

UNIVERSIDADE FEDERAL DE ITAJUBÁ
INSTITUTO DE ENGENHARIA MECÂNICA
PROGRAMA DE PÓS-GRADUAÇÃO EM ENGENHARIA MECÂNICA

TESE DE DOUTORADO

**Estudo da Correlação entre o Aporte Térmico,
as Propriedades Magnéticas e a Corrosão sob
Tensão em Juntas Soldadas de Aço Inoxidável
Ferrítico AISI-409.**

Autor: Eduardo Miguel da Silva

Orientador: Prof. Dr. Sebastião Carlos da Costa

Co-Orientador: Prof. Dr. Edmilson Otoni Côrrea

Itajubá, Dezembro de 2011.

**UNIVERSIDADE FEDERAL DE ITAJUBÁ
INSTITUTO DE ENGENHARIA MECÂNICA
PROGRAMA DE PÓS-GRADUAÇÃO EM ENGENHARIA MECÂNICA**

TESE DE DOUTORADO

**Estudo da Correlação entre o Aporte Térmico,
as Propriedades Magnéticas e a Corrosão sob
Tensão em Juntas Soldadas de Aço Inoxidável
Ferrítico AISI-409.**

Autor: Eduardo Miguel da Silva

Orientador: Prof. Dr. Sebastião Carlos da Costa

Co-Orientador: Prof. Dr. Edmilson Otoni Côrrea

Curso: Doutorado em Engenharia Mecânica

Área de Concentração: Projeto e Fabricação

Tese submetida ao Programa de Pós-Graduação em Engenharia Mecânica como parte dos requisitos para obtenção do Título de Doutor em Engenharia Mecânica.

Itajubá, Dezembro de 2011.

MG – Brasil

Ficha catalográfica elaborada pela Biblioteca Mauá ó
Bibliotecária Cristiane N. C. Carpinteiro- CRB_6/1702

S586e

Silva, Eduardo Miguel da

Estudo da correlação entre o aporte térmico, as propriedades magnéticas e a corrosão sob tensão em juntas soldadas de aço inoxidável ferrítico AISI-409. / por Eduardo Miguel da Silva. -- Itajubá (MG): [s.n.], 2011. 156 p.: il.

Orientador: Prof. Dr. Sebastião Carlos da Costa.

Coorientador: Prof. Dr. Edmilson Otoni Correa.

Tese (Doutorado) ó Universidade Federal de Itajubá.

1. Corrosão sob tensão. 2. Aço inoxidável ferrítico. 3. Propriedades magnéticas. 4. Soldagem. I. Costa, Sebastião Carlos da, orient. II. Correa, Edmilson Otoni, coorient. III. Universidade Federal de Itajubá. IV. Título.

UNIVERSIDADE FEDERAL DE ITAJUBÁ
INSTITUTO DE ENGENHARIA MECÂNICA
PROGRAMA DE PÓS-GRADUAÇÃO EM ENGENHARIA MECÂNICA

TESE DE DOUTORADO

**Estudo da Correlação entre o Aporte Térmico,
as Propriedades Magnéticas e a Corrosão sob
Tensão em Juntas Soldadas de Aço Inoxidável
Ferrítico AISI-409.**

Autor: Eduardo Miguel da Silva

Orientador: Prof. Dr. Sebastião Carlos da Costa

Co-Orientador: Prof. Dr. Edmilson Otoni Corrêa

Composição da Banca Examinadora:

Prof. Dr. Sérgio Souto Maior Tavares - DEM/UFF

Prof.Dr. Rosinei Batista Ribeiro – FATEA

Prof.Dr.Manoel Ribeiro da Silva – ICE / UNIFEI

Prof. Dr. Edmilson Otoni Corrêa - IEM/UNIFEI

Prof. Dr. Sebastião Carlos da Costa, Presidente – IEPG/UNIFEI.

Dedicatória

*À minha esposa Érica Silva,
Ao meu pai Joaquim Onofre da Silva,
Aos meus irmãos, familiares, e amigos,
Ao Sr. Sebastião Matias e Maria José Ferreira Matias,
Em memória: Terezinha de Jesus da Silva (mãe)
José Onofre da Silva (irmão),
Belmira Maria Lopes (tia).*

Agradecimentos

- Primeiramente a *Deus*, pela força e perseverança;
- Aos meus pais, pelo incentivo na realização de mais uma etapa da vida acadêmica;
- A minha esposa *Érica Luciana Matias Silva*, pelo apoio e por tornar as dificuldades mais suaves, para atravessar o caminho;
- Aos meus irmãos *Francisco Carlos, Maria Lúcia, Elenice, Paulo, Mauro, Cláudio, Marcelo, Sandra, Luiz, Carla*, pelo carinho familiar, pelo incentivo e pelos momentos de superação;
- Ao professor *Sebastião Carlos da Costa*, pela valiosa competência, dedicação, paciência e amizade;
- Ao professor *Edmilson Otoni Correa* pela a sua dedicação, apoio permanente e amizade;
- Aos professores *Anderson Paiva, João Roberto, José Célio, Vilmar* pela motivação permanente;
- Aos técnicos dos laboratórios *Toninho, Marcos Soares, Jonas, Angelo, João Carlos, Fernando, Marquinho, Marcão, Hélio, Walley*, pelo apoio e participação durante a fase de realização dos ensaios;
- Ao amigo Jorge Rosa do EEL/USP, pela valiosa contribuição durante a fase de caracterização microestrutural – MEV;
- Aos amigos *André Giorgi, Michele, Luciana, Lucilene, Alexandre, Amauri, Malu, José Carlos, Eduardo, Mariele, Marcos, Tatiana, Sandra, Sílvio e Cássia* pelo permanente incentivo, colaboração, amizade, momentos de lazer e inesquecível convívio pessoal e profissional;
- A família Bonazzi (*Ícílio e Cristina*) pelo apoio, incentivo, amizade e pelo acolhimento;
- A família Ferreira (*Daniel e Lúcia*) pelo apoio permanente, carinho e gratidão;
- Ao Conselho Nacional de Desenvolvimento Científico e Tecnológico (CNPq), através do Programa de bolsas, pelo apoio financeiro.

*“Ser feliz é encontrar força no perdão, esperanças nas batalhas,
segurança no palco do medo, amor nos desencontros. É agradecer a Deus a
cada minuto pelo milagre da vida”.*

Fernando Pessoa.

Resumo

SILVA, E. M. (2011), *Estudo da Correlação entre o Aporte Térmico, as Propriedades Magnéticas e a Corrosão sob Tensão em Juntas Soldadas de Aço Inoxidável Ferrítico AISI-409*, 187p. Tese (Doutorado em Projeto e Fabricação) - Instituto de Engenharia Mecânica, Universidade Federal de Itajubá.

Esta tese de doutorado teve por finalidade fazer um estudo da correlação entre o aporte térmico, propriedades magnéticas e a corrosão sob tensão em juntas de aço inoxidável ferrítico soldado com arame tubular austenítico em meios contendo cloretos. Os testes de soldagem foram realizados usando a transferência pulsada em juntas de topo de aço inoxidável AISI-409 com arame tubular sob proteção gasosa AWSE316LT1-4. As variáveis do processo analisadas foram à corrente de pico, o tempo de pico, a corrente de base e o tempo de base. Foram utilizadas técnicas estatísticas como ferramentas de análise. Desta forma, partindo-se de uma condição otimizada variou-se a velocidade de soldagem e consequentemente, o aporte térmico para a junta soldada. Para avaliar a susceptibilidade à corrosão sob tensão (CST) usou-se o método de teste sob carga constante seguido da caracterização microestrutural dos corpos de prova de CST testados por meio de microscopia óptica e eletrônica de varredura (MEV). O meio empregado foi uma solução aquosa de 43% em peso de $MgCl_2$ na temperatura de ebulição de 145°C. A susceptibilidade à CST foi avaliada em termos do tempo para fratura. Os testes de CST mostraram que a zona termicamente afetada (ZTA) e a zona de ligação ZTA/ZF, foram às regiões mais susceptíveis ao trincamento. Os corpos de prova soldados com maior aporte térmico apresentaram melhor resistência à CST, o que pode ser atribuído a presença de uma rede de ferrita delta descontínua na matriz austenítica a qual atuou como uma barreira à propagação de trincas. Também foi determinado o comportamento das propriedades magnéticas das juntas soldadas antes e após a CST. De uma forma geral percebeu-se que existe uma correlação positiva entre

o campo coercivo, a magnetização de saturação e a energia de soldagem e observou-se também uma alta correlação negativa entre a microdureza e a energia de soldagem. Neste contexto o processo corrosivo alterou as propriedades magnéticas do material em meio contendo $MgCl_2$. Portanto percebe-se que as mudanças microestruturais provocadas pela imposição de calor contribuíram para o aumento das tensões residuais principalmente na ZTA, influenciando fortemente no processo corrosivo e provocando um decréscimo no campo remanente e na permeabilidade magnética.

Palavras - Chaves: Corrosão sob tensão, aço inoxidável ferrítico, propriedades magnéticas, soldagem.

Abstract

SILVA, E. M. (2011), *Study of the Correlation between the heat input, the magnetic properties and stress corrosion cracking in welded joints of ferritic stainless steel AISI-409* 187 p. Tese (Doutorado em Projeto e Fabricação) - Instituto de Engenharia Mecânica, Universidade Federal de Itajubá.

This thesis aims to study the correlation between the heat input, magnetic properties and stress corrosion cracking in ferritic stainless steel joints welded with austenitic cored wire when submitted to several chlorides environments. The welding tests were performed using the pulsed transfer in butt joints of AISI-409 stainless steel tubular wire with shielding gas in AWSE316LT1-4. The process variables studied were the peak current, peak time, the base current and base time. For this purpose we used statistical techniques as well as tools for analysis, starting at optimal condition varied the speed welding and hence heat input to the joint. To evaluate the susceptibility to stress corrosion cracking used to test the method under constant load followed by microstructural characterization of specimens tested by CST optical and electron microscopy (SEM). The environment used was an aqueous solution of 43% by weight of $MgCl_2$ in the boiling temperature of $145\text{ }^\circ\text{C}$. Susceptibility to CST was evaluated in terms of time to fracture. The CST tests showed that the heat affected zone (HAZ) and the area connecting HAZ / ZF regions were more susceptible to cracking. The results showed that the specimens welded with the highest heat input showed better resistance to CST, and this can be attributed to the presence of a network of discontinuous delta ferrite in austenitic matrix which acted as a limit to crack propagation. Was also determined the behavior of the magnetic properties of welded joints before and after CST. In general it was noticed that there is a positive correlation between the coercive field, saturation magnetization and the heat input. There was also a high negative correlation between the microhardness and heat input. In this context, the results show that corrosive process changed the magnetic properties of the

material, especially in environments containing $MgCl_2$. Therefore it is clear that microstructural changes caused by the heat input contributed to the increase of residual stresses mainly in the HAZ, strongly influencing the corrosion process and causing a decrease especially in the field remanent and the magnetic permeability.

Keywords: Stress corrosion cracking, ferritic stainless steel, magnetic properties, welding.

Sumário

Sumário.....	i
Lista de Figuras	iv
Lista de Tabelas	ix
Simbologia.....	xi
Letras Latinas	xi
Letras Gregas.....	xiii
Abreviaturas.....	xiii
Siglas	xiv
Capítulo 1	1
INTRODUÇÃO	1
1.1 OBJETIVOS	6
1.2 MOTIVAÇÃO E POSSÍVEIS CONTRIBUIÇÕES.....	7
1.3 ESTRUTURA DO TRABALHO	8
Capítulo 2	9
REVISÃO BIBLIOGRÁFICA.....	9
2.1 ASPECTOS GERAIS DOS AÇOS INOXIDÁVEIS	9
2.2 OS AÇOS INOXIDÁVEIS FERRÍTICOS.....	13
2.3 PROBLEMAS NA SOLDABILIDADE DOS AÇOS INOXIDÁVEIS FERRÍTICOS.....	17
2.3.1 Fenômeno de Fragilidade a 475°C.....	17
2.3.2 Fase Sigma	18
2.3.3 Precipitação de Carbonetos	20
2.3.4 Trincas Térmicas	21
2.4 SOLDAGEM DOS AÇOS INOXIDÁVEIS FERRÍTICOS.....	23
2.5 FUNDAMENTOS DA CORROSÃO.....	27
2.6 CARACTERÍSTICAS DA CORROSÃO SOB TENSÃO.....	28
2.7 MECANISMOS DE PROPAGAÇÃO DAS TRINCAS	31
2.8 EFEITOS DA TENSÃO NA CST.....	32
a) Tensões Mecânicas.....	33
b) Tensões Residuais	34

2.9	EFEITOS DO MEIO NA CST	37
2.10	INFLUÊNCIA DO ÍON CLORETO NA CST DOS AÇOS INOXIDÁVEIS	40
2.11	CST NOS AÇOS INOXIDÁVEIS FERRÍTICOS.....	42
2.12	EFEITOS METALÚRGICOS DA SOLDA NA CST.....	43
2.12.1	Efeito das Variáveis de Soldagem.....	44
2.13	EFEITOS DAS PROPRIEDADES MAGNÉTICAS NA CST	47
2.14	PROCESSO DE MAGNETIZAÇÃO NOS MATERIAIS FERROMAGNÉTICOS	49
2.14.1	Aspectos Físicos	49
2.14.2	Magnetização e Histereses.....	51
2.14.3	Domínios Magnéticos.....	56
2.14.4	Relação dos Domínios Magnéticos com a Magnetização	58
2.14.5	Correção devido ao Campo Desmagnetizante.....	59
2.14.6	Influência da Temperatura na Magnetização.....	61
Capítulo 3	62
PROCEDIMENTO EXPERIMENTAL	62
3.1	INTRODUÇÃO	62
3.2	FLUXOGRAMA DO TRABALHO.....	63
3.3	PROCEDIMENTO EXPERIMENTAL	63
3.3.1	Soldagem.....	63
a)	Banco de Ensaio de Soldagem	64
b)	Materiais Utilizados	66
c)	Preparação dos Corpos de Prova e Procedimentos Experimentais	67
3.3.2	Procedimento para o Ensaio de Corrosão Sob Tensão.....	70
a)	Banco de Ensaio para Caracterização da Corrosão sob Tensão.....	70
b)	Preparação dos Corpos de Prova para os Ensaios de CST.....	72
c)	Procedimento para o Ensaio de CST.....	73
3.3.3	Procedimento de Ensaios para Caracterização Magnética.....	75
a)	Preparação dos Corpos de Prova para os Ensaios de Caracterização Magnética	77
b)	Procedimento de Execução do Ensaio de Caracterização Magnética	78
3.4	ENSAIOS DE MICRODUREZA	79
3.5	CARACTERIZAÇÃO MICROESTRUTURAL.....	81
3.5.1	Microscopia Óptica	81
3.5.2	Microscopia Eletrônica de Varredura	81
Capítulo 4	83
RESULTADOS E DISCUSSÃO	83
4.1	INTRODUÇÃO	83
4.2	RESULTADOS EXPERIMENTAIS.....	84
4.2.1	Testes Preliminares de Soldagens	84
4.2.2	Testes de Soldagens Definitivos	85
4.2.3	Análise das Características Produtivas	87
4.2.4	Análise das Características Geométricas.....	88
a)	Área Total do Cordão.....	88
b)	Convexidade do Cordão.....	89
c)	Diluição	90
4.2.5	Análise da Microdureza	90
4.2.6	Análise Microestrutural.....	92

a) Previsão dos Efeitos nas Propriedades Metalúrgicas por meio do Diagrama de Schaeffler.....	92
b) Microestruturas do Material Base com os Microconstituintes na Condição de Pré-Soldagem	94
c) Na Condição como Soldado.....	95
4.2.7 Caracterização Magnética dos Corpos de Prova Soldados	98
4.3 ANÁLISE DA CORRELAÇÃO DE PEARSON.....	107
4.4 ENSAIOS DE CST SOB CARGA CONSTANTE	112
4.5 CARACTERIZAÇÃO MAGNÉTICA APÓS A CST.....	122
4.6 CONSIDERAÇÕES FINAIS	129
Capítulo 5	131
CONCLUSÕES E RECOMENDAÇÕES.....	131
5.1 CONCLUSÕES	131
5.2 SUGESTÕES PARA TRABALHOS FUTUROS	133
REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS	134
APÊNDICE A	151
APÊNDICE B	152

Lista de Figuras

Figura 2.1 - Efeito do teor de cromo sobre o campo austenítico do sistema Fe-C. Fonte: (Chiaverini, 2005).	11
Figura 2.2 – Seções uniformes dos diagramas de fases Fe-Cr-Ni para vários teores de cromo Fonte: (Chiaverini, 2005).	12
Figura 2.3 - Diagrama Binário de fases Fe-Cr com indicação de uma liga com 17% Cr (Campbell, 1992).	16
Figura 2.4 - Diagrama de equilíbrio Fe-Cr na região da fase σ	19
Figura 2.5 – Fase sigma no aço AISI-316L, aquecido 550°C. Fonte: (Plaut et al, 2007)	19
Figura 2.7 – Processo de solidificação numa poça de fusão.	22
Figura 2.8 - Diagrama de Schaeffler para soldagem do aço AISI 409 com adição de arame tubular AWSE316LT1-4.	24
Figura 2.9 - Esquema de distribuição das formas de corrosão em aços inoxidáveis em indústrias de processos químicos – CSTF: corrosão sob tensão fraturante. Fonte: (ASM HANDBOOK, 2003).	28
Figura 2.10 - Corrosão sob tensão no aço AISI-446 em solução de NaCl (250x). Fonte: (Steigerwald, 1978).	29
Figura 2.11 - Condições para ocorrência da CST, além do tempo. Fonte: (Pinto, 2006).	30
Figura 2.12 – Comportamento de aços inoxidáveis a CST em solução efervescente de cloreto de magnésio 42%. Fonte: (ASM Handbook ,1989).	34
Figura 2.13 - Desenvolvimento de tensões residuais longitudinais durante a soldagem. Fonte: (Modenesi, 2001 ^b)	35
Figura 2.14 - Distribuição típica de tensões residuais em uma solda de topo. (a) Sistema de coordenadas de tensões, (b) Tensões longitudinais, (c) Tensões transversais (linha	

traced: distribuição de tensões quando a solda faz parte de uma estrutura e está sujeita as tensões de reações). Fonte: (Modenesi, 2001 ^b).	36
Figura 2.15 - Resistência a CST em solução neutra contendo cloretos aproximadamente 8 ppm de oxigênio.Fonte:(Bernhardson,1991).....	38
Figura 2.16 - Efeito do pH na Taxa de Corrosão de um aço Inoxidável duplex, UNS32205. Fonte: (Prawotto et al. ,2009).....	39
Figura 2.17 - Variação da taxa de corrosão da ZTA com a energia de soldagem. Fonte: (Silva et al.,2006).....	46
Figura 2.18 - Momento angular orbital do elétron - Rotação em torno do seu núcleo. Fonte: (Callister, 2007).....	50
Figura 2.19 - Momento angular de spin - Rotação do elétron em torno do seu próprio eixo. Fonte: (Callister, 2007).....	50
Figura 2.20 - Curva de magnetização de um aço 3% Si-Fe: Adaptado de (Chen, 1986).....	52
Figura 2.21 - Curva de histerese típica: Adaptado, Gontijo (2007).	53
Figura 2.22 - Curva de histerese de magnetos duros e moles. Fonte: (Callister, 2007).	55
Figura 2.23 - Direção de magnetização: fácil, média e difícil para os cristais de ferro, níquel e cobalto. Fonte: (Callister, 2007).....	56
Figura 2.24 - Esquema dos domínios de um material ferromagnético ou ferrimagnético. Fonte: (Callister, 2007).....	57
Figura 2.25 - Relação dos domínios magnéticos com o processo de magnetização. Fonte: (Callister, 2007).....	58
Figura 2.26 – Efeito da correção do campo desmagnetizante na curva de histerese. Fonte: (Silva, 2005).	60
Figura 2.27 - Efeito da Temperatura: a) Ciclo de histerese, b) Magnetização de saturação Fonte: (Padilha, 2000).	61
Figura 3.1 - Fluxograma do desenvolvimento do trabalho.....	63
Figura 3.2 – Banco de ensaios de soldagem. (a) Montagem experimental; (b) Sistema de medição de vazão de gás e alimentação de arame. Fonte: LSO/UNIFEI.....	65
Figura 3.3 - Detalhes da montagem da tocha.	65
Figura 3.4 – Sistema de aquisição dos dados OSCIOS 4. Fonte: LSO/UNIFEI.....	66
Figura 3.6 – Representação da área transversal do cordão de solda.....	68
Figura 3.7 – Preparação do chanfro para a soldagem.....	69
Figura 3.8 - Dispositivo para ensaio de corrosão sob tensão.	71

