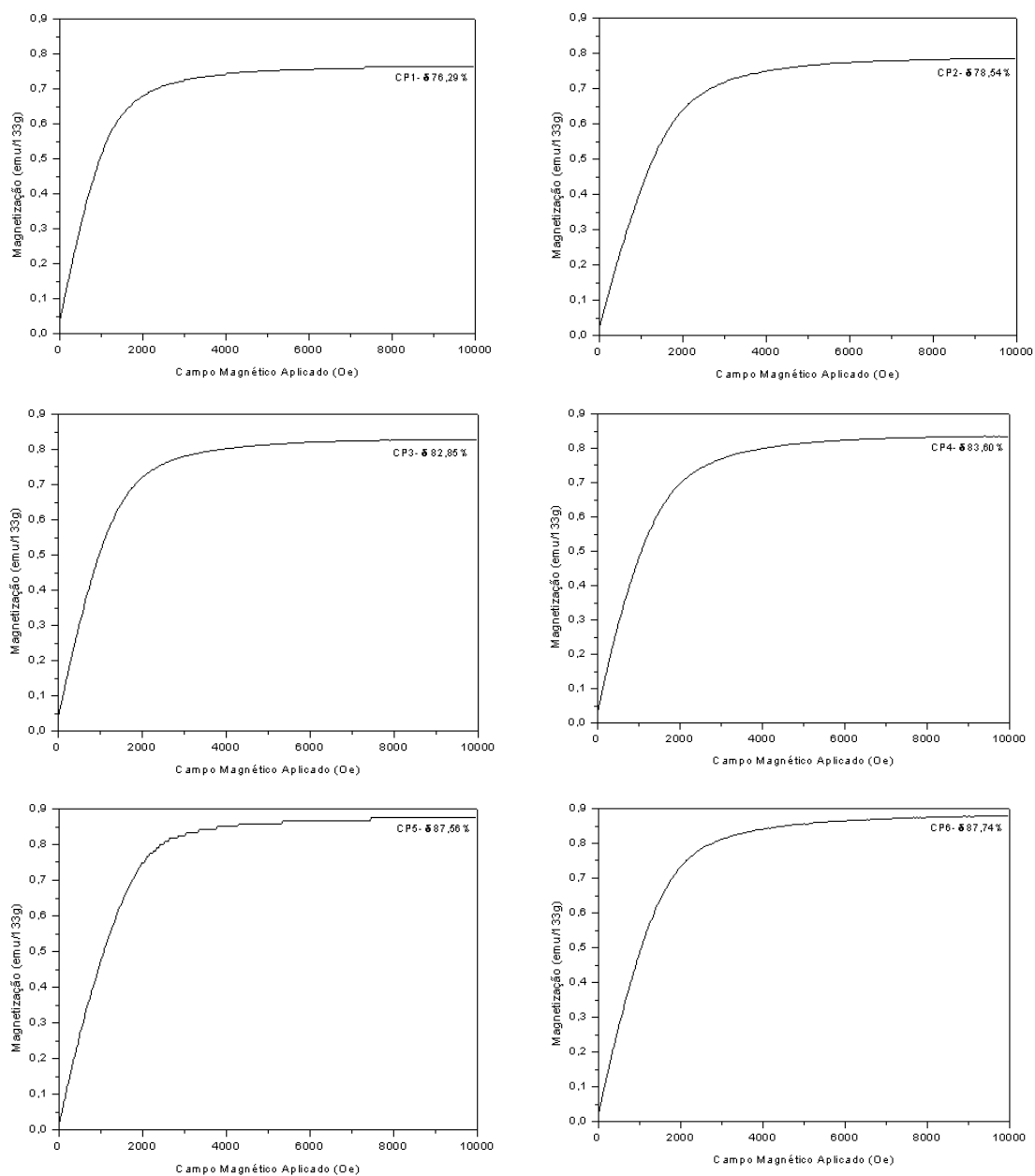


Figura A.I – Curvas de saturação magnética dos corpos-de-prova 1, 2, 3, 4, 5, 6, 7, 8, 9, 10 e MB que representam os CP's 1%H, 2%H, 3%H, 4%H, 5%H, 6%H, 0,5%H, 1,5%H, 0%H, 100%Ar e MB.

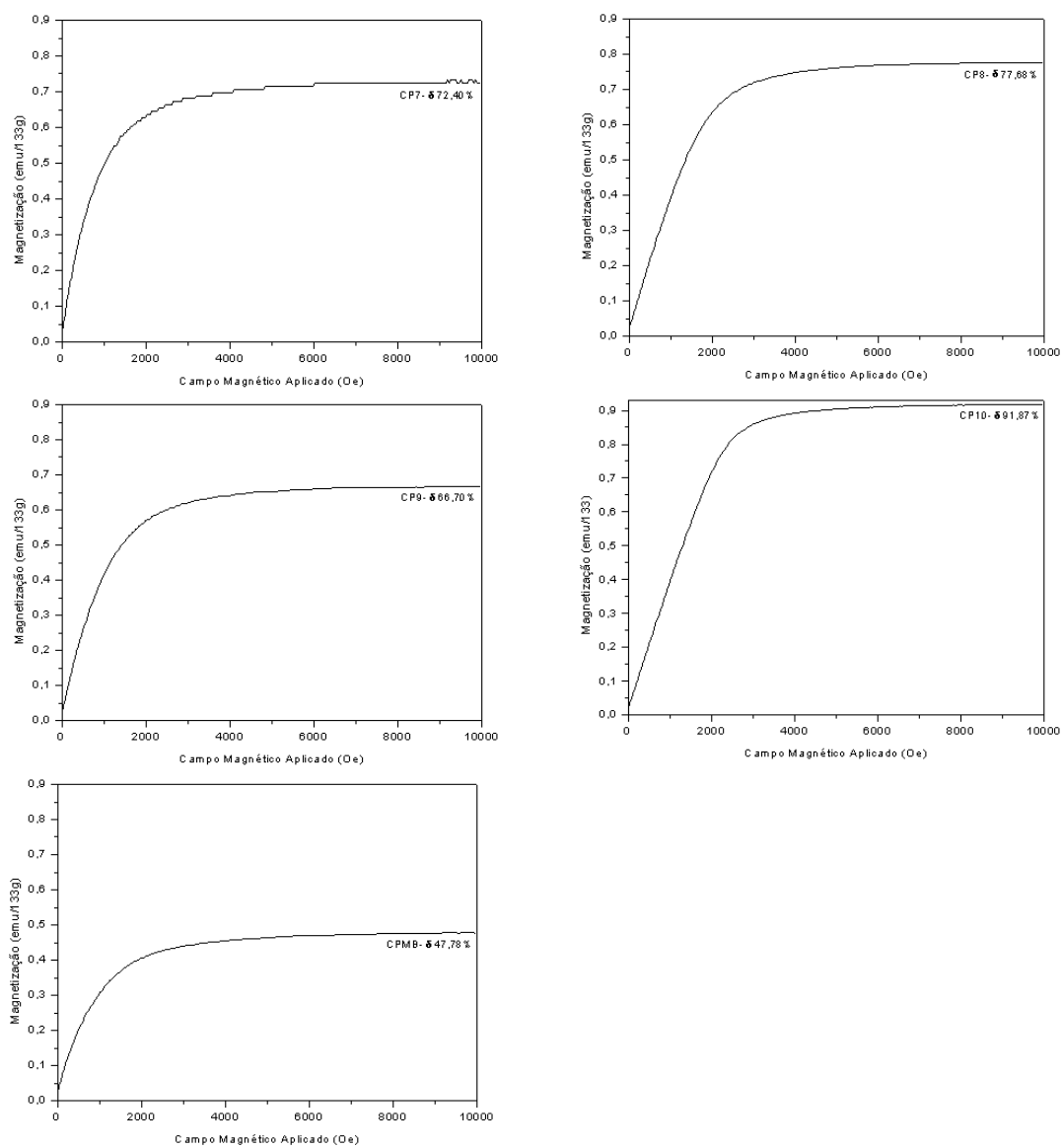


Figura A.I (continuação)– Curvas de saturação magnética dos corpos-de-prova 1, 2, 3, 4, 5, 6, 7, 8, 9, 10 e MB que representam os CP's 1%H, 2%H, 3%H, 4%H, 5%H, 6%H, 0,5%H, 1,5%H, 0%H, 100%Ar e MB.