Figura 3.9 - Detalhes do aplicador de força constante: (a) Aplicador de força; (b) Mecanismo de transmissão de força.	71
Figura 3.10 - Representação esquemática do corpo de prova para os ensaios de CST (unidades em mm).....	73
Figura 3.11 - Processo de vedação da cuba para os ensaios de corrosão sob tensão.	74
Figura 3.12 - Preparação da solução de ataque, (a) Solução de $MgCl_2$; (b) Medição do pH da solução.....	75
Figura 3.13 - Magnetômetro de Amostra Vibrante marca Lake Shore, modelo VSM. Fonte: Laboratório de Ensaios Destrutivos, UNIFEI.	76
Figura 3.14 - Preparação dos corpos de prova para caracterização magnética.	77
Figura 3.15 – Detalhe da preparação de corpos de prova para análise das propriedades magnéticas (a) Sequencia de retirada (b) Identificação das amostras.	78
Figura 3.16 - Pesagem das amostras -Balança Bel Engineering. Fonte: Laboratório de Microbiologia – UNIFEI.	78
Figura 3.17 - Posicionamento das amostras para caracterização magnética.	79
Figura 3.18 – Medições de microdureza das amostras.....	80
Figura 3.19 - Microdureza média das amostras.....	80
Figura 4.1 - Tunelamento no cordão de solda. Condição: $I_p=350$ A, $t_p=2$ ms, $I_b=60$ A, $f=100$ Hz, $v_s=19,7$ cm/min, $H=900$ J/mm.	87
Figura 4.2 - Influência da velocidade de soldagem no cordão de solda. Condição: $I_p=350$ A, $t_p=2$ ms, $I_b=60$ A, $f=100$ Hz, $v_s=22$ cm/min, $H=805$ J/mm.	87
Figura 4.3 - Perfis dos cordões de solda dos testes definitivos.	89
Figura 4.4 – Comportamento da microdureza do aço AISI409 soldado com metal de adição AWSE316LT1-4 com variação do aporte térmico.....	91
Figura 4.5 - Diagrama de Schaeffler para soldagem do aço AISI - 409 com adição de arame tubular AWSE316LT1-4.	93
Figura 4.6 - Microestrutura do aço AISI-409 como recebido, ataque eletrolítico.....	94
Figura 4.7 – Precipitados no metal base AISI- 409.....	95
Figura 4.8 – Micro-análise por energia dispersiva da região (B) em destaque.	95
Figura 4.9 - Microestrutura AISI-409, com variação do aporte térmico. Ataque Marble, 30s.	96
Figura 4.10 – Histereses para o aço AISI-409 soldado com $H= 400$ J/mm.	99
Figura 4.11 - Histereses para o aço AISI-409 soldado com $H=605$ J/mm.	99
Figura 4.12 - Histereses para o aço AISI-409 soldado com $H=708$ J/mm.	100

Figura 4.13 – Histereses para o aço AISI-409 soldado com H=805J/mm.	100
Figura 4.14 – Microestrutura do aço AISI-409 soldado com H=805J/mm.	101
Figura 4.16 – Influência da microdureza na susceptibilidade magnética na ZTA	102
Figura 4.17 – Influência da microdureza na permeabilidade magnética relativa na ZTA	102
Figura 4.18 – Campo remanente versus a energia de soldagem na ZTA.	105
Figura 4.19 – Variação do campo coercivo versus energia de soldagem na ZTA.	106
Figura 4.20 - Variação da magnetização de saturação versus energia de soldagem na ZTA.	106
Figura 4.21 – Efeito da energia de soldagem no campo coercivo e microdureza.	109
Figura 4.22 – Efeito da energia de soldagem na magnetização de saturação e na microdureza	110
Figura 4.23 – Efeito da energia de soldagem no campo remanente e microdureza	111
Figura 4.24 – Análise dos resíduos do campo remanente.	111
Figura 4.25 – Análise dos resíduos do campo coercivo.	112
Figura 4.26 – Variação do tempo de ruptura médio em função da energia de soldagem.....	113
Figura 4.27 – Microestrutura da ZF para H=400J/mm, mostrando rede de ferrita δ contínua. Ataque: ácido oxálico 10%.....	114
Figura 4.28 – Microestrutura da ZF para H=708J/mm, mostrando a rede de ferrita δ descontínua. Ataque: ácido oxálico 10%.	114
Figura 4.29 (a) – Corpo de prova após a CST.	115
Figura 4.29 (b) – Região da Fratura na ZTA/ZF	115
Figura 4.30 - Caracterização da fratura dúctil/frágil na ZTA/ZF.	116
Figura 4.31 (a) - Corpo de prova sem CST	116
Figura 4.31 (b) – Região da Fratura	117
Figura 4.31 (c) – Região da Fratura.....	117
Figura 4.32 – Trincas de CST na região da ZTA, H=805J/mm, (a) microtrincas de CST e (b) precipitados ricos em cromo.....	118
Figura 4.33 – Microanálise por energia dispersiva da região clara (austenítica).	118
Figura 4.34 – Microanálise por energia dispersiva da região escura (ferrítica).	119
Figura 4.35 – Trincas secundárias transgranulares e intergranulares de CST na ZTA H= 400J/mm, Ataque: eletrolítico, tempo de ataque 2,5 min.....	120
Figura 4.36 – Trincas de CST na região da ZTA, H=650J/mm.	121
Figura 4.37 – Análise de MEV na região de iniciação das trincas (região austenítica).	121
Figura 4.38 - Curvas de histerese para o aço AISI-409 soldado com H=400J/mm.	122

Figura 4.39 - Curvas de histerese para o aço AISI-409 soldado com H=650J/mm.	122
Figura 4.42 – MEV do Trincamento por CST, teste A6. Aumento 1000x.....	124
Figura 4.43 – Efeito da área trincada sobre o campo coercivo e remanente.	125
Figura 4.44 – Influência da CST no campo remanente.	127
Figura 4.45 – Influência da CST no campo coercivo.....	128
Figura 4.46 – Influência da CST no campo coercivo.....	128
Figura 4.47 – Influência da CST na permeabilidade magnética.....	129
Figura B1 - Isométrico do conjunto.....	152
Figura B2 - Vista frontal.....	152
Figura B3 - Vista lateral	153
Figura B4 - Vista oposta.....	153
Figura B5 - Vista Superior.....	154
Figura B6 - Vista Explodida do Conjunto.....	154
Figura B7 – Esquema elétrico do banco de testes	155

Lista de Tabelas

Tabela 2.1 - Composição química nominal dos aços ferríticos. (Lippold & Kotecki, 2005)...	15
Tabela 2.3 – Limite de solubilidade do carbono e nitrogênio na ferrita em diferentes temperaturas. Fonte (Gordon & Van Bennekom, 1996).	21
Tabela 2.4 - Composição química do aço inoxidável AISI 409 e eletrodo tubular AWS E316LT1-4. Fonte: (Lippold & Kotecki ,2005; ESAB ,2010).....	24
Tabela 2.5 – Meios que causam a corrosão sob tensão nos aços comuns e inoxidáveis. Fonte: (Barbosa, 1995).	37
Tabela 2.6 - Propriedades mecânicas dos aços inoxidáveis ABNT 321, ensaiados em tração com taxa de deformação lenta. T= 288° C, meio: água deionizada. A: $1 \times 10^{-8} \text{ s}^{-1}$ e B: $3 \times 10^{-1} \text{ s}^{-1}$.Fonte (Schvartzman,2004).....	39
Tabela 2.7 - Influência da Concentração de Cloreto, Temperatura e pH na CST em Aços Inoxidáveis do Tipo AISI 304. Fonte: (Gentil 2007).	40
Tabela 2.8 - CST nos aços inoxidáveis. Fonte: (ASM, 1994).....	43
Tabela 3.1 – Composição química em (%) e propriedades mecânicas (MPa) do metal de adição de acordo com o tipo de gás de proteção. Fonte: (ESAB, 2010).	67
Tabela 3.2 – Características produtivas do arame tubular. Fonte: (ESAB, 2010).....	67
Tabela 3.3 – Condições finais para os testes de soldagem pulsada.....	70
Tabela 4.1- Resultados obtidos para os testes preliminares.	85
Tabela 4.2 - Sequencia e resultados dos experimentos de soldagem.	86
Tabela 4.3 – Variação da microdureza média e o desvio padrão para os testes de soldagem..	92
Tabela 4.4 – Propriedades magnéticas obtidas para o aço AISI- 409.	104
Tabela 4.5 - Análise de correlação entre a energia de soldagem, a microdureza média e as propriedades magnéticas na ZTA.....	108

Tabela 4.6 - Resultados dos ensaios de CST realizados nos corpos de prova soldados.....	x	112
Tabela 4.7 – Propriedades Magnéticas para o aço AISI-409 Após a CST		126

Simbologia

Letras Latinas

Símbolos	Nomenclatura	Unidade
A	Fase austenítica	-
b	Largura do pico de tensões de tração	mm
CC ⁺	Corrente contínua, eletrodo positivo	-
F	Fase Ferrítica	-
f	Frequência	Hz
H	Energia de soldagem	J/mm
H _c	Campo coercivo	G
-H _c	Campo coercivo inverso	G
H _d	Campo desmagnetizante	G
H _{ef}	Campo efetivo	G
I _m	Corrente média	A
I _b	Corrente de base	A
I _p	Corrente de pico	A
K	Kaltenhauser ferrite factor	-
L	Comprimento do arame	mm
L.E	Limite de escoamento	N/mm ²
L.R	Limite de resistência	N/mm ²
l _f	Comprimento final do corpo de prova	mm
l _o	Comprimento inicial do corpo de prova	mm
M	Martensita	-
M _b	Metal base	-
M _f	Metal fundido	-
M _r	Campo remanente	emu/g
M _s	Magnetização	emu/g

M_1	Microdureza Vickers	$HV_{0,2}$
m_f	Massa do corpo de prova após a soldagem	g
m_i	Massa inicial do corpo de prova	g
n	Eficiência térmica	-
N	Número de interceptos	-
N_a	Fator desmagnetizante na direção do eixo axial	-
N_c	Fator desmagnetizante no plano da amostra	-
NF	Número de ferrita delta	%
R	Rendimento	%
r	Coefficiente de correlação de Pearson	-
r_a	Razão	-
re	Reforço do cordão	mm
s	Desvio padrão amostral	-
S_t	Área total do cordão	mm^2
S_r	Área de reforço	mm^2
S_p	Área de penetração	mm^2
t	Tempo de soldagem	s
t_b	Tempo de base	ms
t_f	Tempo de ruptura	min
t_p	Tempo de pico	ms
T_c	Temperatura de Curie	$^{\circ}C$
TD	Taxa de deposição	kg/h
TF	Taxa de fusão	kg/h
V	Tensão	Volts
va	Velocidade de alimentação do arame	m/min
vs	Velocidade de soldagem	cm/min
w	Largura do cordão	mm

Letras Gregas

Símbolos	Nomenclatura	Unidade
α	Ferrita	-
α'	Ferrita alfa linha	-
γ	Austenita	-
δ	Ferrita delta	%
Δl	Alongamento	mm
μ_r	Permeabilidade relativa	-
ρ_a	Densidade linear do arame;	g/m
σ	Fase sigma	-
σ_m	Tensão máxima no centro do cordão	kgf/mm ²
σ_x	Tensão normal em x	kgf/mm ²
σ_y	Tensão transversal	kgf/mm ²
χ_m	Susceptibilidade magnética	-
χ_o	Susceptibilidade magnética inicial	-

Abreviaturas

Abreviaturas	Nomenclatura
CCC	Estrutura cúbica de corpo centrado
CFC	Estrutura cúbica de fase centrada
CST	Corrosão sob Tensão.
C25	Mistura 75% Argônio+25% CO ₂ .
CO ₂	Dióxido de Carbono.
Cr ₂₃ C ₆	Carboneto de Cromo
Cr _{eq}	Cromo equivalente
Ni _{eq}	Níquel equivalente
DBCP	Distância bico de contato peça.
MAG	Metal Active Gas
MAV	Magnetômetro de amostra vibrante

MCI	Microscopia de campo iônico
MEV	Microscopia eletrônica de varredura
MET	Microscopia eletrônica de transmissão
MFM	Magnetic force microscopy
MgCl ₂	Cloreto de magnésio
MIG	Metal Inert Gas.
MO	Microscopia óptica
MnS	Sulfeto de manganês
Mt	Interface
Lt	Linha de transição
RMB	Ruído magnético Barkhausen
TaC	Carboneto de Tântalo.
ZF	Zona fundida
NbC	Carboneto de Nióbio.
TIG	Tungstênio Inert Gas
TiC	Carbonetos de Titânio
ZTA	Zona Termicamente Afetada.

Siglas

Siglas	Nomenclatura
ABNT	Associação Brasileira de Normas Técnicas.
AISI	American Iron and Steel Institute
ASME	American Society of Mechanical Engineers.
AWS	American Welding Society.
DOE	Design of Experiments.
FCAW	Flux Cored Arc Welding-Processo com eletrodo tubular.
GMAW	Gas Metal Arc Welding – Processo com proteção gasosa, arame sólido.
UNIFEI	Universidade Federal de Itajubá.

Capítulo 1

INTRODUÇÃO

Nos últimos anos, o desenvolvimento e a fabricação de novos materiais proporcionaram à engenharia de soldagem um grande avanço tecnológico. Com a crescente modernização industrial e suas exigências impostas pelo mercado (Farias et al., 2002). Recentemente as indústrias em geral, têm-se preocupado de forma insistente na obtenção de procedimentos de soldagem que conjuguem versatilidade, produtividade e qualidade associada a um custo adequado em suas operações, de forma a se manterem competitivas em um setor de concorrência acirrada. Este fato tem levado pesquisadores e estudiosos da área a empenharem-se na realização de estudos sobre os fenômenos associados aos procedimentos de soldagem (Barbosa, 1995), gerando desenvolvimentos tecnológicos importantes em setores estratégicos para o país. A respeito desta atuação, Scotti & Ponomarev (2008) afirmam que é senso comum que um país realmente se desenvolve quando a tecnologia usada é dominada pelos próprios profissionais, e que estes profissionais nem sempre se dão conta de que, ao dominarem de fato os processos ou conhecimentos sob sua responsabilidade, não só fazem as empresas mais modernas, mas também progredem tecnicamente como pessoas.

Os aços inoxidáveis são materiais com utilizações crescentes nas indústrias, principalmente por suas características específicas, notadamente aquelas relacionadas à resistência a corrosão e propriedades mecânicas. Porém estes materiais exigem cuidados

especiais na sua trabalhabilidade sob o risco de comprometimento de suas propriedades específicas. Dentre estes riscos, destacamos a soldagem dos aços inoxidáveis, pois reconhecidamente esta é uma das operações que podem levar a um comprometimento destes materiais. Portanto a utilização de procedimentos inadequados de soldagem pode afetar de forma definitiva algumas características do material, resultando em alterações significativas no metal de base, principalmente no comportamento mecânico e no que concerne a sua resistência a corrosão (Barbosa, 1995).

O termo “corrosão” é definido como a deterioração dos materiais pela ação química ou eletroquímica do metal com outros elementos do seu meio, no qual o metal é convertido a um estado não metálico. Porém, quando isto ocorre, o metal perde não só a sua resistência a meios corrosivos como também afeta propriedades essenciais, tais como resistência mecânica, elasticidade e ductilidade (Craig, 2006; Nunes, 2007).

O fenômeno da corrosão está presente em praticamente todos os meios, porém em meios contendo cloretos e sulfetos são particularmente muito agressivos aos aços inoxidáveis. A presença de cloreto e sulfetos torna-se o material mais susceptível a este fenômeno, que pode se apresentar nas mais variadas formas e condições, resultando em danos que vão desde a formação de finas camadas de óxidos sobre a superfície de um material metálico até a destruição completa de equipamentos e máquinas. Em algumas situações, os acidentes originados por problemas de corrosão são tão sérios que podem levar a perda de vidas humanas. Fatos como estes fizeram com que os estudos sobre o fenômeno corrosão fossem intensificados visando a busca de métodos efetivos para a sua prevenção (Barbosa 1995; Barbosa et al., 2008).

Dentre os diversos tipos de aços inoxidáveis, os tipos austeníticos e duplex apresentam excelente resistência à corrosão. Entretanto, ultimamente nota-se um interesse crescente da utilização de aços inoxidáveis ferríticos em substituição aos aços austeníticos, podendo esta mudança se constituir em uma alternativa viável, devido ao seu menor coeficiente de dilatação térmica associado a um menor custo, resultando na redução do fator econômico em operações envolvendo soldagens (Lancaster 1999; Kou 1999). Entretanto, a zona termicamente afetada (ZTA) de juntas soldadas de aços ferríticos pode apresentar uma significativa perda de tenacidade devido ao excessivo crescimento de grão nesta região, além de aumento do nível de dureza localizado, principalmente pela precipitação de carbonetos ou de fases intermetálicas após a permanência em elevadas temperaturas. Assim, percebe-se que

estes problemas na ZTA da solda podem ser minimizados com a utilização de metal de adição austenítico (Modenesi 2001^a).

Neste contexto, a engenharia tem-se destacado no desenvolvimento de técnicas e consumíveis para soldagem de aços inoxidáveis ferríticos com aços inoxidáveis austeníticos, objetivando aliar a elevada resistência à corrosão sob tensão e adequada condutividade térmica dos aços inoxidáveis ferríticos com a boa soldabilidade apresentada pelos aços inoxidáveis austeníticos (Modenesi, 2001^a; Vieira et al., 2006^a). Nesta linha de desenvolvimento, nota-se a realização de estudos relacionados a um melhor entendimento do comportamento das juntas soldadas de aços inoxidáveis ferríticos soldados com metal de adição austeníticos, em meios agressivos submetidos a esforços externos, cujos resultados permitirão o aperfeiçoamento de técnicas e consumíveis aplicados em condições específicas (Vieira et al. 2006^b; Pinto, 2006).