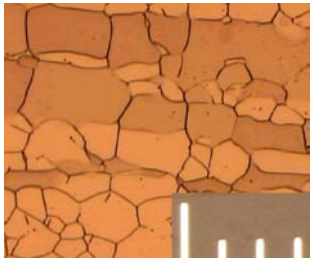
COMPARAÇÃO DE MICROGRAFIAS ANTES E APÓS POLARIZAÇÃO ANÓDICA – METAL BASE			
	ANTES	APÓS	
MB 500x			-

Figura A.II – Comparação de micrografias de Metal Base, 500x e régua de 0,01 mm.





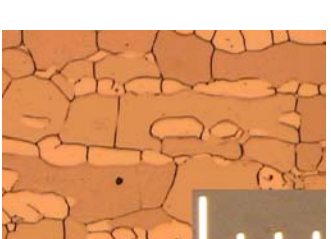
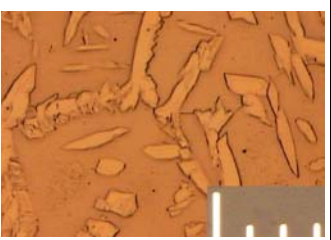

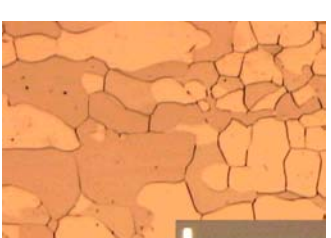
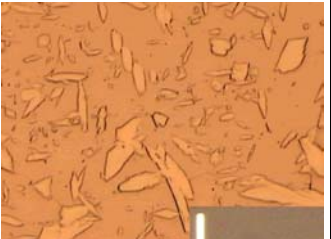
COMPARAÇÃO DE MICROGRAFIAS ANTES E APÓS POLARIZAÇÃO ANÓDICA - SOLDAS			
	ANTES	APÓS	
		ZTA	METAL DE SOLDA
100Ar 500x			
6N ou 0H 500x			
0,5H 500x			

Figura A.III – Comparação de micrografias de Soldas, 500x e régua de 0,01mm.

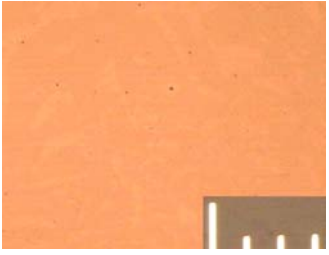
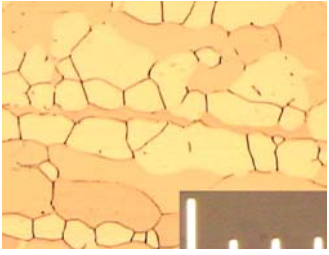
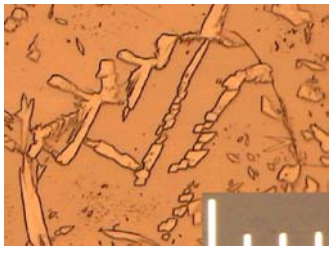

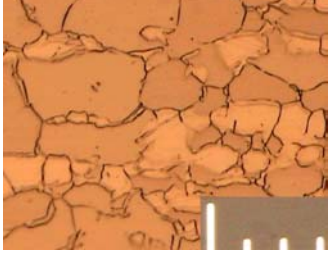


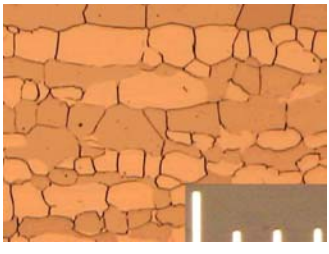

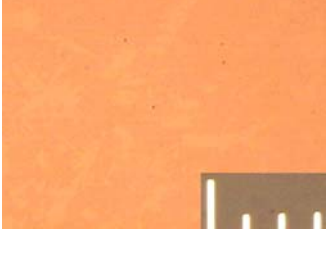



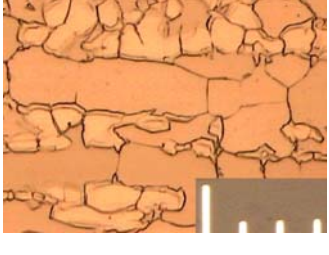

POLARIZAÇÃO ANÓDICA - SOLDAS			
	ANTES	APÓS	
		ZTA	METAL DE SOLDA
1H 500x			
1,5H 500x			
2H 500x			
3H 500x			
4H 500x			

Figura A.III – (continuação) – Comparação de micrografias de Soldas, aumento de 500x e régua de 0,01mm.


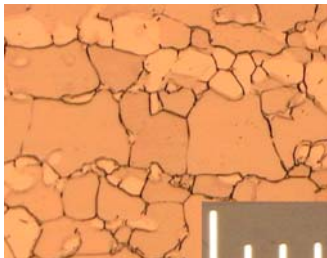

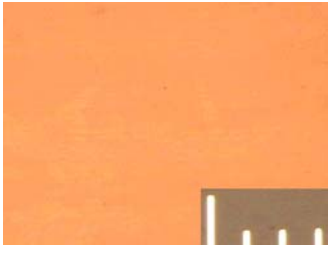
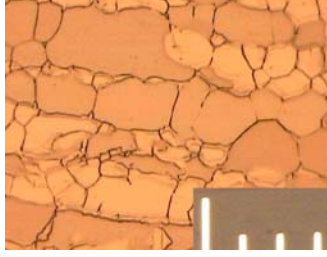
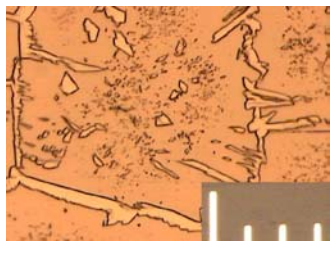
	ANTES	APÓS	
		ZTA	METAL DE SOLDA
5H 500x			
6H 500x			

Figura A.III (continuação) – Comparação de micrografias de Soldas, aumento de 500x e régua de 0,01 mm.

VIII REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS

- ALFONSSON, E., QVARFORT, R., 1992, “Duplex Stainless Steels of Yesterday and of Today - a Pitting Corrosion Investigation”, *ACOM - Avesta Corrosion Management*, n.3, p.p. 1-6.
- AUDOUARD, J.-P., 2002, GROCKI, J. – Usinor Industeel Inc. “Duplex Stainless Steels for Tanks”, Paper N°. 02135 Presented at Corrosion NACE Expo 2002, 57th Annual Conference and Exposition, Denver, Colorado, USA, April 7-11.
- BHATT, R.B., KAMAT, H.S., Ghosal, S., K., et al., 1999, “Influence of Nitrogen in the Shielding Gas on Corrosion Resistance of Duplex Stainless Steel Welds”, *Journal of Materials Engineering and Performance*, v.8, n. 5(oct), p.p. 591-597.
- BEKKES, K., 1995, “ Practice in welding Duplex-and Super-duplex stainless steel worldwide”, *Welding of Stainless Steel International Conference*, Stockholm, Sweden 12-13 jun, Weld. World, v.36, p.p. 111-123.
- BRADSHAW, R., COTTIS, A., 1993, “Development and control of welding procedures for duplex stainless steels”, *Welding & Metal Fabrication*, v. 61, n. 3(apr), p.p. 129-136.
- BRANDÃO, W. S., MARQUES, P. V., BUONO, V. T. L., 1989 “Adição de nitrogênio ao gás de proteção na soldagem de aços inoxidáveis”, *Encontro Nacional de Tecnologia da Soldagem*, 14, p.p. 627-637, Anais, São Paulo, Brasil.
- CASTRO, R., CADENET, J.J., 1975, “The welding of austenitic or austenitic-ferritic stainless and heat-resisting steels”, *Welding Metallurgy of Stainless and Heat-Resisting Steels*. 1 ed., chapter 6, Great Britain, UK., Printed at the University Printing House, Cambridge (Brooke Crutchley, University Printer).
- CHEN, T.H., YANG, J.R., 2002, “Microstructural characterization of simulated heat affected zone in a nitrogen-containing 2205 duplex stainless steel” *Materials Science and Engineering A*, v. 338, pp. 166-181.
- DIETER, G.E., 1981, *Metalurgia mecânica*, Testes de dureza Capítulo 11, 2^a ed., Rio de Janeiro, Brasil, Editora Guanabara Koogan S. A.
- DUNN, JOHN J., BERGSTROM, DAVID S., “Development of a new “lean” duplex stainless steel, AL 2003 TM Alloy (UNS S32003)”, *Stainless Steel World*, December 2003, ATL Allegheny Ludlum, USA. , p.p. 44 - 49.
- FOLKHARD, E., 1988, *Welding Metallurgy of Stainless Steels*, Springer-Verlag, New York, USA.