Dentre as formas de corrosão, o fenômeno de corrosão sob tensão (CST) é considerado uma das formas mais críticas com relação a deterioração dos materiais. Este fenômeno ocorre quando um material susceptível (geralmente ligas que sofrem passivação) é sujeito a uma ação conjunta de tensões mecânicas (tensões tratativas aplicadas ou residuais) e um meio corrosivo específico (Fontana, 1986; Jones, 1992; Zhou, 1998; Bauernfeind et al., 2004). Este fenômeno tem sido um dos grandes problemas a que estão sujeitas soldas de aços inoxidáveis austeníticos em meios contendo cloretos quando submetidos às altas temperaturas. Apesar dos avanços no seu conhecimento, a CST continua sendo um dos principais problemas relacionados à corrosão de forma geral (Zhang et al., 1999; Alyousif & Nishimura, 2006). Este tipo de falha grave continuamente ocorre em importantes indústrias, com destaque para as indústrias químicas e petroquímicas (Chen et al., 2005; Gertsman & Bruemmer, 2001; Krishnan & Rao, 1991).

Em geral, a formação de trincas de CST ocorre em valores de tensão abaixo da tensão de escoamento do material e, tipicamente, abaixo da tensão de projeto e limite de fadiga de um componente estrutural (Boven et al., 2007). Devido a isto, a resistência à CST é um dos requisitos mais importantes a serem considerados na realização de soldas de aços inoxidáveis austeníticos. Nota-se que a CST por sua vez, é fortemente influenciada pelos fenômenos metalúrgicos que ocorrem durante a soldagem ou durante o tratamento térmico pós-soldagem dos componentes (Sui et al., 1996).

De um modo geral, as operações de soldagem, particularmente para os processos de fusão, envolvem o aquecimento intenso e localizado da região a ser unida. Estas regiões

aquecidas tendem a se dilatar e expandir, mas esta expansão é dificultada pelas partes adjacentes submetidas a temperaturas menores, o que causa o aparecimento de deformações elásticas e eventualmente tensões residuais na região da solda (Marques et al. 2009). Segundo Marques et al., (2009), os aumentos nas tensões residuais em peças e estruturas soldadas podem gerar diversos problemas, como a formação de trincas, uma maior propensão para a ocorrência de fadiga ou fratura frágil, a perda de estabilidade dimensional com aumento nas distorções, condições estas que agravam o fenômeno da CST.

Alguns estudos têm sido publicados na literatura a respeito da influência do procedimento de soldagem sobre a susceptibilidade ao trincamento intergranular ou transgranular por CST nos aços inoxidáveis. Porém muito destes estudos referem-se aos ajustes dos parâmetros de soldagem sobre os aços inoxidáveis austeníticos perante alguns processos de soldagem (Gooch, 1985; Krishnan & Rao, 1990; Barbosa, 1995 e Franco et al., 1998). Por outro lado, há citações na literatura, de que os aços inoxidáveis ferríticos são também susceptíveis ao processo de CST quando soldados com arames de aços inoxidáveis austeníticos (Pinto, 2006). Entretanto, existem poucos trabalhos publicados na literatura que se aprofundam no assunto do estudo da susceptibilidade dos aços inoxidáveis ferríticos soldados com aços inoxidáveis austeníticos quanto ao fenômeno de trincamento por CST em soluções aquosas contendo cloreto.

Vieira et al. (2006^b) e Pinto (2006) realizaram estudos da susceptibilidade à CST dos aços inoxidáveis ferríticos soldados com metal de enchimento austenítico, empregando-se o processo MIG (Metal Inerte Gas). Tais estudos se concentraram em um meio constituído por soluções aquosas contendo 3,5% (peso) de NaCl e 42% (peso) de MgCl₂ e observaram que para este meio, o material sofreu trincamento por CST a partir da pré-trinca por fadiga, na zona austenítica e prosseguiu para a zona ferrítica.

Considerando o estudo recente sobre o assunto, percebe-se, ao revisar a literatura, que:

- A maioria dos trabalhos publicados na literatura, sobre o assunto em questão, utilizaram preferencialmente o processo de soldagem MIG, com poucos trabalhos sobre o processo com arame tubular (FCAW). Considerando a crescente utilização dos arames tubulares nas aplicações industriais, devido a características específicas interessantes de melhoria da resistência à corrosão associado a uma maior produtividade, apesar do custo superior comparativamente aos arames sólidos, tais arames despertam um interesse grande. Porém, estudos necessitam ser realizados neste sentido.

- Na soldagem dos aços inoxidáveis, a utilização de transferência com pulsação de corrente em uniões de chapas finas apresenta um diferencial no controle do fluxo de calor, além de benefícios metalúrgicos interessantes no que concerne ao refinamento de grão (Barra, 2003; Wang et al. 2006).

A operação de soldagem, além dos efeitos mencionados na estrutura dos materiais, também influencia nas propriedades magnéticas. Em função da combinação calor e deformações, algumas propriedades magnéticas específicas se alteram, cujo conhecimento da influencia pode conduzir a informações interessantes do ponto de vista de presença de tensões residuais, por exemplo. Vashista & Paul (2009), perceberam que as tensões residuais, a dureza e a microestrutura influenciam no domínio magnético dos materiais ferríticos. Estes autores buscaram uma correlação entre o tamanho médio dos grãos e os parâmetros magnéticos por meio das curvas de histereses do material. Dentre as propriedades magnéticas dos materiais, os pesquisadores notaram que a magnetização de saturação e a permeabilidade magnética aumentam com as tensões residuais. Portanto uma avaliação da presença de tensões residuais em soldagens pode estar correlacionada com a avaliação destas propriedades magnéticas. Por sua vez, como a susceptibilidade de um material à CST é fortemente influenciada pelo nível de tensões mecânicas presentes (aplicadas ou residuais), a identificação dos efeitos das propriedades magnéticas em materiais soldados e sua correlação com a ocorrência de CST pode permitir uma avaliação prévia da possibilidade de ocorrência deste defeito.

Este trabalho tem o propósito de fazer um estudo a respeito do anteriormente mencionado. Poderia aqui vislumbrar que o ineditismo deste trabalho está no fato que, pesquisas na literatura recente sobre o assunto, não há menção de trabalhos de pesquisa na área de corrosão que correlacione os efeitos do aporte térmico com as propriedades magnéticas e a CST para um aço inoxidável ferrítico soldado com arame tubular austenítico. Acrescente-se ainda que, em função de algumas limitações dos trabalhos citados (Vieira et al., 2006^b e Pinto, 2006), este trabalho de tese visa ampliar os conhecimentos sobre o comportamento dos aços inoxidáveis ferríticos quanto à CST. Pretende-se assim avaliar a influência dos parâmetros de soldagem como a energia de soldagem imposta à peça, em um modo de imposição de corrente por pulsação, em condições que imponham tensões residuais sobre a susceptibilidade à CST de juntas de aço inoxidável ferríticos soldado com um metal de adição austenítico em meios contendo cloretos. Desta forma, o controle destes parâmetros pode constituir-se num meio eficiente de se eliminar ou minimizar a ocorrência da CST quando da realização de soldas, bem com em reparos de equipamentos. Além disso, pretende-

se ainda investigar as propriedades magnéticas desse material soldado perante a aplicação de um campo magnético constante através do magnetômetro de amostra vibrante identificando e caracterizando cada região, particularmente (metal de base (M_b) + zona termicamente afetada (ZTA)+ zona fundida (ZF) e correlacioná-la com a CST.

1.1 OBJETIVOS

Em face dos tópicos anteriormente mencionados, este trabalho que se concentra na soldagem de aços inoxidáveis ferríticos com arame tubular austeníticos sob proteção gasosa através de transferência pulsada, tem como objetivos principais:

- Projetar, construir e instrumentalizar um dispositivo para realização de ensaios de corrosão sob tensão sob diferentes níveis de temperatura e aplicações de carga;
- Analisar os efeitos da utilização do modo pulsado de corrente sobre a geometria do cordão de solda, a formação microestrutural e variação do perfil de dureza na ZF e ZTA, quando soldados em diferentes níveis de aporte térmico;
- Verificar a susceptibilidade das juntas soldadas em diferentes níveis de energia à corrosão sob tensão em meios contendo cloretos; bem como fazer a caracterização microestrutural do fenômeno do trincamento por meio de técnicas de microscopia óptica e microscopia eletrônica de varredura.
- Analisar os efeitos da soldagem sobre as propriedades magnéticas em diferentes níveis de aporte térmico antes e após a corrosão sob tensão;
- Correlacionar os efeitos do aporte térmico, propriedades magnéticas e corrosão sob tensão em juntas de aço inoxidável ferrítico soldado com arame tubular austenítico em meios contendo cloretos.

Para alcançar estes objetivos principais, os seguintes objetivos secundários são estabelecidos:

- ✓ Adaptar um banco de ensaios para soldagens de aços inoxidáveis que permita uma proteção adequada da junta soldada e controle preciso dos parâmetros de execução de soldas;

- ✓ Realizar testes preliminares no sentido de avaliar, a partir do trabalho de Dias (2009) a influência dos parâmetros de pulso sobre a soldagem de aços inoxidáveis ferríticos com arame tubular de aços inoxidáveis austeníticos, procurando obter uma condição otimizada de soldagem que resulte em uma geometria adequada do cordão de solda.
- ✓ Analisar utilizando ferramentas estatísticas adequadas, baseadas em coeficiente de correlação de Pearson, as possíveis correlações entre os efeitos térmicos da soldagem, efeitos magnéticos e modificações microestruturais nas diferentes regiões do cordão soldado.

1.2 MOTIVAÇÃO E POSSÍVEIS CONTRIBUIÇÕES

A principal motivação para o presente trabalho é justificada pelo desenvolvimento de vários setores industriais, dentre os quais se destaca o setor petroquímico e a necessidade de dispor de técnicas e procedimentos de soldagem que conduzam, em suas operações específicas, a uma baixa susceptibilidade, dos materiais utilizados, à corrosão sob tensão.

Além disso, a combinação material base/consumível e seus efeitos na corrosão sob tensão aplicados a soldagem de aços inoxidáveis ferríticos (magnéticos) com utilização de arame tubular austenítico, desperta um grande interesse pela combinação das propriedades interessantes desses materiais, permitindo reduções de custos e potencialidades de aplicações. Desta forma, a avaliação da influência dos parâmetros de soldagem e o conseqüente aporte térmico nas propriedades magnéticas, na microestrutura e na susceptibilidade à corrosão sob tensão de juntas de aço inoxidável ferríticos soldado com aço austenítico em meios contendo cloretos, pode-se constituir em uma forma eficiente de se eliminar ou minimizar a ocorrência deste fenômeno em diferentes aplicações industriais. Adicionalmente, a análise do fenômeno da CST com as propriedades magnéticas, por meio do uso do magnetômetro de amostra vibrante, pode se constituir em uma ferramenta rápida e eficaz de inspeção não destrutiva da susceptibilidade de juntas soldadas, possibilidades estas mencionadas por Takaya & Kenzo (2005).

1.3 ESTRUTURA DO TRABALHO

O presente trabalho está estruturado em seis capítulos, que abordam os seguintes assuntos:

- Capítulo 1 - Introdução.

O presente capítulo faz uma introdução do assunto abordando a relevância do tema escolhido, bem como os objetivos pretendidos, as contribuições e as limitações do presente trabalho.

- Capítulo 2 – Revisão Bibliográfica.

Discorre-se neste capítulo sobre a revisão da literatura abordando assuntos relacionados ao tema, incluindo conceitos principais relativos ao trabalho bem como os avanços citados na literatura e que possam consubstanciar as discussões a respeito dos resultados obtidos.

- Capítulo 3 – Procedimento Experimental.

Neste capítulo é descrita a montagem experimental do trabalho, citando os diferentes aparatos experimentais, equipamentos utilizados, bem como os métodos de análises para a realização dos ensaios.

- Capítulo 4 – Resultados e Discussões.

Neste capítulo são apresentados os resultados obtidos conforme o planejamento experimental preconizado e suas análises.

- Capítulo 5 – Conclusões e Sugestões para Trabalhos Futuros.

São apresentados, neste capítulo, as conclusões do trabalho realizado e sugestões para futuros trabalhos.

- Capítulo 6 – Referências Bibliográficas.

São listados os trabalhos de pesquisas consultados.

Capítulo 2

REVISÃO BIBLIOGRÁFICA

A finalidade desta revisão bibliográfica é descrever as informações técnicas que permitam um embasamento teórico dos aspectos relevantes da soldagem dos aços inoxidáveis associada ao processo de corrosão sob tensão, aporte térmico e as propriedades magnéticas. Informações específicas do processo de corrosão sob tensão serão apresentadas, com um enfoque especial aos aços inoxidáveis ferríticos soldados com arame tubular austenítico, por serem particularmente susceptíveis às trincas de CST em meios contendo cloretos.

2.1 ASPECTOS GERAIS DOS AÇOS INOXIDÁVEIS

O termo aço inoxidável é empregado para identificar uma família de aços que contêm o elemento cromo em teores iguais ou superiores a 11%, o que lhe confere a característica de elevada resistência à corrosão mecânica (Ettore 1986; Coutinho, 1992; Padilha & Guedes, 1994; Smith, 1999; Lippold & Kotecki; 2005). Este alto teor de cromo confere ainda aos aços inoxidáveis, elevada resistência à oxidação, o que faz com que eles sejam também utilizados em aplicações que requeiram resistência ao calor e à fluência. De acordo com a teoria clássica, nesses aços o mecanismo de proteção contra a corrosão provocada pelo meio

ambiente se dá pela formação de uma fina camada de óxido na superfície do material, consequente do contato com o oxigênio do ar, a qual apresenta características de ser contínua e muito aderente. Assim essas características do filme de óxido protegem toda a superfície do aço inoxidável e, de maneira geral, a resistência contra a corrosão aumenta à medida que mais cromo é adicionado à liga.

Outros elementos, além do cromo, podem ser adicionados ao aço para que a sua resistência à corrosão em meios específicos seja elevada. Elementos químicos como molibdênio, vanádio, tungstênio, silício, nióbio e alumínio, os quais são elementos alfa-gênios, favorecem a formação da fase ferrítica nos aços inoxidáveis. Por outro lado, elementos como o níquel, manganês, carbono, nitrogênio, cobre, cobalto, os quais são elementos gama-gênios, promovem a formação da fase austenítica (Lippold & Kotecki, 2005; Lopes, 2006).

O cromo é o elemento principal sendo este responsável pela resistência à corrosão destes aços e também pela formação da camada protetora na superfície, a qual origina o fenômeno conhecido como passivação. A presença desta camada começa a ser percebida para teores de cromo a partir de 10% e à medida que este teor aumenta, aumenta também a estabilidade da camada. Para determinadas ligas o teor de cromo pode chegar até 29%. O cromo tem uma influência marcante nas propriedades mecânicas sendo estas propriedades melhoradas com a presença de apenas 2% de cromo na liga. No entanto, para teores acima de 29% de cromo na liga, pode haver comprometimento dessas propriedades (Panossian, 1993).

A presença crescente desse elemento diminui a capacidade da liga de ser endurecível por têmpera, pois torna cada vez menor a região de estabilidade da austenita, aumentando, conseqüentemente, a região de estabilidade da ferrita (elemento alfa-gênios), isto pode ser verificado pelo estudo do efeito do cromo na zona austenítica do diagrama Fe-C, mostrado por meio da Figura 2.1.

Segundo Panossian (1993); Lippold & Kotecki (2005), o níquel, por sua vez, tem o efeito contrário ao do cromo (elemento gama-gênios), pois à medida que o seu teor é elevado, a zona de estabilidade da austenita aumenta e, conseqüentemente, eleva o campo de existência desta fase, se estendendo até a temperatura ambiente. Assim, quando ambos os elementos estão presentes, resulta uma situação de compromisso, e as duas formas alotrópicas, austenita e ferrita, podem se desenvolver nas suas temperaturas apropriadas (Chiaverini, 2005).

A Figura 2.2 mostra o efeito simultâneo dos elementos cromo e níquel na transformação alotrópica do ferro.

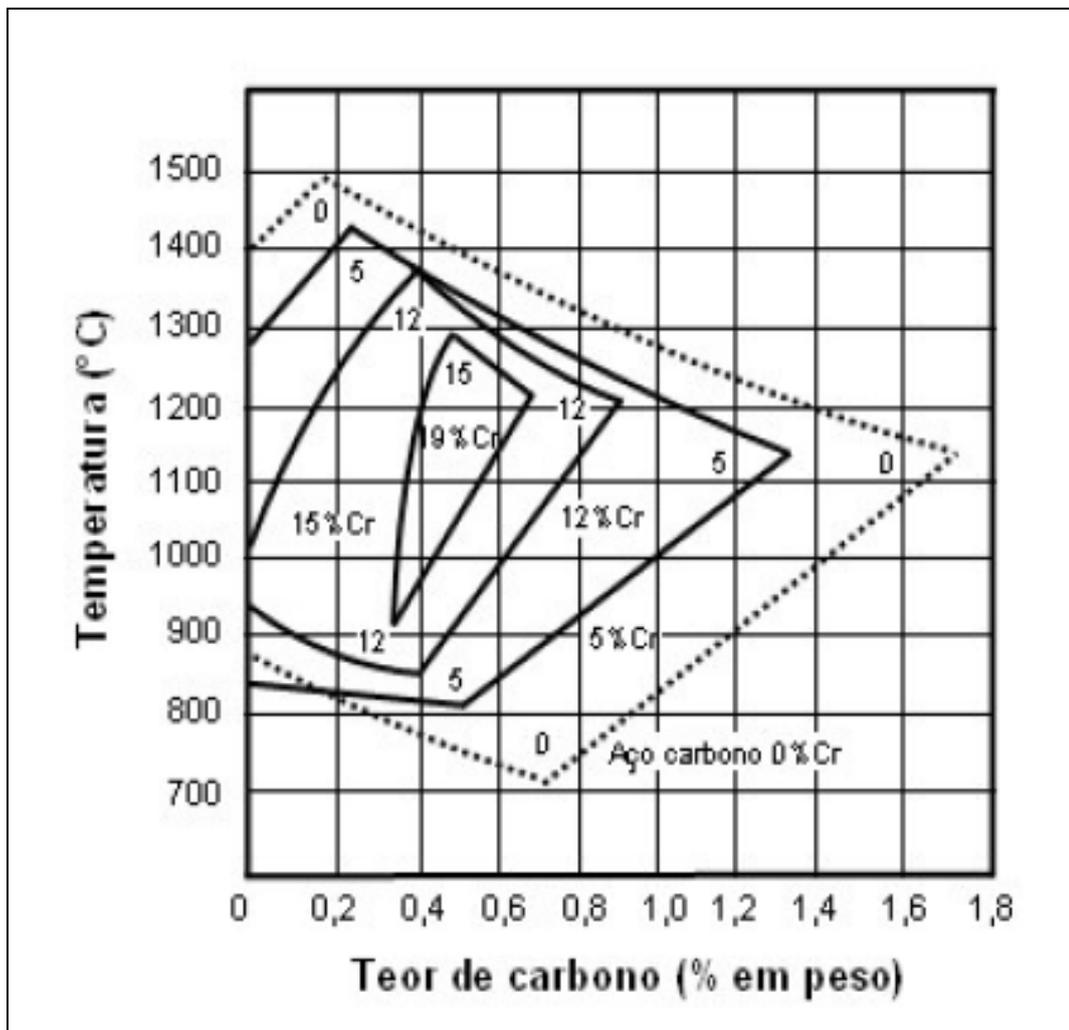


Figura 2.1 - Efeito do teor de cromo sobre o campo austenítico do sistema Fe-C. Fonte: (Chiaverini, 2005).

O manganês quando adicionado em pequenas quantidades, associado à presença de níquel melhora substancialmente, as funções atribuídas ao níquel, ao passo que o molibdênio combinado com o cromo tem grande ação na estabilidade do filme de passivação na presença de cloretos (Panossian, 1993).

A função do carbono está diretamente relacionada com o tipo de aço (martensíticos, austeníticos e ferrítico). Nos aços austeníticos, o carbono favorece a formação da austenita, mas é prejudicial com relação à sensitização, à ocorrência de corrosão intergranular. Além destes elementos ainda podem ser adicionados os elementos estabilizadores como titânio, nióbio e tântalo, os quais possuem grande afinidade pelo carbono. Estes elementos são utilizados para impedir ou dificultar a sensitização, devido à formação de carbonetos de cromo. Portanto, o carbono da liga se combina com esses elementos formando carbonetos de titânio (TiC), de nióbio (NbC) ou de tântalo (TaC).

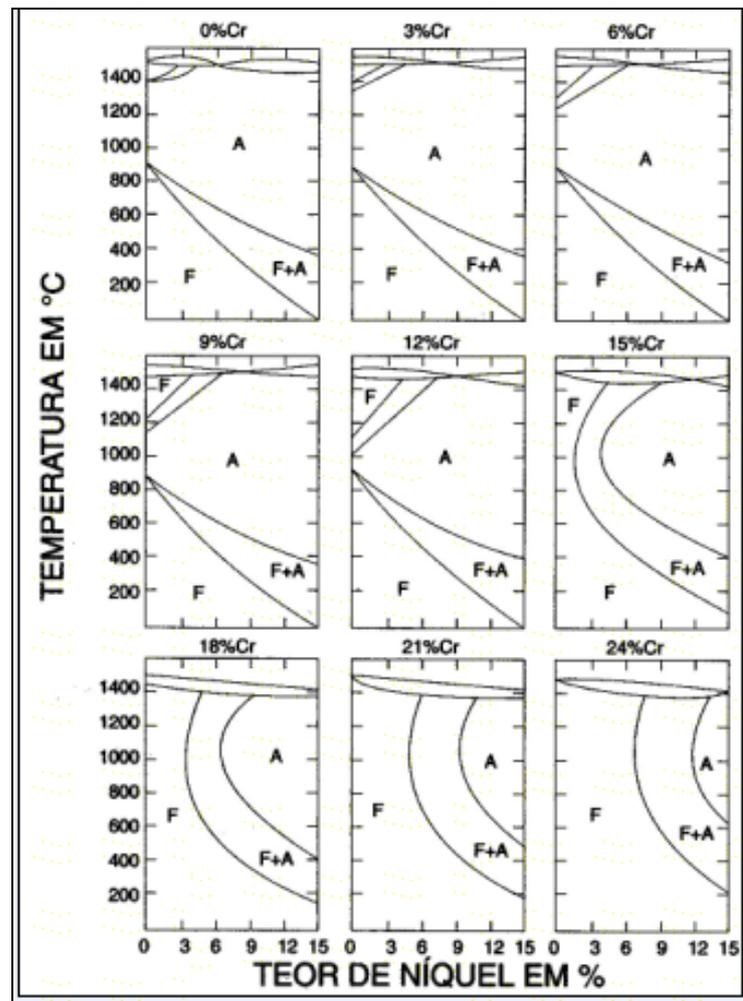


Figura 2.2 – Seções uniformes dos diagramas de fases Fe-Cr-Ni para vários teores de cromo

Fonte: (Chiaverini, 2005).

A classificação mais simples e mais usada dos aços inoxidáveis é baseada na microestrutura, composição química e fatores cristalográficos, os quais estão relacionados com suas propriedades mecânicas e químicas. Estes aços são divididos em cinco famílias com suas características gerais em termos de propriedades mecânicas e resistência a corrosão (Campbell, 1992; Gentil, 2007; Lincoln, 2000; Modenesi, 2001^(a); Lippold & Kotecki, 2005:

- Austeníticos (série 200 e 300 da AISI)
- Ferríticos (série 400 da AISI)
- Ferríticos-austeníticos (Duplex,)
- Martensíticos (série 400 da AISI)
- Endurecidos por precipitação

Os aços inoxidáveis austeníticos são aços ligas ternárias ferro- cromo-níquel, com teores de cromo entre 16 a 26% e de níquel de 7 a 22%, apresentam boas propriedades mecânicas, boa soldabilidade, trabalhabilidade a frio e resistência à corrosão. Estes aços também podem

ser endurecidos por deformação a frio e, neste estado, os tipos mais comuns se tornam magnéticos. As adições de elementos de liga como o molibdênio e a redução do teor de carbono melhoram sua resistência à corrosão, principalmente a corrosão por pite, (Gentil, 2007; ASM Handbook, 2003; Lippold & Kotecki, 2005). O níquel é um forte formador de austenita nestes aços, quando adicionado em pequenas quantidades melhora a tenacidade e a soldabilidade da liga e acelera a formação da camada protetora de óxido de cromo (Gentil 2007; Lippold & Kotecki, 2005).

Os aços inoxidáveis ferríticos são ligas ferro-cromo contendo de 10,5 a 30% de cromo com baixo teor de carbono. São magnéticos e apresentam boa resistência à corrosão em meios menos agressivos, boa ductilidade e razoável soldabilidade (Relatório técnico ArcelorMittal, 2009; Panossian, 1993; Gentil, 2007). Estes aços possuem uma microestrutura constituída de ferrita, solução sólida de carbono em ferro, (com estrutura cristalina cúbica de corpo centrado (CCC). Além do ferro e cromo presentes nessas ligas existem ainda, outros elementos como o níquel, molibdênio, titânio entre outros, que aumentam a resistência à corrosão e a soldabilidade destas ligas. O cromo é o elemento responsável pela estabilidade da ferrita, a qual se eleva com o aumento do teor desse elemento (Panossian, 1993; ASM, 1994; Lippold & Kotecki, 2005).

2.2 OS AÇOS INOXIDÁVEIS FERRÍTICOS

A base dos aços inoxidáveis ferríticos é o sistema Fe-Cr. Estes aços são na teoria, soluções sólidas de ferro-cromo com pouco carbono dissolvido, pois sua maior parte precipita na forma de finos carbonetos de cromo (Demo, 1971; Campbell, 1992; Villafuerte & Kerr, 1992). Estes aços geralmente apresentam baixo teor de níquel e algumas vezes podem conter molibdênio, alumínio, nióbio ou titânio. Como o teor de carbono é baixo (máximo 0,20%), a faixa austenítica fica reduzida a um intervalo de temperatura e composição e, como consequência, esses aços não são endurecíveis pela têmpera. Por outro lado, pode-se endurecer moderadamente, mediante o trabalho a frio.

Esta família de aços possui boa resistência à corrosão em meios contendo cloretos e excelente resistência à corrosão sob tensão, as quais consistem em grandes vantagens em relação a alguns aços inoxidáveis austeníticos. Além disso, devido ao baixo teor de níquel estes aços apresentam baixo custo tornando-os extremamente atrativos para algumas

aplicações industriais, (Folkhard, 1998; Lippold & Kotecki, 2005). Por outro lado, uma desvantagem na aplicação dos aços inoxidáveis ferríticos tem sido a sua perda de resistência à corrosão, bem como ductilidade e tenacidade quando expostos a determinada temperatura, principalmente pela formação de fases que serão ilustradas mais na frente.

Existem essencialmente três gerações de aços inoxidáveis ferríticos cujas composições químicas são mostradas na Tabela 2.1, (Lippold & Kotecki, 2005).

A primeira geração foi produzida no início da década de 20, na qual o teor de carbono não é muito baixo. A liga protótipo é a do tipo AISI 430, tipicamente com 0,12% de C e 17% Cr. A segunda geração tem baixo teor de carbono e nitrogênio, sendo esta marcada pela presença de estabilizadores na liga com a adição de Ti, Nb ou combinação deles.

A liga protótipo desta segunda geração é do tipo 409, tipicamente com 0,04% a 11% Cr- 0,5Ti. O titânio combina tanto com o carbono e com o nitrogênio, deixando todo o cromo livre.

A terceira geração de aços inoxidáveis ferríticos surgiu em torno de 1970, com o advento de técnicas mais eficientes de refino, permitindo menores teores de C, N e adição de estabilizantes. Esta geração tem alto teor de cromo e baixos níveis de elementos intersticiais (carbono + nitrogênio) e impurezas (Lippold & Kotecki, 2005).

Os teores de carbono e nitrogênio variam de 0,010% a 0,035%, podendo apresentar elementos estabilizadores como titânio e/ou nióbio que são algumas vezes adicionados para aprisionar algum elemento intersticial livre. A liga protótipo é do tipo AISI-444 (18Cr-2Mo), e a mesma contém o maior teor de molibdênio dentre os ferríticos da série 400 além de ser também estabilizada.

Dentre os aços da segunda geração destaca-se o aço inoxidável ferrítico AISI-409 que é objeto de estudo desta tese, este aço é muito utilizado em tubos de radiadores, caldeiras, recipientes para a indústria petroquímica, nas indústrias automobilísticas em sistemas de exaustão de gases e motores de explosão, e estampagem em geral, além de caixas de capacitores, peças de fornos, dentre outras. Estas ligas têm sido utilizadas em substituição do ferro fundido e aço galvanizado no coletor do sistema de exaustão das indústrias automobilísticas, isto reflete em um aumento na eficiência dos motores dos automóveis por meio da redução do peso (Fujita et al. 1996; ArcelorMittal, 2006).

Recentes estudos mostram a eficiência desses aços na fabricação de pás de ventiladores devido ao seu bom desempenho a temperaturas da ordem de 400°C. Além disso, estes aços possuem ótima resistência à corrosão e oxidação, boa soldabilidade e boa estampabilidade devido a seus elementos de liga (Feroni et al. 2006).

Tabela 2.1 - Composição química nominal dos aços ferríticos. (Lippold & Kotecki, 2005).

Liga	Composição (% em peso máximo)						
	C	Nb	Cr	Mo	N	Ni	Outros
Aços de primeira geração							
AISI- 429	0,12		14-16	-			-
AISI - 430	0,12		16-18	-			-
AISI - 434	0,12		16-18	0,75-1,25			-
AISI - 436	0,12		16-18	0,75-1,25			Nb+Ta=5x% Cmin
AISI - 442	0,20		18-23	-			
AISI- 446	0,20		23-27	-			
Aços de segunda geração							
AISI- 405	0,08		11,5-14,5	-			0,10-0,30Al
AISI-409	0,08		10,5-11,5			-	0,10-0,30 Al
AISI- 441	0,02		18,0			0,3	0,7Nb;0,3Ti
AISI-439	0,07		17,0-19,0			0,5	Ti=0,20+4(C+N)- 1,0 máx
AISI-406	0,06		12,0-14,0			0,5	2,75-4,25Al; 0,6Ti
Aços de terceira geração							
AISI-444	0,025	-	17,5-19,5	1,75-2,00	0,035	1,00	Ti+Nb=[0,20+ 4(C+N)]-0,80
XM-27	0,010	0,05- 0,20	25-27,5	0,75-1,50	0,015	0,50	-
25-4-4	0,025	-	24,5-26,0	3,5-4,5	0,035	3,5-4,5	Ti+Nb=[0,20+ 4(C+N)]-0,80
29-4	0,010	-	28,0-30,0	3,5-4,2	0,020	0,15	-
29-4-2	0,010	-	28,0-30,0	3,5-4,2	0,020	2,0-2,5	-

Os aços inoxidáveis ferríticos podem ser representados pelo diagrama Fe-Cr mostrados na Figura 2.3. Este diagrama nos permite uma melhor compreensão da constituição

desses aços inoxidáveis e suas reações metalúrgicas que ocorrem em função do resfriamento e composição química.

No diagrama binário de fases a partir do ferro puro, verifica-se que em torno de 910°C há uma região de transformação da fase alfa para a fase gama, e que a adição de teores de cromo, até aproximadamente 8% em peso, gera um deslocamento desta região de transformação, para próximo a 850°C. A partir deste ponto, adições de cromo provocam uma rápida ascensão dos limites do campo da fase gama, atingindo um máximo em torno de 12-13%Cr em peso, ao redor de 1000°C.

A linha pontilhada referente à temperatura *Curie*, na Figura 2.3, representa uma região de transformação magnética, ou seja, a região acima desta linha, a liga é paramagnética (não magnética) e abaixo é ferromagnético (apresenta propriedades magnéticas). Assim, a austenita que apresenta estrutura cúbica de face centrada (CFC) não é magnética à temperatura ambiente, enquanto a ferrita alfa de estrutura cúbica de corpo centrado (CCC) é magnética.

Na Figura 2.3, observa-se, que todas as ligas com teores maiores que 13%Cr em peso, se solidificam na forma de ferrita (α) e assim permanecem à temperatura ambiente. Na verdade isto é válido para resfriamentos rápidos e/ou baixos teores de cromo. Muito embora esses aços não sofram transformação microestrutural há um crescimento exagerado dos grãos. Caso contrário, em função do teor de cromo elevado, o material pode apresentar em temperaturas abaixo de aproximadamente 800° C a precipitação da fase sigma (σ) e/ou ferrita alfa linha (α').

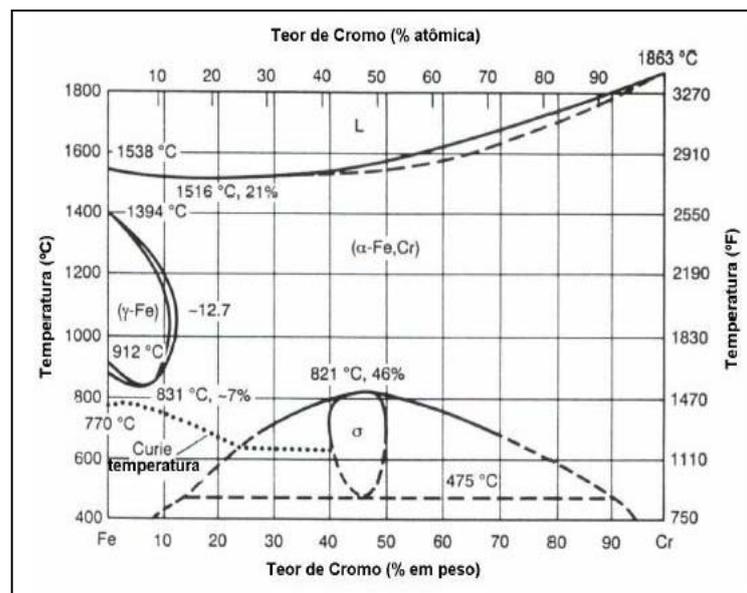


Figura 2.3 - Diagrama Binário de fases Fe-Cr com indicação de uma liga com 17% Cr (Campbell, 1992).

2.3 PROBLEMAS NA SOLDABILIDADE DOS AÇOS INOXIDÁVEIS FERRÍTICOS

Os aços inoxidáveis ferríticos apresentam em geral, uma baixa soldabilidade, particularmente quando comparados com os aços inoxidáveis austeníticos. A sua solda é caracterizada pela baixa ductilidade e tenacidade, além da sensibilidade a corrosão intergranular. Assim considerando as características dos aços inoxidáveis ferríticos vários problemas relativos à soldabilidade surgem em maior ou menor escala dependendo de seu tipo. A seguir os principais problemas serão descritos de forma resumida.

2.3.1 Fenômeno de Fragilidade a 475°C

Os aços inoxidáveis ferríticos estão sujeitos a adquirirem fragilização quando aquecidos em torno de 350°C a 550°C ou resfriados lentamente nesta temperatura. Esta fragilização tem a desvantagem de afetar as propriedades mecânicas do aço, reduzindo a ductilidade e, principalmente a tenacidade e a sua resistência à corrosão devido à formação da fase rica em cromo α' (Giraldo, 2006; De Souza et al., 2005; Chiaverini, 2005; Vanzwieten & Bulloch, 1993).

Segundo Modenesi, (2001^a) e Lippold & Kotecki (2005), esta fragilização acontece devido a uma mudança no reticulado cristalino e rearranjo atômico, que precede a preparação da fase sigma. Acredita-se que a adição de molibdênio, carbono, nitrogênio, hidrogênio, oxigênio nióbio e titânio tendem a acelerar o início da fragilidade à 475° C. Assim, a fragilização a 475°C pode ser eliminada pelo reaquecimento do aço a temperaturas superiores a 600° C por um curto período de tempo, seguido de resfriamento rápido. Nas ligas com teores menores de cromo a fragilidade não é tão pronunciada devido a menor quantidade de α' (Souza, 1989; Lippold & Kotecki, 2005; Chiaverini, 2005).

A fragilização das ligas de Fe-Cr pode ser intensificada pela presença de alguns elementos conforme a Tabela 2.2. Esses elementos atuam no endurecimento dos aços ferríticos por solução sólida. Além disso, percebe-se que os aços que possuem elevados teores desses elementos favorecem a formação da fase α' . Por outro lado a presença de níquel, ao contrário pode reduzir esta fragilização (Souza,1989).

Tabela 2.2 - Efeito da adição de elementos de liga na fragilidade a 475°C

Fonte: (Lippold & Kotecki, 2005).

Elementos	Efeitos na Fragilização
Alumínio	Intensifica
Carbono	Intensifica
Cromo	Intensifica
Cobalto	Intensifica
Molibdênio	Intensifica
Níquel	Variável
Nióbio	Intensifica
Nitrogênio	Pequeno efeito/intensifica
Fósforo	Intensifica
Silício	Intensifica
Titânio	Intensifica

2.3.2 Fase Sigma

A fase sigma (σ) surge principalmente nos aços inoxidáveis ferríticos com altos teores de cromo entre 42% e 48%, em peso sendo uma fase de estrutura tetragonal que se forma lentamente abaixo de 800°C até cerca de 600°C. Abaixo desta temperatura, a fase (σ) se decompõe em ($\alpha + \sigma$ e $\alpha' + \sigma$) também muito lentamente conforme diagrama de equilíbrio mostrado na Figura 2.4.

Esta fase é composta de FeCr, porém o seu aparecimento é acelerado pela adição de de altos teores de Cr e Mo nas ligas, aumentando assim a formação desta fase em poucos minutos de exposição. Além disso, a formação da fase sigma pode ser favorecida pela deformação a frio e como consequência provoca o aumento da dureza, diminuindo a ductilidade, a tenacidade e a resistência à corrosão levando a fragilização da liga (Mariano, 1997).

Por outro lado, a ocorrência desta fase se dá mais rapidamente quanto mais o aço se aproxima da temperatura do limite superior de estabilidade (cerca de 550°C). Este inconveniente pode ser atenuado com o aquecimento a uma temperatura mais elevada, em torno de 900°C, seguida de um resfriamento rápido. Nesta temperatura ocorre a dissolução da

fase σ na austenita ou converção em ferrita, desaparecendo a fragilidade que ela confere aos aços (Lippold & Kotecki, 2005; Souza, 1989).