- GENTIL, V., 2003, “Corrosão”. 4 ed., cap. 2, 6 e 13, LTC - Livros Técnicos e Científicos Editora S. A., Rio de Janeiro, RJ, Brasil.
- GERKEN, J.M., KOTECKI, D., 1990, “Stainless steels properties – How to weld them where to use them”, *The Lincoln Electric Company*, p.p. 1-32.
- GIRALDO, C.P.S., 2001, *Precipitação de fases intermetálicas na zona afetada pelo calor de temperatura baixa (ZACTB) na soldagem multipasse de aços inoxidáveis duplex. Tese de M.Sc. Departamento de Eng. Metalúrgica e de Materiais, Escola Politécnica da Universidade de São Paulo. São Paulo, Brasil.*
- GOOCH, T.G., 2000, “Welding new stainless steels for the oil and gas industry”, Presented at Corrosion NACE Expo 2000, 55th Annual Conference and Exposition, Orlando, USA, 26-31 March.
- GRECORI, A., NILSSON, J.-O; BONOLLO, F., 1999, “Quantitative Assessment of Intermetallic Phase Precipitation in a Super Duplex Stainless Steel Weld Metal Using Automatic Image Analysis”, *Materials Science Forum*, v. 318-320, p.p. 829-834.
- GRONG, O., 1994, “Metallurgical Modelling of Welding”, *Properties of Weldments*, cap. 7.3 Stainless Steel Weldments, p.p. 527-535.
- HERTZMAN, S., 2001, “The Influence of Nitrogen on Microstructure and Properties of Highly Alloyed Stainless Steel Welds”, *ISIJ International*, v.41, n.6, p.p. 580-589.
- HIGGINS, R.A., 1982, *Propriedades e Estruturas dos Materiais em Engenharia*, Propriedades mecânicas, capítulo 4, São Paulo, Brasil, DIFEL – Difusão Editorial S.A.
- HILKES, J., BEKKERS, K., 1995, “Welding Duplex Stainless Steel”, *Welding journal*, v.74, n.11, p.p.51-54.
- HOLMBERG, B., 1997, “How To Perform Welding In Duplex Stainless Steels to Obtain Optimum Weld Metal Properties”, *ACOM - Avesta Sheffield Corrosion Management and application engineering*, n. 3, p.p. 1-7.
- IMOA - INTERNATIONAL MOLYBDENUM ASSOCIATION, 2001, ‘Practical guidelines for the fabrication of duplex stainless steels’, Revised Edition, *International Molybdenum Association*, London, UK, p.p. 1 - 47.
- JONES, DENNY A., 1996, ”Principles and prevention of corrosion”. Prentice-Hall, Inc. Upper Saddile River, NJ 07458. USA.