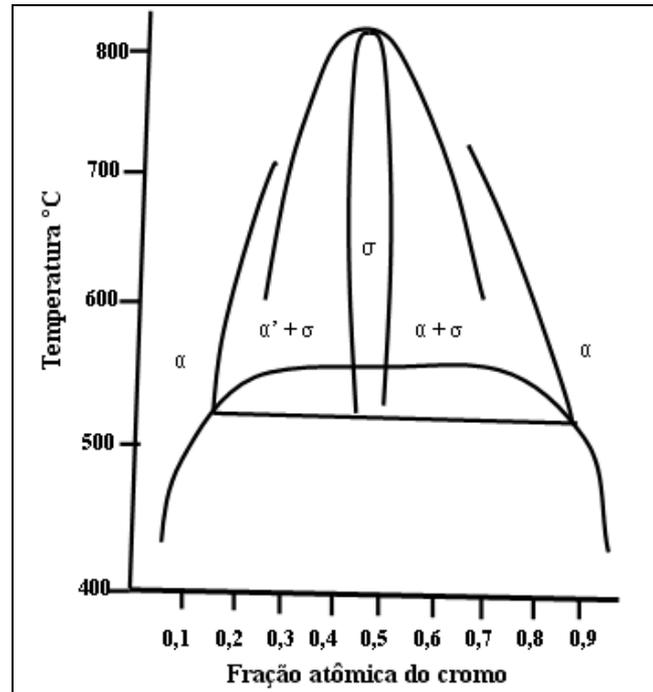


Figura 2.4 - Diagrama de equilíbrio Fe-Cr na região da fase σ

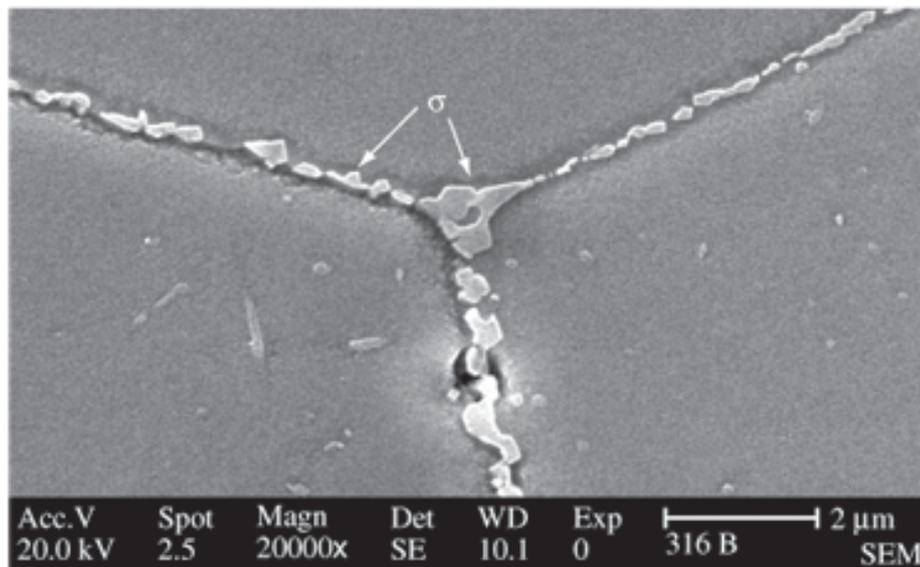


Figura 2.5 – Fase sigma no aço AISI-316L, aquecido 550°C. Fonte: (Plaut et al, 2007)

2.3.3 Precipitação de Carbonetos

Segundo Modenesi (2001^a), os aços inoxidáveis ferríticos podem sofrer problemas de corrosão intergranular da mesma forma que os aços inoxidáveis austeníticos, sendo o mecanismo do problema similar para estes dois aços, ou seja, a precipitação de carbonetos de cromo (Cr_{23}C_6) nos contornos de grãos da matriz. Esta precipitação ocorre quando o material é exposto a temperaturas entre 500 - 900°C por um período de tempo suficientemente longo, causando o empobrecimento de cromo nas regiões imediatamente adjacentes a estes contornos e o metal se diz, então, sensibilizado. Como resultado, os contornos de grãos tornam-se mais sensíveis à corrosão que o restante do material. Assim, quando este material é exposto a um meio agressivo, a corrosão se processará rapidamente ao longo dos contornos dos grãos causando o desprendimento dos grãos. A Figura 2.6 (a), (b) e (c) apresenta esquematicamente a evolução da corrosão intergranular pelo mecanismo de dissolução de precipitados.

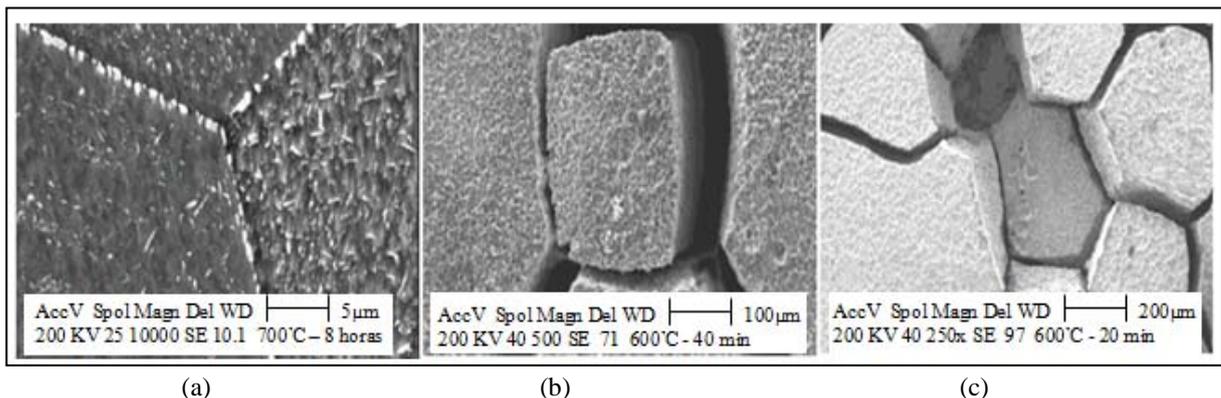


Figura 2.6 – Precipitação de carbonetos de cromo. Fonte: (Giraldo, 2006).

A dissolução de fases secundárias pode causar a fragilização das regiões intergranulares. Devido à perda de massa, estes locais tornam-se pontos de concentração de tensões mecânicas, contribuindo para o colapso da junta soldada (Valosio et al., 2009).

Honeycombe (1982), em seus estudos sobre corrosão intergranular, observou que é importante considerar a quantidade de elementos intersticiais mínimas que um aço inoxidável ferrítico pode tolerar para ser imune a este fenômeno.

Na Tabela 2.3 observa-se que para a temperatura de 200°C a ferrita admite uma quantidade de C mais N, com teor aproximadamente inferior a 0,00015%, sendo este valor muito inferior aos produzidos em ligas comerciais.

Assim é de esperar que ocorra a precipitação de carbonetos e nitretos em tais ligas Giraldo (2006). Vários trabalhos encontrados na literatura reportam que os aços inoxidáveis ferríticos, com baixos teores de elementos intersticiais são susceptíveis à severa corrosão intergranular (Bond, 1969; Arai et al., 1987, Gordon & Van Bebbekom ,1996;Giraldo,2006).

Tabela 2.3 – Limite de solubilidade do carbono e nitrogênio na ferrita em diferentes temperaturas. Fonte (Gordon & Van Bennekom, 1996).

Elemento Intersticial	Temperatura (°C)	Solubilidade	
		% Peso	% Atômica
Carbono	723	0,02	0,095
	20	<0,00005	<0,00012
Nitrogênio	590	0,10	0,40
	20	<0,0001	<0,0004

Segundo Gordon & Van Bennekom (1996), a redução dos elementos intersticiais em níveis inferiores, aos seus limites de solubilidade resultará em uma prática economicamente inviável. Assim a sensitização pode ser reduzida, adicionando elementos estabilizadores, tais como titânio, nióbio, zircônio. Esses elementos formam carbonetos e ou nitretos mais estáveis em elevadas temperaturas, reduzindo apreciavelmente a sensitização (Ogwu & Davies, 1997; Tomari et al., 1982).

2.3.4 Trincas Térmicas

Este defeito também conhecido como trinca a quente ocorre durante a fase de solidificação do material, principalmente nos aços inoxidáveis austeníticos, porém pode também ocorrer nos aços inoxidáveis ferríticos. A formação desse defeito ocorre quando a poça de fusão começa a se solidificar na forma de cristais. Estes cristais crescem em direção ao centro da poça formando cristais do tipo grãos colunares que são conhecidos como dendritas. Enquanto a solidificação está em processamento, a coluna de cristais, constantemente, empurra os contaminantes para a sua frente. O nível de contaminação, finalmente,

começa a crescer tanto que um fino filme de contaminantes reveste as seções finais solidificadas. Isto ocorre próximo a solda que está mais fraca e, portanto as trincas podem, facilmente, ser formada nesse lugar Modenesi (2001^a). A Figura 2.7 ilustra o processo de formação das trincas a quente num cordão de solda.

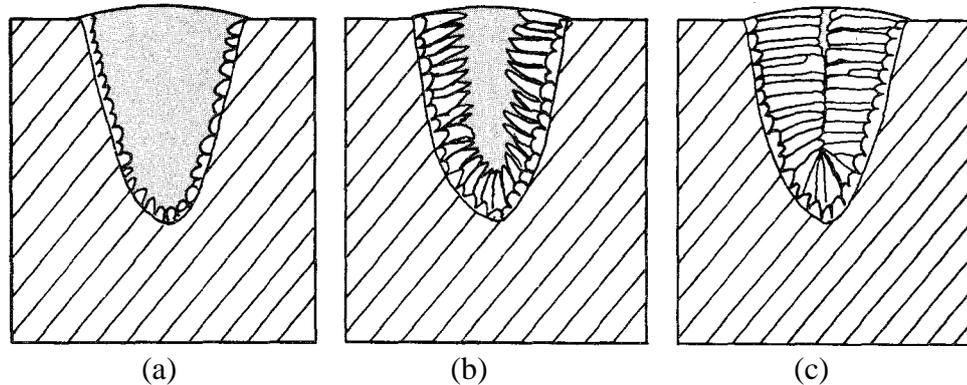


Figura 2.7 – Processo de solidificação numa poça de fusão.

Existem alguns elementos como o fósforo e o enxofre que podem contribuir para a formação das trincas a quente. Kah & Dickinson (1981), ao estudarem a soldabilidade dos aços inoxidáveis ferríticos AISI-430, verificaram que existe uma ordem de influência na sensibilidade à fissuração para os diferentes elementos químicos, conforme a sequencia ordenada S>C>N>Nb>Ti>P>Mn, assim percebe-se que o enxofre é o elemento de maior efeito prejudicial para a resistência à fissuração em um aço AISI-430.

Na soldagem do aço inoxidável, a quantidade de ferrita delta afeta as possibilidades da ocorrência de trincas a quente. Ou seja, quanto mais ferrita existir, menor será a possibilidade de ocorrer trincas. Isto se dá principalmente pelo fato que a ferrita poder dissolver o enxofre evitando sua ação durante a fase de solidificação. O tamanho da granulação é outro fator que afeta a ocorrência deste tipo de trinca, portanto, quanto maior for o tamanho dos grãos, mais susceptíveis se tornam o material. Para evitar o crescimento da granulação é sempre importante controlar o nível de energia imposto ao material de base. Níveis elevados de manganês, também, diminuem as chances de ocorrência do micro-fissuramento (Devasenapathi & Asawa, 1997).

Além disso, a forma geométrica do cordão também tem uma influência neste aspecto já que um cordão estreito e profundo é mais susceptível às trincas do que um cordão largo e superficial.

2.4 SOLDAGEM DOS AÇOS INOXIDÁVEIS FERRÍTICOS

Os aços inoxidáveis ferríticos apresentam baixa soldabilidade quando comparados com os aços inoxidáveis austeníticos. Modenesi (2001^a) afirma que os aços inoxidáveis ferríticos apresentam coeficiente de expansão térmica similar aos aços baixos carbono, tendo, portanto menor tendência à distorção. Contudo, apresentam sérios problemas de perda de ductilidade e tenacidade e de resistência à corrosão da região da solda devido à formação de uma estrutura de granulação grosseira e de martensita e à precipitação de carbonetos e nitretos.

Na ZTA e ao redor da solda, os grãos submetidos ao calor, delimitados grosseiramente, são os causadores da fragilização. Carbonetos são precipitados no contorno dos grãos do aço ferrítico, os quais também fragilizam a própria solda, deixando esta região mais susceptível à corrosão. A fragilização pode conduzir a fraturas frágeis quando as juntas resfriam entre $(150 \pm 50)^\circ\text{C}$.

Ainda existe um risco de trincas por contração transversal, o que ocorre na soldagem quando esta se resfria e a tensão aumenta. A fim de se reduzir tais chances de ocorrência, a solda deve então ser feita a uma temperatura de interpasse máxima de 200°C a 300°C . Se a região de solda apresentar uma rede de martensita nos contornos de grão, algumas formas de pós-aquecimento podem ser realizadas entre 750°C a 850°C , pode ser utilizado, assim há um revenimento na martensita, reduzindo o seu efeito negativo nas propriedades mecânicas. Desta maneira, este tratamento térmico também pode unir os precipitados, reduzindo assim à fragilização a alta temperatura.

Nos aços ferríticos que contém mais de 20% de cromo, a fase sigma pode se formar às temperaturas entre 550°C a 800°C , o que também conduz a fragilização. Como resultados disto, esses aços não devem depender de pós-aquecimento, conforme descrito acima. Outro aspecto crítico na soldagem dos aços ferríticos se refere à ocorrência do crescimento irreversível dos grãos.

Desta forma limitações em termos de energia de soldagem devem ser sempre uma restrição a ser seguida (Modenesi, 2001^a). Para se contornar este problema há necessidade de planejar cuidadosamente o procedimento de soldagem. Caso esteja-se trabalhando com processos com alimentação contínua de arame, como é o caso do processo com eletrodo tubular, a utilização correta dos modos de transferências metálicas é de fundamental importância.

Assim, esses aços são menos apropriados para soldagem do que os aços austeníticos, sendo estes problemas um limitante para a maioria dos aços ferríticos na utilização da soldagem para aplicações de pequena responsabilidade. Porém para minimizar estes problemas recomenda-se a utilização de metal de adição austenítico para restringir esses problemas na ZTA da solda (Modenesi, 2001^a).

No caso específico da soldagem do aço inoxidável ferrítico AISI 409 (foco deste trabalho), considerando a composição química do material de base e consumível na Tabela 2.4.

Tabela 2.4 - Composição química do aço inoxidável AISI 409 e eletrodo tubular AWS E316LT1-4. Fonte: (Lippold & Kotecki ,2005; ESAB ,2010).

Materiais	C	Si	Mn	Cr	Ni	P	Ti	N	Mo	Cr _{eq}	Ni _{eq}
	%	%	%	%	%	%	%	%	%	%	%
AISI 409	0,01	0,39	0,16	11,35	0,13	0,03	0,173	0,030	0,01	11,95	0,51
AWS E316LT1-4	0,03	1,00	1,58	18,50	12,4	-	-	-	2,46	22,46	14,09

Obs.:

$$\text{Creq} = \% \text{Cr} + \% \text{Mo} + 1,5x \% \text{Si} + 0,5x \% \text{Nb} \quad (2.1)$$

$$\text{Nieq} = \% \text{Ni} + 30x \% \text{C} + 0,5x \% \text{Mn} \quad (2.2)$$

Assim, ao se analisar o diagrama de Schaeffler (Figura 2.8), percebe-se que dentre os problemas anteriormente citados existem ainda aqueles associados ao endurecimento provocado pela formação da martensítica.

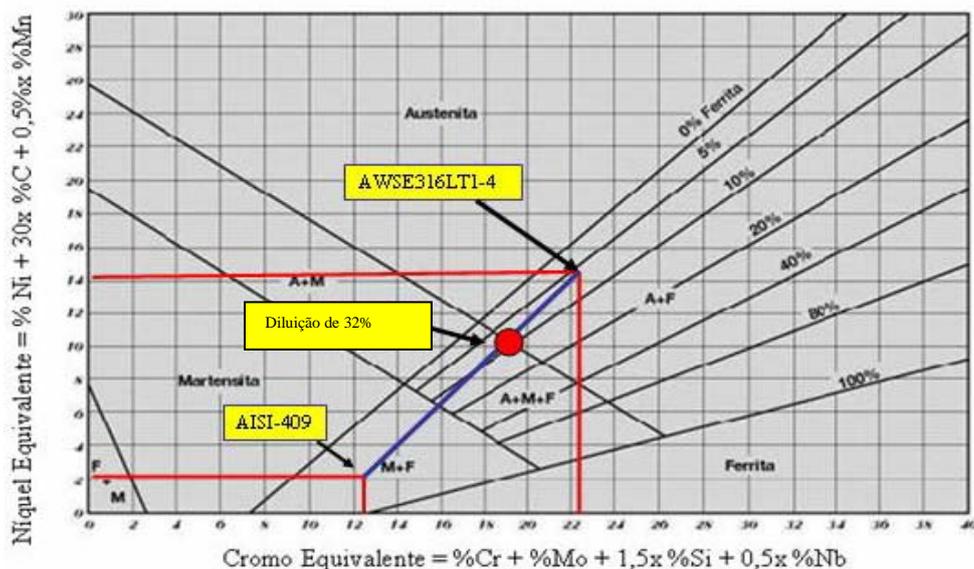


Figura 2.8 - Diagrama de Schaeffler para soldagem do aço AISI 409 com adição de arame tubular AWSE316LT1-4.

Portanto tal combinação pode conduzir a formação de trincas comprometendo a soldabilidade destes materiais. Vale ressaltar que problemas associados à sensitização também podem ocorrer, pois na previsão do diagrama de Schaeffler, observa-se uma região mista (A+M+F), considerando 32% de diluição. Para contornar tais problemas é necessário especificar condições de soldagens adequadas.

Neste sentido Lippold e Kotecki (2005) citam que a previsão da microestrutura pelo diagrama de Schaeffler para o tipo especificado de aço pode ser imprecisa. Os pesquisadores afirmam que o índice K – factor (Kaltenhauser ferrite factor), o qual é definido pela equação (3.3), pode conduzir a uma previsão mais adequada.

$$K - \text{fator} = Cr + 6Si + 8Ti + 4 Mo + 2Al - 40(C+N) - 2Mn - 4 Ni \quad (2.3)$$

No caso do aço AISI 409 estudado, o valor previsto para o K – fator é de 12,7%. Nesse sentido Lippold & Kottecki (2005) afirmam que para evitar a ocorrência de martensita na ZTA, o fator K deve ser superior a 13,5%. Desta forma, o presente aço é susceptível a formação martensítica, conforme previsto pelo diagrama de Schaeffler.

A presença de martensita nos aços inoxidáveis ferríticos com baixo carbono tem sido relatada devido à perda de resistência provocada pela corrosão. Segundo pesquisas o ataque corrosivo nestes aços principalmente AISI-409, geralmente acontece na ZTA e dependem do meio no qual o material está exposto. Há evidência que a interfase martensita-ferrita é a preferencial para que ocorra a corrosão intergranular e a corrosão sob tensão (Lippold & Kotecki, 2005).

Lippold & Kotecki (2005) ainda dizem que a formação martensítica nos aços ferríticos pode ter duplo efeito: benéfico e maléfico. Assim a formação martensítica em quantidades significativas pode gerar a formação de trincas provocadas pelo hidrogênio, efeito similar ao observado nos aços carbono com teores de carbono superior a 0,45%. Entretanto poucos dados ainda estão disponíveis na literatura para confirmar esta tese relativa aos aços inoxidáveis ferríticos. A martensita é ainda citada como fonte de fragilização, o que pode conduzir a formação de fraturas no material base. Por outro lado, Lippold & Kotecki (2005) citam que a combinação microestrutural formada por martensita e ferrita melhora a tenacidade, comparativamente a formação totalmente ferrítica.

Baseado no diagrama de Schaeffler, Séferian propôs a fórmula abaixo para a previsão da quantidade de ferrita δ na zona fundida de uma solda cuja composição caísse na região de coexistência da ferrita e austenita.

$$\% \delta = 3x(Cr_{eq} - 0,93Ni_{eq} - 6,7) \quad (2.4)$$

A ferrita delta é um constituinte formado durante a solidificação da zona fundida do aço inoxidável. Para se obter a ferrita delta, o material pode se solidificar inicialmente como austenita e, posteriormente como ferrita, inicialmente como ferrita e depois como austenita ou, ainda, inteiramente como ferrita, à medida que a relação entre os teores de Cr e Ni aumenta.

Uma solidificação com austenita primária ocorre para uma relação Cr/Ni menor que 1,5 e a solidificação com ferrita primária ocorrem para maiores relações Cr/Ni. Para valores desta relação superiores a cerca de 1,95 o material solidifica-se totalmente como ferrita.

Além da relação Cr/Ni, a presença da ferrita delta, dependerá das condições de soldagem que controlam a velocidade de resfriamento. Ou seja, quanto menor for a energia de soldagem maior será a velocidade de resfriamento assim terá menor diluição e uma menor quantidade de ferrita delta (Modenesi, 2001^a; Brooks & Thompson, 1991).

Neste caso o teor de ferrita delta na solda é equivalente a 12,4%. Para a maioria das aplicações, a ferrita delta presente em teor não muito elevado é um constituinte benéfico para a zona fundida (ZF), pois reduz a tendência à fissuração a quente na solidificação. Sendo que a faixa ótima de ferrita delta varia de $5 < \delta < 12\%$. Entretanto a ferrita delta permite a dissolução de substâncias como enxofre e o fósforo que por um lado promoveriam segregação nos contornos de grãos do metal de solda e criariam pontos de partida para fissuras, conjuntamente com o crescimento das tensões inerentes da soldagem.

O efeito negativo da ferrita no metal de solda é o de que ela é seletivamente atacada por vários meios corrosivos (Lundqvist, 1977).

Assim, a quantidade de ferrita delta deve ser controlada em aplicações em que a junta soldada necessita de uma ótima resistência a corrosão, uma alta tenacidade da solda a baixas temperaturas e quando a peça não puder apresentar qualquer magnetismo residual (Modenesi, 2001^a).

2.5 FUNDAMENTOS DA CORROSÃO

Define-se corrosão como a deteriorização de um material, geralmente metálico, por ação química ou eletroquímica do meio ambiente aliada ou não a esforços mecânicos (Nunes, 2007; Wolyneq, 2003; Gentil, 2007; Chawla & Gupta, 1995; Jones, 1992).

Geralmente os processos corrosivos são de natureza eletroquímica e apresentam mecanismos idênticos uns aos outros, porque sempre constituirão áreas anódicas e catódicas, entre as quais circulará uma corrente de elétron e uma corrente de íons. Entretanto, a perda de massa e modo de ataque sobre o material dar-se-a por formas e ambientes diferentes (Nunes, 2007).

As formas de corrosão podem ser divididas em dois tipos: corrosão uniforme e corrosão localizada. A corrosão uniforme consiste no ataque de toda a superfície metálica em contato com o meio corrosivo levando a diminuição da espessura. Este tipo de corrosão ocorre em geral devido à micro pilhas de ação local, sendo o tipo de corrosão mais comum que ocorre principalmente nos processos corrosivos de estruturas expostas a atmosfera (Gentil 2007).

A corrosão uniforme é uma forma de desgaste de mais fácil acompanhamento, em especial quando se trata de corrosão interna em equipamentos ou instalações, tendo em vista que a perda de espessura é aproximadamente a mesma em toda a superfície metálica. Por outro lado, a corrosão localizada é aquela que ocorre em determinadas regiões da superfície metálica e não em toda sua extensão, resultando na formação de trincas e falhas nos produtos (Jones, 1992).

As formas localizadas de corrosão são mais insidiosas e difíceis de prever e controlar, principalmente porque existem vários tipos de corrosão, como a corrosão por pite, corrosão galvânica, trincamento induzido pelo hidrogênio, corrosão por fadiga, corrosão intergranular e corrosão sob tensão.

A Figura 2.9, mostra uma representação esquemática da distribuição de diferentes tipos de corrosão em aços inoxidáveis em indústrias de processos químicos. Como o estudo em questão está relacionado ao fenômeno da corrosão sob tensão, assim decidiu-se dedicar um tópico exclusivo para este assunto.

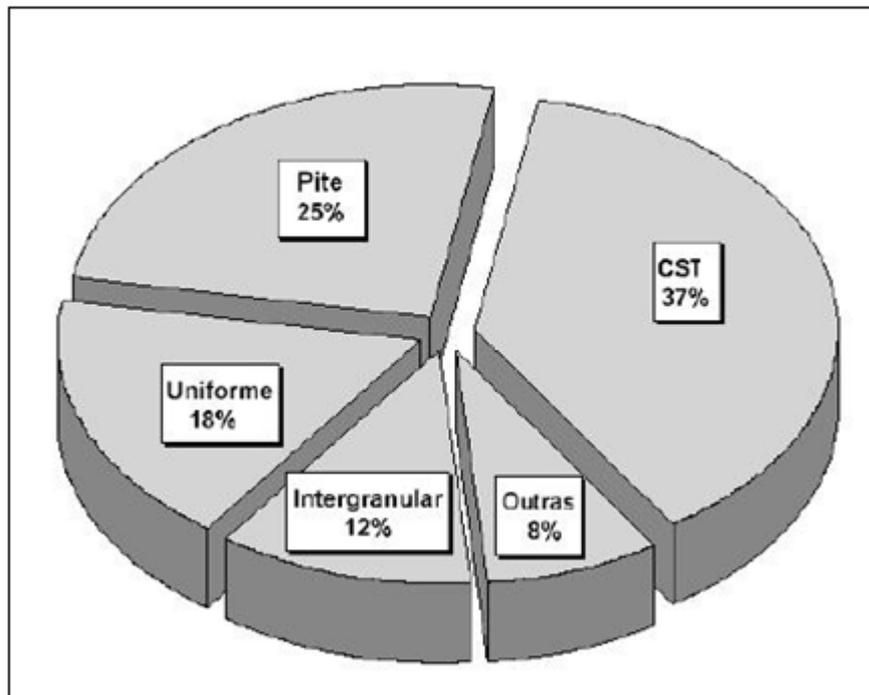


Figura 2.9 - Esquema de distribuição das formas de corrosão em aços inoxidáveis em indústrias de processos químicos – CSTF: corrosão sob tensão fraturante. Fonte: (ASM HANDBOOK, 2003).

2.6 CARACTERÍSTICAS DA CORROSÃO SOB TENSÃO

A corrosão sob tensão (CST) refere-se a um processo destrutivo que ocorre quando um material é submetido a tensões de tração (aplicadas ou residuais), e colocado em contato com um meio corrosivo específico levando ao aparecimento de microtrincas e a fragilização do material (Revier & Uhlig, 2008; Nunes, 2007; Mariano, 1997; Dieter 1981).

Esse tipo de corrosão não é específico das juntas soldadas, mas a soldagem pode contribuir indiretamente, pelas tensões residuais de tração, resultante dos diferentes ciclos térmicos dos vários pontos de uma junta soldada. Estas tensões são por si só, suficientes para provocar o fenômeno, uma vez que são da ordem do limite de escoamento do material (Núcleo Inox, 2011).

Entretanto este tipo de corrosão não é facilmente detectável, mesmo que esteja em estado avançado, podendo originar falhas catastróficas em equipamentos pressurizados. Os fenômenos sobre a CST têm sido alvo de vários estudos tanto no campo acadêmico como tecnológico, pois através de ensaios podem-se prever riscos, estimar o tempo de vida útil de

equipamentos em meios agressivos, selecionar adequadamente o material para uma aplicação específica ou comparar o comportamento do material sob variações do meio corrosivo (Mariano, 1997).

Segundo Schwartzman et al. (2004), o fenômeno da CST ocorre em materiais que apresentam boa resistência à corrosão generalizada tais como aços austeníticos, ligas de titânio, etc. Muito embora os aços inoxidáveis ferríticos também são susceptíveis a este fenômeno, porém em muito menor escala comparativamente aos aços austeníticos, Figura 2.10.

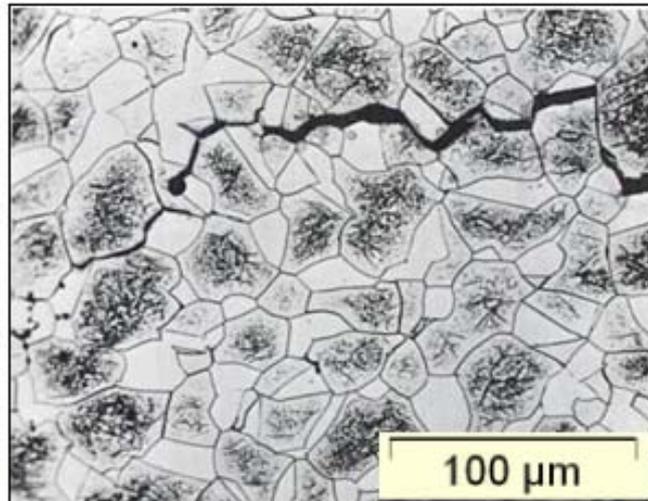


Figura 2.10 - Corrosão sob tensão no aço AISI-446 em solução de NaCl (250x). Fonte: (Steigerwald, 1978).

Revier & Uhlig (2008); Pinto (2006) e Panossian (1993) relatam que para que ocorra este tipo de corrosão nos aços inoxidáveis é necessário que coexistam três condições básicas, Figura 2.11:

- ❖ Tensões de tração que podem ser aplicadas, ou residuais provenientes do processo de conformação.
- ❖ Material susceptível à corrosão sob tensão.
- ❖ Meio corrosivo pela presença de íons haleto, dos quais o cloreto é o mais comum. Hidróxido de sódio e gás sulfúrico pode causar corrosão sob tensão sob condições de alta temperatura e concentração.

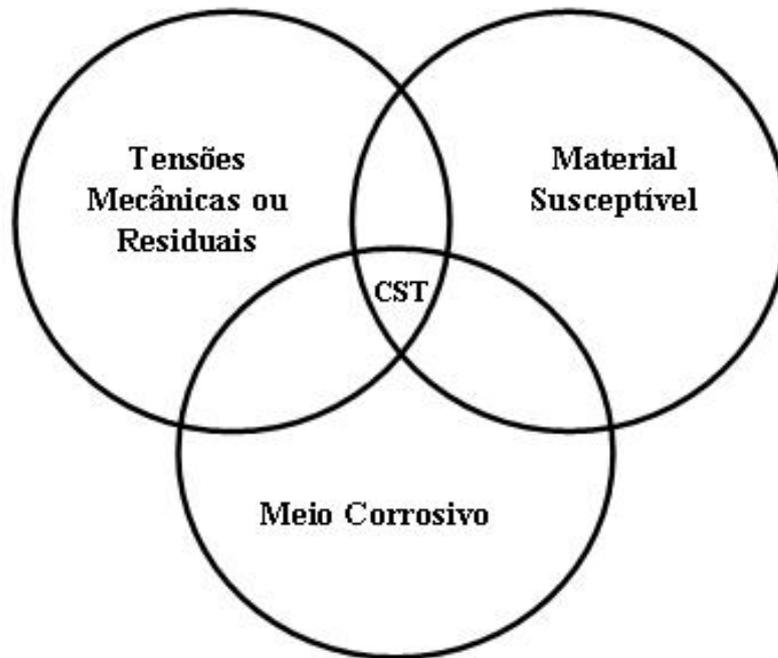


Figura 2.11 - Condições para ocorrência da CST, além do tempo. Fonte: (Pinto, 2006).

Conforme Wolynec (1988), a corrosão sob tensão apresenta uma série de características que permitem distingui-la dos demais processos corrosivos. As características fundamentais podem ser assim resumidas:

- A fratura causada por CST é macroscopicamente frágil, (Kiser & Cox, 1992).
- A fratura causada pela CST caracteriza-se, em geral, pela presença de duas zonas distintas: a primeira resulta do desenvolvimento das trincas de corrosão sob tensão e a segunda resulta da ruptura brusca do metal causada pelas tensões existentes. Dois processos distintos são verificados. O primeiro, denominado período de incubação, correspondente a um lento processo de corrosão que precede a formação de trincas visíveis, e o segundo correspondente ao processo de propagação das mesmas.
- A fratura ocorre num plano perpendicular à tensão principal, sendo que somente tensões de tração produzem trincas de corrosão sob tensão.
- As trincas de corrosão sob tensão podem ser tanto intergranulares como transgranulares, sendo que a forma adotada depende tanto do material como do meio corrosivo. Ambas as formas apresentam diferentes graus de ramificação, podendo apresentar-se com múltiplos “braços” ou um único.
- Nem todas as combinações metal/meio estão sujeitas ao trincamento por corrosão sob tensão (Fontana, 1986). Por exemplo, os aços inoxidáveis austeníticos são susceptíveis a CST em meios contendo cloretos, mas não são meios contendo amônia. Porém,

podem sofrer CST em soluções contendo elevada concentração de íons hidroxila, ou seja, (OH⁻) (Modenesi, 2001^a).

- A espécie química essencial para causar o trincamento não precisa estar presente no meio em grande quantidade ou elevada concentração. Em amostras pré-trincadas, a ocorrência de trincas de CST, aparentemente não estaria condicionada a um meio específico. Assim, aços martensíticos de baixa liga, pré-trincados podem sofrer rupturas em praticamente qualquer meio, inclusive orgânico, tal como acetona.
- A presença de agentes oxidantes exerce uma grande influência sobre o trincamento por CST. Por exemplo, a presença de oxigênio dissolvido ou outras espécies oxidantes é crítica para o trincamento dos aços inoxidáveis austeníticos em soluções de cloretos, e se o oxigênio for removido, o trincamento não ocorrerá (Fontana, 1986).

2.7 MECANISMOS DE PROPAGAÇÃO DAS TRINCAS

Apesar da CST representar um dos problemas de corrosão mais importantes, o mecanismo envolvido ainda não está totalmente entendido, assim não existe um mecanismo universal estabelecido. A principal razão desta situação é a complexa inter-relação entre o metal e as propriedades do meio.

De uma forma geral, a corrosão sob tensão envolve três estágios (Wolyneec, 1988).

- No 1º estágio ocorre o ataque corrosivo lento, o qual produz um pite ou outra forma de concentração de tensão, que pode desenvolver uma trinca.
- No 2º estágio ocorre o crescimento lento da trinca a partir dos danos causados pela corrosão no primeiro estágio. Neste estágio os efeitos combinados da tensão e corrosão promovem a sua propagação, com conseqüente aumento de tensão na extremidade da trinca.
- No 3º estágio há uma continuidade da propagação da trinca unicamente pela ação da tensão de tração devido à redução de espessura do componente; assim ocorre a fratura rápida sob ação da tensão. Esta falha está associada ao fato da tensão atuante ultrapassar a resistência estática do aço.

No caso dos aços inoxidáveis, a diversidade de mecanismos propostos para explicar a propagação das trincas de CST e a dificuldade em associá-los em torno de um processo único

que melhor represente os resultados obtidos, tem levado a descrever o trincamento por CST em termos do meio que o causa.

Normalmente as formas de ataque localizado em soluções de cloretos estão associadas com heterogeneidades estruturais (ex: corrosão por pites freqüentemente origina-se em inclusões de MnS e a corrosão intergranular ocorre ao longo dos contornos de grão empobrecidos em cromo), enquanto que as trincas de CST por cloretos normalmente adotam um caminho transgranular com alguns segmentos de trinca seguindo os planos de escorregamento da rede austenítica (Duffo et al.1988).

Alguns estudos de trincamento por cloretos observados por Sedriks (1996) mostraram que o degrau de escorregamento criado pela deformação rompe o filme passivo e expõe a superfície metálica ao meio corrosivo.

Esta teoria de ruptura do filme envolve uma competição entre a tendência de o material passivar pela formação do filme de proteção e a interrupção do desenvolvimento de tal filme pela formação de bandas de escorregamento que o rompe, portanto esta interação leva ao trincamento transgranular.

No caso do trincamento intergranular, este pode ocorrer em situações em que os contornos de grãos são menos passivados do que o seio do grão (Sedriks et al. 1996).

Manfredi et al. (1987), verificaram que o trincamento transgranular por CST do aço inoxidável AISI-304 em solução de $MgCl_2$, ocorre por reação anódica com o meio, onde os compostos de baixo ponto de fusão, normalmente filmes salinos ricos em cloretos são formados sob sua superfície metálica. Assim a propagação das trincas se dá pelo mecanismo de ruptura dos filmes, ainda segundo os autores, o trincamento intergranular neste sistema metal/meio ocorre provavelmente devido à segregação de impurezas de baixo ponto de fusão nos contornos de grão.

2.8 EFEITOS DA TENSÃO NA CST

A CST é um dos principais mecanismos de envelhecimento que gradualmente introduz danos nos componentes/estruturas, modificando suas características com o tempo de operação. Esta é uma questão muito importante para várias empresas, pois afeta a operação e a segurança de importantes componentes. Assim após o aparecimento de uma trinca por CST, a vida útil do componente estará limitada pela velocidade de propagação desta trinca,

tornando necessário realizar avaliações que permitam estimar a sua vida útil, bem como estabelecer as condições de manutenção e reposição das partes danificadas. A susceptibilidade de ligas metálicas à CST depende de fatores como, composição química, microestrutura, processo de fabricação e tratamento térmico sofrido pelo material. Duas principais fontes de tensão são capazes de promover o processo de CST: as tensões resultantes das condições de operação (pressão, temperatura e carregamento mecânico) e as tensões residuais (provenientes de soldagem, operações de conformação mecânica, tratamento mecânico superficial, transformações de fase, etc.). As tensões existentes durante a operação são consideradas nos projetos e devem obedecer a normas e códigos específicos. Entretanto, elevadas tensões residuais podem ser criadas durante os processos de fabricação e de soldagem e essas podem ser maiores do que as tensões de operação e tendem a ser uma força motriz dominante para a iniciação e o crescimento de trincas por CST (Schvartzman et al.2009).

a) Tensões Mecânicas

Segundo Barbosa (1995) existe uma tensão mínima para provocar a trinca por CST, normalmente conhecida como “tensão crítica”, abaixo da qual geralmente a trinca não se propaga. Esta tensão depende da temperatura, composição da liga e do meio e das tensões residuais. Dependendo da combinação metal/meio, esta tensão crítica pode variar de valores da ordem de (10 a 70)% da tensão de escoamento do material.

A Figura 2.12 mostra curvas típicas de tensão em função do tempo de fratura para os aços austeníticos, assim verifica-se que aumenta a tensão aplicada diminui-se o tempo de fratura (ASM Handbook, 1989).

Krafft et. al. (1985), concluíram que esta tensão mínima depende das tensões residuais existentes, e a densidade de trincas é proporcional ao valor da tensão aplicada.

Existem diversas situações em que o trincamento por corrosão pode ocorrer mesmo sem a aplicação de tensões externas, como na soldagem, por exemplo, onde as tensões residuais podem atingir valores próximos ao limite de escoamento do material (Fontana, 1986).