- JONSSON, O., LILJAS, M., STENVALL, P., 1994, “The Role of Nitrogen In Longitudinal Welding of Tubing in Duplex Stainless Steels”, *ACOM – Avesta Sheffield Corrosion Management and application engineering*, v.2, p.p. 1-7.
- KHOSHNAW, F. M. H., GARDI, R. H., “Effect of some metallurgical aspects on intergranular and pitting corrosion of stainless steel alloys (SAF 2205 and SAF 2304)”, *Stainless Steel World*, December 2003, Salahaddin University, Iraq. p.p. 56 – 61.
- KOBAYASHI, D.Y., WOLYNEC, S., 1999, “Evaluation of the Low Corrosion Resistant Phase Formed During the Sigma Phase Precipitation in Duplex Stainless Steels”, *Materials Research*, v. 2, no. 4, pp. 239-247.
- KOKAWA, H., TOMITA, M., KUWANA, T., 1994, “Effect of nitrogen on microstructure and impact toughness of duplex stainless steel weld metal”, *Welding, Joining, Coating and Surface Modification of Advanced Materials*, Dalian, China, 1 - 2 sep, p.p. 67-72.
- KOKAWA, H., TSORY, E., NORTH, T.H., 1995, “Nitride Precipitation in Duplex Stainless Steel Weld Metal”, *ISIJ International*, v. 35, p.p. 1277-1283.
- KORDATOS, J., D., FOURLARIS, G., PAPADIMITRIOU, G., 1999, “The Effect of Hydrogen and Cooling Rate on The Mechanical and Corrosion Properties of SAF 2507 Duplex Stainless Steel Welds”, *Materials Science Forum*, v.318-320, p.p. 615-620.
- KOTECKI, D.J., 1997, “Ferrite determination in Stainless Steel Welds – Advances since 1974”, *Welding Journal*, v. 76, n. 1(jan), p.p. 24-s-37-s.
- LANCASTER, J.F., 1980, *Metallurgy of welding*, 3 ed. Beccles and London, UK.
- LIU, H.-Y., HSIEH, R.-L., TSAI, W.-T., 2002, “Microstructure and pitting corrosion in simulated heat-affected zones of duplex stainless steels”, *Materials Chemistry and Physics*, v. 74, p.p 33 – 42.
- LOBATO, M. M., NETO, N. A. S., 2003, “Desenvolvimento de um Misturador de Gases de Soldagem e do Programa Roto_BR”, Projeto de Fim de Curso, Departamento de Engenharia Mecânica/UFRJ, Rio de Janeiro, RJ, Brasil.
- LUU, W.C., LIU, P.W., WU, J.K., 2002, “Hydrogen transport and degradation of a commercial duplex stainless steel”, *Corrosion Science*, v. 44, pp. 1783-1791.
- MC COY, T.H., WALKER, M.L., MACKKEY, S.T., “Effect of Acidizing Solutions on K_{IEAC} of 13% Cr and 22% Cr Stainless Steels”, *Corrosion* 94, N°. 88, NACE, Houston, 1994.

- METALS HANDBOOK, 1987, “Environmentally Induced Cracking”, “*Pitting Corrosion*”, USA, Published by ASM INTERNATIONAL, v. 13 Corrosion, p.p 113-114.
- MIRANDA, P.E.V., 1987, *Efeitos mecânico-metalúrgicos do hidrogênio no aço inoxidável austenítico*. Tese de D.Sc. COPPE/UFRJ, Rio de Janeiro, RJ, Brasil.
- MODENESI, P.J., SILVA, A.V., 1995, “Uma Avaliação de misturas de Proteção contendo H₂ e N₂ para a Soldagem GMAW de Aços Inoxidáveis Austeníticos”, *XXI Encontro Nacional de Tecnologia da Soldagem*, p.p.581-595, Caxias do Sul, Brasil.
- OKUMURA, T., TANIGUCHI, C., 1982, *Engenharia de Soldagem e Aplicações*, Soldagem dos principais metais e suas ligas, capítulo 4, Rio de Janeiro, Brasil, LTC – Livros Técnicos e Científicos Editora S.A.
- OLIVEIRA, S.P. , MIRANDA, P. E. V. , 2000, “Concentração crítica de hidrogênio para a fragilização pelo hidrogênio em aços”. COPPE/UFRJ – PEMM – Laboratório de Hidrogênio, Rio de Janeiro, RJ, Brasil.
- OLSSON, C.-O.A., 1995, “The influence of nitrogen and molybdenum on passive films formed on the austeno-ferritic stainless steel 2205 studied by AES and XPS”, *Corrosion Science*, v. 37, no.3, pp. 467-479.
- OWCZAREK, E., ZAKROCZYMSKI, 2000, “Hydrogen transport in a duplex stainless steel”, *Acta Materialia*, v. 48, p.p. 3059-3070.
- PEDROSA, P.D.S., 2001, *Cinética de precipitação em um aço inoxidável duplex*. Tese de M.Sc. COPPE/UFRJ, Rio de Janeiro, RJ, Brasil.
- QUITES, A. M., DUTRA, J. C., 1979, *Tecnologia da soldagem a arco voltaico*. Florianópolis, Brasil, EDEME
- RAMÍREZ - LONDOÑO, A.J., BRANDI, S.D., 1997, “Efeito da Adição de Nitrogênio no Gás de Proteção na Soldagem de Aço Inoxidável Duplex UNS S31803”, *Soldagem & Inspeção*, fascículo 3, n.4, p.p. 1-9.
- RAMÍREZ - LONDOÑO, A.J., 2001, *Precipitação de fases intermetálicas e austenita secundária na ZAC de soldagens multipasse de aços inoxidáveis duplex*. Tese de D.Sc. Departamento de Engenharia Metalúrgica e de Materiais, Escola Politécnica da Universidade de São Paulo. São Paulo, Brasil.
- SATO, Y.S., KOKAWA, H., KUWANA, T., 1999, “Effect of nitrogen on σ transformation in duplex stainless steel weld metal”, *Science and Technology of Welding and joining*, v. 4, n. 1, p.p. 41-49.

- SEDRIS, A. J., 1979, “Corrosion of stainless steels”, chapter 4, INCO Research and Development Center, Sterling Forest, Suffern, New York, USA.
- SIEWERT, T.A., McCOWAN, C.N., OLSON, D.L., 1988, “Ferrite Number Prediction to 100 FN in Stainless Steel Weld Metal”, *Welding Research Supplement*, n.12 (dec), p.p. 289-s-298-s.
- SOUZA, S.A., 1976, *Ensaio mecânicos de materiais metálicos*, 2ª Ed., Ensaio de dureza, capítulo 3, São Paulo, Brasil, Editora Edgar Blücher Ltda.
- SUBAN, M., TUSEK, J., URAN, M., 2001, “Use of hydrogen in welding engineering in former times and today”, *Journal of Materials Processing Technology*, v.119, pp. 193-198.
- TAVARES, S.S.M., NORONHA, R.F., SILVA, M.R., NETO, et al., 2001, “475 °C Embrittlement in a Duplex Stainless Steel UNS S31803”, *Materials Research*, v.4, n. 4, pp. 237-240.
- TAVARES, S.S.M., PEDROSA, P.D.S., TEODÓSIO, J. R., SILVA, M. R., et al., 2003, “Magnetic properties of the UNS S39205 duplex stainless steel”, *Journal of Alloys and Compounds*, v.351, pp. 283-288.
- THE AMERICAN SOCIETY OF MECHANICAL ENGINEERS, 2001, “*Specification for seamless and welded ferritic/austenitic stainless steel pipe, SA-790/SA-790M (ASTM A 790/A 790M-95.)*”, New York, USA, Published by The American Society of Mechanical Engineers.
- THE AMERICAN SOCIETY OF MECHANICAL ENGINEERS, 2001, “*Specification for stainless steel electrodes for shielded metal arc welding*”, A5.4 (AWS A5.4-92), New York, USA. Published by The American Society of Mechanical Engineers.
- THE LINCOLN ELECTRIC COMPANY, 1973, “*Welding Stainless Steel, section 7*”, The Procedure Handbook of Arc Welding, 12 ed, Cleveland, Ohio, USA, Published by the Lincoln Electric Company.
- TUSEK, J. SUBAN, M., 2000, “Experimental research of the effect of hydrogen in argon as a shielding gas in arc welding of high-alloy stainless steel”, *International Journal of Hydrogen Energy*, v. 25, pp. 369-376.
- WELDING HANDBOOK, 1991, “Gas tungsten arc welding”, *Welding Processes*, v. 2, American Welding Society, Miami, USA, p.p. 74 – 107.