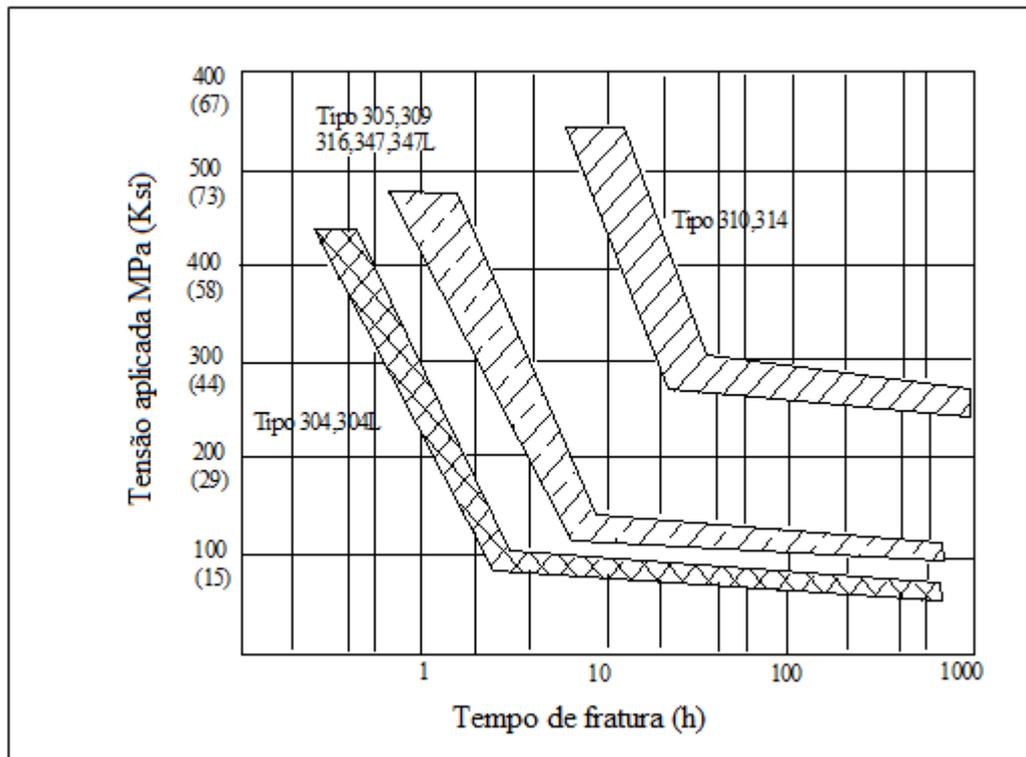


Figura 2.12 – Comportamento de aços inoxidáveis a CST em solução efervescente de cloreto de magnésio 42%. Fonte: (ASM Handbook ,1989).

b) Tensões Residuais

Muitas falhas estruturais ou de componentes de máquina resultam não só de cargas aplicadas, mas de tensões residuais. O custo associado com a substituição e perda da produção são proibitivos. As tensões residuais influenciam as características da resistência e do funcionamento dos elementos de uma estrutura, portanto elas contribuem para o surgimento de trincas, principalmente associadas à ambientes agressivos, caracterizando a corrosão sob tensão (Costa et al. 2007).

Segundo Giraldo (2007); Dieter (1981), as tensões residuais são constituídas por um sistema de tensões que podem existir em um corpo quando este não está submetido a tensões externas.

A importância de se considerar as tensões residuais em soldagens deve-se a dois efeitos importantes no desempenho da junta. As tensões residuais podem produzir distorções e causam falhas prematuras, ou podem acontecer ambas as coisas (Giraldo, 2007; AWS, 1987).

A distorção acontece quando as regiões da junta soldada aquecidas contraem de forma não uniforme causando a contração numa parte da solda e exercendo tensões na seção

transversal da junta soldada. Em resposta a estas tensões, a junta pode-se deformar plasticamente de maneira não uniforme.

Durante a soldagem, as tensões residuais são produzidas por mecanismos complexos que envolvem a deformação plástica num amplo intervalo de temperaturas, desde a temperatura ambiente até a temperatura de fusão. Se durante o ciclo térmico o material permanece completamente na zona elástica, as tensões térmicas produzidas durante o aquecimento e o resfriamento desaparecem uma vez que o material retorna a temperatura ambiente. No entanto, na maioria dos casos, o ciclo térmico produz deformações plásticas e depois do resfriamento o material apresenta tensões residuais e deformações, isto é a distorção (AWS, 1987).

Segundo os pesquisadores, Giraldo (2007), Zeeman (2003) e Modenesi (2001^b), o surgimento das tensões residuais na soldagem por fusão a arco elétrico é de origem térmica, ou seja, ocorrem como resposta aos ciclos de aquecimento e resfriamento e dá-se conforme a forma esquemática mostrada na Figura 2.13.

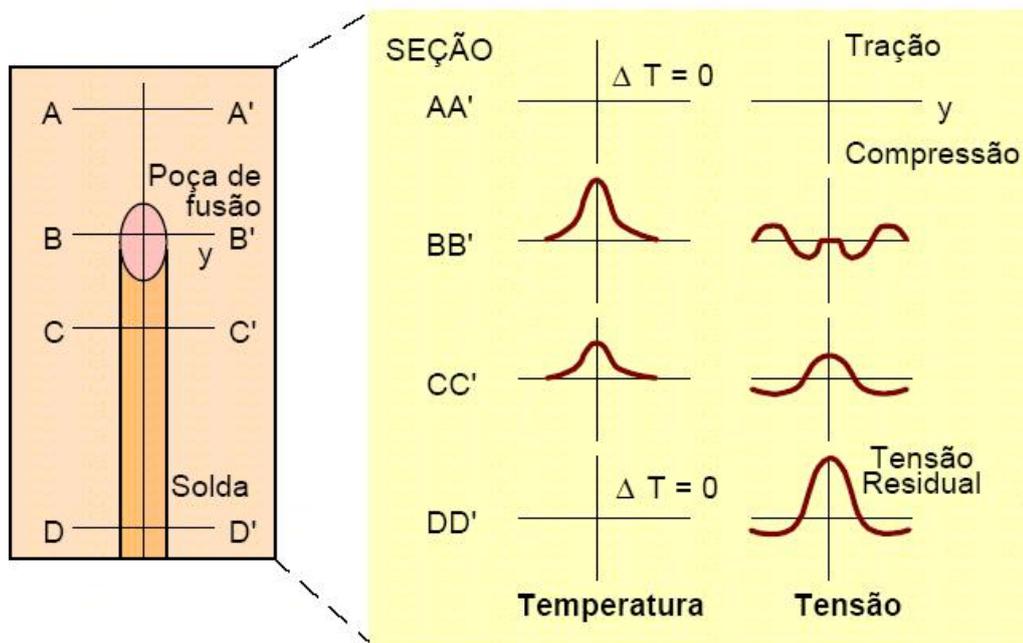


Figura 2.13 - Desenvolvimento de tensões residuais longitudinais durante a soldagem. Fonte: (Modenesi, 2001^b)

Na seção AA', muito distantes da poça de fusão e ainda não aquecidos pela fonte de calor, não existem variações de temperatura e o material ainda está isento de tensões.

Na seção BB', junto à poça de fusão, o material aquecido tende a se expandir sendo, contudo restringido pelas regiões mais frias da peça, gerando, assim, tensões de compressão em regiões próximas à ZF e tensões de tração nas regiões um pouco mais afastadas. Quando o seu limite de escoamento é atingido, o material aquecido deforma-se plasticamente em compressão. Na poça de fusão, como o material está líquido, as tensões são nulas. Como o material passa a se contrair, é novamente impedido pelas regiões mais frias e afastadas da solda. Assim, na seção CC' surgem tensões de tração junto ao cordão e de compressão nas regiões mais afastadas. Estas tensões aumentam de intensidade levando ao escoamento da região aquecida. Após o resfriamento completo, seção DD', as tensões residuais no centro da solda chegam a níveis próximos ao limite de escoamento do material e existe uma distribuição de tensões residuais longitudinais e transversais conforme a Figura 2.14.

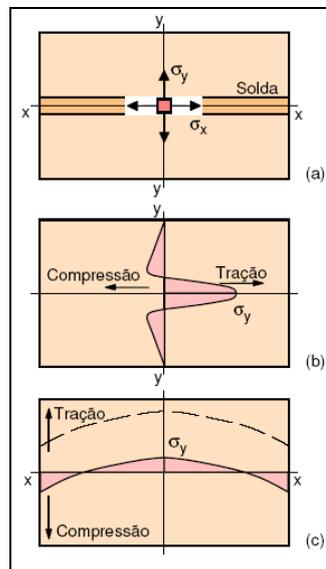


Figura 2.14 - Distribuição típica de tensões residuais em uma solda de topo. (a) Sistema de coordenadas de tensões, (b) Tensões longitudinais, (c) Tensões transversais (linha tracejada: distribuição de tensões quando a solda faz parte de uma estrutura e está sujeita as tensões de reações). Fonte: (Modenesi, 2001^b).

Na Figura 2.14, observa-se esquematicamente a distribuição de tensões residuais longitudinais e transversais em uma solda de topo. Assim, Masubuchi (1980), propõem empiricamente esta distribuição das tensões residuais conforme a Equação 2.5:

$$\sigma_x = \left[1 - \left(\frac{y}{b} \right)^2 \right] e^{1/2 \left(\frac{y}{b} \right)^2} \quad (2.5)$$

Onde b é a largura do pico de tensões de tração e depende das condições de soldagem e do tipo de material e σ_m é a tensão máxima (no centro da solda), cujo valor é, em geral, próximo do limite de escoamento do material.

2.9 EFEITOS DO MEIO NA CST

Segundo Dieter (1981), somente combinações específicas de ligas e ambientes corrosivos levam a falhas por corrosão sob tensão. Assim na literatura existem mais de 80 combinações de ligas e meios corrosivos que induzem a corrosão sob tensão.

O desenvolvimento da CST de um metal somente é possível nos casos em que o meio promove uma reação eletroquímica específica numa determinada região da superfície do metal em condições de formar trincas. Além disso, a concentração dos reagentes e características físicas do meio, como temperatura, pressão e estado da matéria também podem influenciar no processo (Wolynech, 1988).

Sedriks (1996) estudou os principais meios corrosivos onde a CST ocorre os quais são soluções aquecidas neutras ou ácidas contendo cloreto, ácido politiônico, ambientes cáusticos e meios contendo H_2S . A Tabela 2.5 apresenta os meios que causam corrosão sob tensão em aços comuns e aços inoxidáveis.

Tabela 2.5 – Meios que causam a corrosão sob tensão nos aços comuns e inoxidáveis. Fonte: (Barbosa, 1995).

Material	Meio
Aços Comuns	Solução NaOH; Solução NaOH- Na_2SiO_2 ; Solução Nitrato Na e Ca; Soluções HCN; Solução Ácida H_2S ; Água do Mar; Ligas Na-Pb Fundida
Aços Inox	Soluções NaOH- H_2S ; Água Cloretada de Vapores Condensados; Água do Mar; H_2S ; Soluções Ácidas de $MgCl_2$ e $BaCl_2$

Em alguns casos, para haver a ocorrência da CST, além da presença do agente causador é essencial à presença de outro elemento que, aparentemente, age como catalizador. É o que acontece no caso da corrosão sob tensão de aços inoxidáveis austeníticos contendo cloretos, a qual não ocorre se o oxigênio for totalmente removido da solução.

Segundo os pesquisadores Logan (1992), Gooch (1985), McIntyre (1980) e em seus estudos sobre a corrosão sob tensão nos aços inoxidáveis austeníticos observaram que a temperatura é uma das variáveis do meio mais importante na determinação de um trincamento por CST. Assim, constataram que determinados metais sofrem CST num certo meio se a temperatura do mesmo ultrapassar a um determinado valor, e raramente verificaram a CST em meios contendo cloretos em temperaturas abaixo de 60 °C - 80°C (Panossian, 1993).

A Figura 2.15 mostra as curvas características para as ligas de aços inoxidáveis duplex e aços austeníticos para os testes realizados em soluções de cloreto com aproximadamente 8 ppm de oxigênio e a tensão aplicada equivalente a tensão de escoamento na temperatura de teste. Observa-se que abaixo das curvas de cada material analisado não houve o fenômeno de CST (Bernhardson, 1991).

Segundo Schwartzman et al. (2004) em seus estudos sobre a susceptibilidade a CST de um aço inoxidável 321, constataram que houve um decréscimo nos limites de escoamento e da resistência do material em função do meio em relação aos ensaios mecânicos, conforme mostrado na Tabela 2.6.

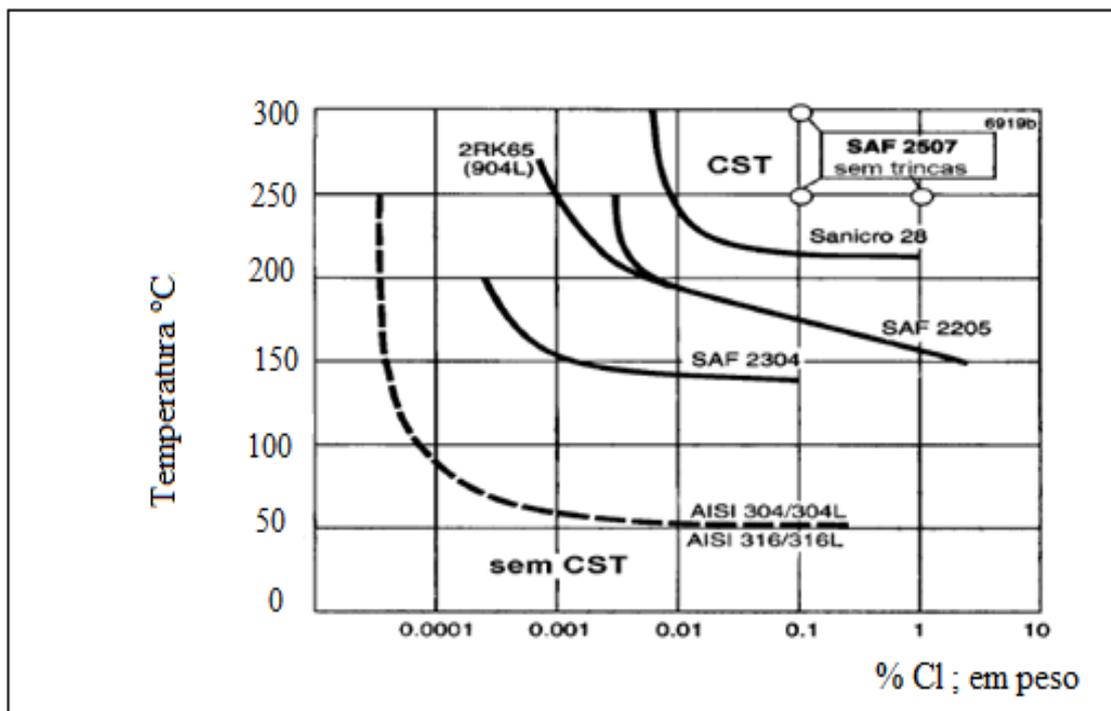


Figura 2.15 - Resistência a CST em solução neutra contendo cloretos aproximadamente 8 ppm de oxigênio. Fonte: (Bernhardson, 1991).

Tabela 2.6 - Propriedades mecânicas dos aços inoxidáveis ABNT 321, ensaiados em tração com taxa de deformação lenta. T= 288° C, meio: água deionizada. A: $1 \times 10^{-8} \text{ s}^{-1}$ e B: 3×10^{-1} .¹Fonte (Schvartzman,2004).

Ensaio	σ_{ys}	σ_{ots}	Δl Deformação
	(MPa)	(MPa)	(%)
A	225	594	43,6
B	210	570	43,7

Entre as condições influentes na ação corrosiva de cloretos sobre os aços inoxidáveis além da temperatura, observa-se a influência do potencial de hidrogênio (pH). Sendo este definido pela equação 2.6, geralmente o pH é usado para medir a acidez da solução.

$$\text{pH} = -\log [\text{H}^+] \quad (2.6)$$

Assim, o aumento da temperatura acelera de modo geral as reações químicas, diminui a resistividade do eletrólito e, conseqüentemente, aumenta-se a velocidade de corrosão (Nunes, 2007). Portanto quando o pH da solução está acima de 7 verifica-se um aumento na resistência a ação corrosiva do cloreto, ao passo que pH menor do que 7, acelera e torna o processo mais corrosivo (Nunes,2007;Gentil,2007). O efeito do pH na taxa de corrosão pode ser visto de forma esquemática na Figura 2.16 (Nunes, 2007).

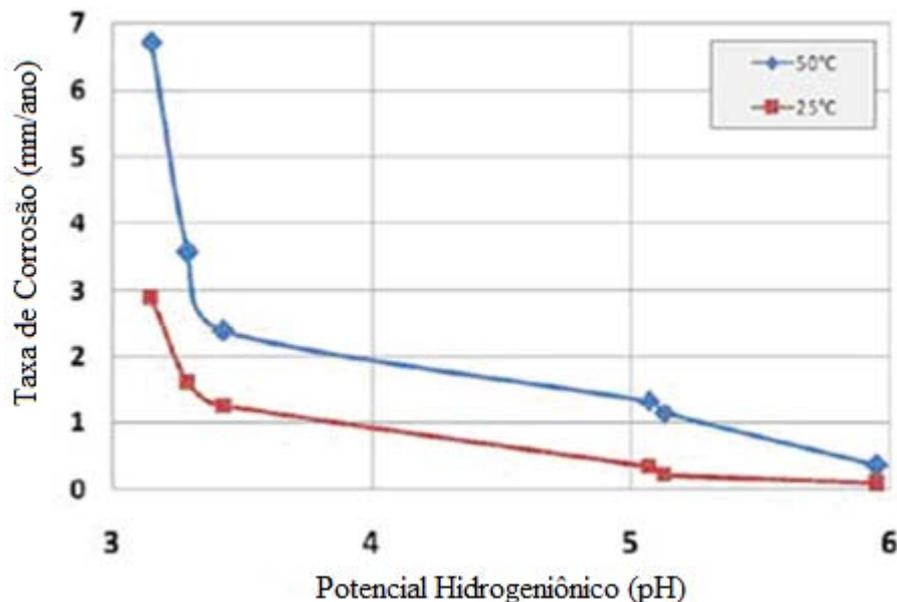


Figura 2.16 - Efeito do pH na Taxa de Corrosão de um aço Inoxidável duplex, UNS32205.

Fonte: (Prawotto et al. ,2009).

Gentil (2007), ao estudar a influência de cloreto, do pH e da temperatura na CST nos aços inoxidáveis austeníticos AISI 304, concluiu que existe uma forte influência da temperatura e da concentração de cloreto na CST, conforme Tabela 2.7.

Tabela 2.7 - Influência da Concentração de Cloreto, Temperatura e pH na CST em Aços Inoxidáveis do Tipo AISI 304. Fonte: (Gentil 2007).

Cloreto	Temperatura	pH	Pite	CST
ppm	(°C)	-	-	-
1.000	35	7	-	-
1.000	60	7	+	-
1.000	100	7	-	+
1.000	100	12	-	-
1.000	100	2	+	+
10.000	20	12	+	-
10.000	60	2	+	+
10.000	85	12	-	+

2.10 INFLUÊNCIA DO ÍON CLORETO NA CST DOS AÇOS INOXIDÁVEIS

O estudo do fenômeno de CST nos aços inoxidáveis tem sido fruto de numerosas pesquisas, principalmente em soluções aquosas contendo cloretos, conforme relatam Takaya & Kenzo (2005), Hamada & Yamauchi (2003), Abhay et al., (2003), Jivkov & Stahle (2002) e Ting (1999), em que se encontra o íon halogeneto Cl^- de caráter nocivo aos aços inoxidáveis.

Assim, dentre as substâncias que mesmo em pequenas concentrações (ppm), podem danificar a película protetora de óxido de cromo (Cr_2O_3), está o íon cloreto (Cl^-), que em combinação com a temperatura, pH, solicitações mecânicas, velocidade, frestas, áreas de estagnação, tempo de contato e concentrações de tensões, podem reduzir em muito à vida útil de um equipamento.

Na presença de íons cloretos, o filme de óxido passivo formado sobre a superfície dos aços inoxidáveis tende-se a romper assim, o cloreto e a água formam o ácido hidrolórico. Se esta concentração de ácido for suficientemente alta, torna-se difícil a formação de um bom filme passivo, de forma que uma corrosão por pite é iniciada frequentemente como precursora da corrosão sob tensão (Barbosa, 1995).

A adsorção do íon cloreto (Cl^-) na película protetora e consequente nucleação de uma trinca por pite funcionam como um ânodo, para uma grande área catódica, gerando alta densidade de corrente elétrica na ponta da trinca. O processo corrosivo, através da hidrólise de íons metálicos, causa decréscimo de pH, impede a passivação da película e acelera o ataque corrosivo (Gentil,2007).

Em aços inoxidáveis, o íon cloreto origina a formação de pites inicialmente lento, mas aumentando com o decorrer do tempo, devido o seu poder de ser considerado autocatalítico. Em meio aquoso, o íon cloreto (Cl^-), em sua ação catalítica, pode ser explicado no interior do pite pelas seguintes reações químicas: Área anódica, dentro do pite;



Num primeiro instante após o íon cloreto romper a camada passivante o Cl^- migra para o interior do pite devido ao excesso de cargas positivas (reação 01), aumentando a concentração de FeCl_2 , que sofre novamente hidrólise formando o HCl (reação 02 equação 2.8):



Ou hidrólise de íons Fe^{+2} e Cr^{+3} :



O processo corrosivo é acelerado pela presença de íons H^+ (reação 03 e 04) equação 2.9 e 2.10, ocasionando decréscimo de pH e ataque por HCl :



Ou



Forma-se assim, novamente FeCl_2 (reação 05, equação 2.11), sofrerá nova hidrólise, mantendo o processo de corrosão. Segundo Gentil (2007), os casos de CST nos aços inoxidáveis austeníticos em solução aquosa continuam sendo os mais encontrados na literatura.

Entretanto os pesquisadores Fujiwara et al. (1985), fizeram um estudo sobre o comportamento dos aços ferríticos soldados quando expostos em alta temperatura e verificaram que estes aços são susceptíveis a corrosão intergranular que ocorre na ZTA.

2.11 CST NOS AÇOS INOXIDÁVEIS FERRÍTICOS

Segundo Chiaverini (2005), os aços inoxidáveis austeníticos são mais susceptíveis á CST quando expostos em soluções ácidas como cloreto de sódio, magnésio, cálcio, zinco e lítio. Por outro lado, os aços inoxidáveis ferríticos, bem como suas novas classes, têm propriedades superiores à resistência a CST em soluções contendo cloreto comparativamente aos aços inoxidáveis austeníticos (Nishimura & Maeda, 2004; Abhay et al.,2003; Sedriks ,1996; ASM ,1994; Fujiwara et al.,1985).

Steigerwald (1978) relata que os aços inoxidáveis ferríticos tipo AISI-430 e AISI-446, são inunes a corrosão sob tensão em ambientes contendo cloretos, porém, observou que estes aços quando soldados perdem a ductilidade e tornam mais susceptíveis a corrosão intergranular.

Fujiwara et al., (1985) estudaram o comportamento de juntas soldadas de aços AISI-430, 439, e 444 em altas temperaturas e concluíram que as ligas de aço AISI-444 com 0,007% C e 0,010% N e 0,26% Nb foram susceptíveis a CST em altas temperaturas. Isto pode ser atribuído a elevada relação $\text{Nb}/(\text{C}+\text{N})$ e não ao molibdênio, pois mas microestruturas observadas apareceram precipitados de carbono e nitretos nos contornos dos grãos. Assim, torna-se necessário um controle maior desses elementos (C+N), através de estabilizadores com o Titânio e Nióbio.

Em ensaios aplicando-se mecânica de fratura, as classes ferríticas AISI-444 e AISI-448 foram completamente resistentes à corrosão sob tensão em ambientes contendo íons

cloretos para níveis de intensidade de tensão da ordem de $60\text{MPa } m^{1/2}$ em solução aquosa contendo 22% em peso de NaCl a 105°C conforme observado na Tabela 2.8.

Tabela 2.8 - CST nos aços inoxidáveis. Fonte: (ASM, 1994).

	Ensaio de CST	
	42% MgCl_2	25% NaCl
AISI 304	F	F
AISI316	F	F
AISI 409	P	P
AISI 439	P	P
AISI 444	P	P
E-Brite	P	P
Sea-Cure	F	P
Monit	F	P
Al 29-4-2	F	P

Onde P=Mostra que o aço ensaiado não sofreu trincas e F= significa que o aço ensaiado apresentou trincas.

Pinto (2006) e Sedriks (1996), em seus estudos ressaltam que os ensaios mostrados anteriormente conduzem à impressão enganosa de que todos os aços ferríticos são imunes à CST em todos os ambientes contendo íons cloretos. Contudo, a CST nos aços inoxidáveis ferríticos tem sido informada em muitos estudos, conforme relatam alguns pesquisadores.

Alguns fatores têm sido identificados como prejudiciais à resistência à CST dos aços inoxidáveis ferríticos em ambientes contendo cloretos como a presença de certos elementos de liga, o fenômeno de sensitização, o trabalho a frio e o ambiente a alta temperatura, precipitados (Sedriks, 1996).

2.12 EFEITOS METALÚRGICOS DA SOLDA NA CST

O principal efeito metalúrgico da solda é a criação de tensões residuais de tração, sendo que nas proximidades da zona fundida, as tensões máximas correspondem aproximadamente ao limite de elasticidade do material. Estas tensões são por si só responsáveis por inúmeros casos de ocorrência de trincas de CST, independentemente da aplicação de tensões externas.

Além das tensões residuais de tração, as modificações metalúrgicas nas soldas influenciam na resistência à corrosão das mesmas. Duas das modificações metalúrgicas dos aços inoxidáveis ferríticos relacionam-se aos efeitos da precipitação de partículas de segunda

fase e ao crescimento da granulometria. Os principais precipitados da ZTA são carbonetos $M_{23}C_6$ enquanto que no metal de solda precipitam a ferrita delta e a fase sigma.

Os carbonetos $M_{23}C_6$ são ricos em cromo e precipitam nos contornos de grão da ZTA, sendo envolvido por uma fina camada empobrecida deste elemento, este fenômeno é conhecido por “sensitização” (Chiaverini, 2005, Ishihara et al., 1975).

Como resultado da operação de soldagem dos aços inoxidáveis ferríticos a microestrutura do metal fundido difere de forma apreciável da microestrutura do metal base. E por serem estes aços susceptíveis ao trincamento durante a solidificação, a composição do metal fundido deve ser ajustada de forma a ter certa quantidade de ferrita delta.

Se o teor de ferrita delta exceder a 12% isso geralmente resulta numa rede contínua de ferrita ao longo dos limites dos grãos com um efeito altamente prejudicial à resistência do aço à corrosão. Assim o teor de ferrita do metal de adição de aços inoxidáveis austeníticos é mantido dentro dos limites de 2 a 12%, com uma redução gradativa desses teores para os tipos AWSE316 e E317, tanto quanto possível (Franco et al. 1998; Barbosa, 1995).

Vários trabalhos têm sido publicados na literatura (Krishnan & Rao, 1990, Baeslack et al.1979 e Sherman et al.1974), e estes abordam a influência da ferrita delta na resistência à CST de soldas de aços inoxidáveis austeníticos. Assim estes pesquisadores não entraram em consenso sobre esta influência da ferrita delta. Aparentemente, uma quantidade maior de ferrita delta tende a aumentar a resistência à corrosão destes aços.

Uma explicação provável é que este fenômeno se modifica de forma acentuada a trajetória da trinca e a resistência a CST (Manfredi et al.,1987). O trincamento transgranular é verificado normalmente nos metais depositados com baixo conteúdo de ferrita ou totalmente austenítico(Baeslack et al.,1979).

Segundo Barbosa (1995), nas soldagens industriais não se verifica conteúdos de ferrita delta muito superior a 10% mas não se pode concluir que tais níveis sejam suficientes, uma vez que o conteúdo do conjunto soldado está limitado pelo comportamento do metal base e a ZTA.

2.12.1 Efeito das Variáveis de Soldagem

Existem alguns trabalhos publicados na literatura a respeito da influência do procedimento de soldagem sobre a susceptibilidade ao trincamento intergranular ou transgranular por corrosão sob tensão nos aços inoxidáveis austeníticos.

Segundo Gooch (1985), o aporte térmico interfere na susceptibilidade ao trincamento intergranular. Pois à medida que há um aumento no mesmo, ocorrerá um aumento na precipitação de carbonetos. Aparentemente também é maior o risco de trincamento por corrosão sob tensão quando se trabalha com níveis mais elevados de energia de soldagem. No que se refere ao trincamento transgranular esta ação prejudicial ao aporte térmico parece ser secundária em relação às variáveis relacionadas com o meio. Além disso, o nível máximo de tensões residuais mantém-se constante em torno do limite elástico para uma extensa faixa de condições de soldagem.

Krishnan & Rao (1990), avaliaram a influência do aporte térmico na susceptibilidade à CST dos aços inoxidáveis austeníticos soldados através de um estudo comparativo em amostras soldadas pelos processos TIG e arco submerso tratadas termicamente após soldagem. Segundo os pesquisadores as amostras soldadas pelo processo TIG apresentaram melhor resistência à CST do que aquelas soldadas pelo processo com arco submerso. Provavelmente, o mais baixo aporte térmico de energia favoreceu uma morfologia mais refinada da ferrita na condição soldada. Este mesmo fenômeno também foi observado por Reddy & Mohandas (2001), em seus estudos sobre o refinamento de grãos na condição soldada pulsado.

Barbosa (1995) avaliou o efeito do tipo de metal de adição e do aporte térmico na CST de juntas soldadas de aço inoxidável austenítico AISI 304. Quanto à susceptibilidade à CST em meios contendo cloretos, este observou que a contribuição da ferrita na sua resistência está relacionada muito mais com a sua morfologia e distribuição do que com o seu conteúdo. Outro aspecto observado foi que as soldas realizadas com maior aporte térmico apresentaram uma maior resistência à CST contrariando alguns trabalhos anteriores realizados por Gooch (1985).

Segundo Silva et al. (2006), em seus estudos sobre o efeito do ciclo térmico da soldagem sobre a microestrutura e a resistência à corrosão da ZTA do aço inoxidável AISI-410S em um meio contendo petróleo pesado, concluíram que o ciclo térmico, independente da energia aplicada, foi suficiente para causar alterações na zona termicamente afetada pelo calor do aço inoxidável ferrítico em estudo, tornando esta região mais susceptível à corrosão, provavelmente devido a presença da martensita.

A Figura 2.17, apresenta o efeito da energia de soldagem sobre a taxa de corrosão da zona termicamente afetada pelo calor para o aço inoxidável AISI-410S.

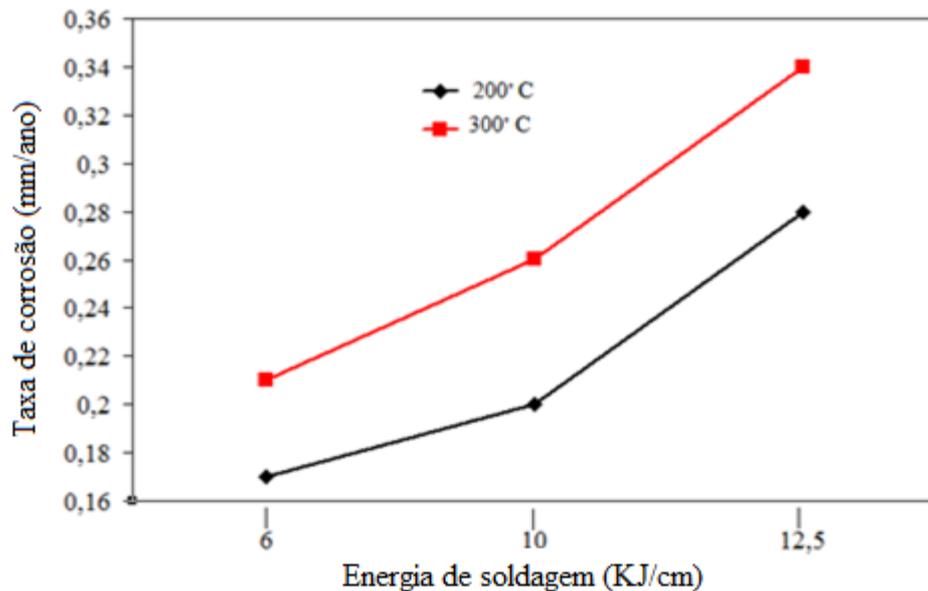


Figura 2.17 - Variação da taxa de corrosão da ZTA com a energia de soldagem. Fonte: (Silva et al.,2006).

Neste mesmo sentido Folkhard (1998), cita que a martensita formada na ZTA nos aços inoxidáveis ferríticos é relativamente dura, frágil e susceptível à corrosão e pode acarretar em baixos níveis de tenacidade ao impacto.

Outros aspectos da operação de soldagem devem ser levados em consideração, tais como:

- A formação de óxidos durante a operação de soldagem pode originar corrosão local por pites tanto por um mecanismo de aeração diferencial ou por um aumento das irregularidades superficiais e da concentração de íons cloretos. Uma limpeza cuidadosa da solda torna-se necessária uma vez que tais pites, podem levar à fissuração por CST.
- Os defeitos produzidos pela falta de penetração principalmente nas soldagens de passe único podem provocar uma concentração do íon cloreto e, portanto aumentar o risco de aparecimento de corrosão sob tensão.

A experiência prática obtida mostra que, quando os conjuntos soldados sofrem trincamento por CST em meios contendo cloretos, geralmente este trincamento acontece essencialmente nas proximidades da solda, o que implica que as tensões residuais da solda é um fator importante, e desta forma, para diminuir a sua susceptibilidade recomenda-se um tratamento térmico após a soldagem (Barbosa, 1995).

Ishihara et al. (1975) observaram que o carbono em solução favorece o trincamento por CST em aços austeníticos e o tratamento térmico após soldagem constitui-se num meio

benéfico de diminuir a quantidade de carbono dissolvido através da precipitação de carbonetos.

Com o objetivo de evitar o trincamento por CST em aços inoxidáveis austeníticos, Júnior (1997), Gooch (1985) recomendam a utilização de tratamentos de alívio de tensões à temperatura mais baixas da ordem de 400 °C apesar deste procedimento eliminar somente 40% das tensões. Ou seja, nesta temperatura não ocorre à fragilização do aço, pois o mesmo situa abaixo da temperatura crítica 475 °C. Assim, com o tratamento térmico na ordem de 400 °C há uma significativa redistribuição do pico de tensões e um aumento no limite de escoamento e resistência das juntas soldadas, levando a um aumento da resistência a corrosão.

Krishnan & Rao (1990) concluíram que os tratamentos térmicos pós-soldagem (TTPS) realizados a 1000 °C aumentam a resistência a CST ao passo que TTPS realizados a 600 e 800 °C tendem a diminuí-la. Apesar de não se ter claramente definido o nível de relaxação de tensões necessário para evitar o trincamento por CST de aços inoxidáveis austeníticos soldados em meios contendo cloretos, o tratamento térmico após a soldagem parece ser uma forma eficaz de prevenir a sua ocorrência.

2.13 EFEITOS DAS PROPRIEDADES MAGNÉTICAS NA CST

Na grande maioria de suas aplicações, o aço inoxidável é usado em função de sua elevada resistência ao ataque químico em diferentes ambientes. Porém, os aços inoxidáveis ferríticos quando expostos a uma dada faixa de temperatura, por um tempo suficiente como no caso da soldagem por fusão podem sofrer alterações microestruturais, além do crescimento de grão e a precipitação de fases intermetálicas, como a fase sigma que comprometem as suas propriedades mecânicas (ductilidade e tenacidade) e a resistência à corrosão, das peças soldadas (Modenesi ,2001^a).

Assim, a detecção da degradação do material antes do início de uma trinca, ou pré-trinca pode ser relevante para salvar um componente ou até mesmo uma planta industrial, além de ser economicamente viável, porém exige uma confiança nos testes não destrutivos (Niffenegger et al.,2005).

Atualmente os métodos magnéticos vêm alcançando consideráveis avanços para a engenharia de soldagem principalmente em microestruturas bifásicas.

Como os métodos magnéticos baseiam-se na diferença de comportamento frente a um campo magnético apresentado pela ferrita (material ferromagnético) e a austenita (material paramagnético). Desta forma, uma amostra de solda de aço inoxidável constituída por uma mistura de ferrita e austenita tende a apresentar uma resposta a um campo magnético que é proporcional a quantidade destes constituintes, sendo esta característica usada para determinar a quantidade destas fases (Modenesi, 2001^a).

Kwun & Burkhardt (1987), afirmam que as propriedades magnéticas de um material tais como ciclo de histerese, permeabilidade magnética, coercividade e remanência são dependentes do tipo de material, da composição química de cada material e das propriedades metalúrgicas como tamanho do grão, fases, textura, dureza e forças mecânicas.

Assim, o efeito individual de cada característica do material sobre a microestrutura e propriedades magnéticas são objetos de várias pesquisas de grande potencial para a caracterização não destrutiva dos materiais e monitoramento online destas propriedades (Tavares et al.,2008; Battistini, 1994 ; Kwun & Burkhardt,1987). Portanto, os métodos magnéticos são bastante empregados por ser uma técnica não destrutiva, e esta técnica tende a ser mais adequada para o controle de processos. Neste sentido vários trabalhos tem sido publicado na literatura.

Oka et al. (2009), estudaram o comportamento de um aço inoxidável austenítico AISI-304 , e verificaram que as propriedades magnéticas sofrem uma significativa alteração devido a transformação de fases austenítica em martensita provocadas pela fadiga. Esses pesquisadores verificaram que existe uma correlação entre os danos causados pela fadiga do material com a magnetização remanente do material.

Inui & Minamino (2003) em suas pesquisas sobre o efeito do teor de carbono na microestrutura e nas propriedades magnéticas de uma liga Fe-Cr-Ni-C recozida, concluíram que existe uma correlação entre a microestrutura e as propriedades magnéticas e também observaram que o número de carbonetos de cromo ($M_{23}C_6$) aumenta com a quantidade de carbono na liga. Assim, esta variação microestrutural provocada pela sensitização causa a deteriorização das propriedades magnéticas através do decréscimo na permeabilidade relativa (μ_r) e na estabilização das propriedades paramagnéticas em baixas temperaturas, ou seja, abaixo da temperatura ambiente.

Takaya et al. (2004) propôs o método de microscópio de força magnética para verificar a evolução da sensitização na CST para o aço austenítico AISI-304, assim verificaram que existe uma dependência da magnetização com a sensitização que ocorre

nestes materiais e que esta mudança na magnetização é causada pela transformação da austenita para a martensita.

Takaya & Kenzo (2005), em estudos sobre a aplicabilidade do fenômeno magnético para analisar a CST em juntas soldadas de aços inoxidáveis austeníticos através do método (MFM) - Magnetic Force Microscopy, concluíram que as propriedades magnéticas têm uma relação com o início da degradação dos materiais por CST. Portanto verificaram que existe a possibilidade da detecção das trincas de corrosão sob tensão em um estágio inicial, medidas através do método convencional de densidade de fluxo magnético.

2.14 PROCESSO DE MAGNETIZAÇÃO NOS MATERIAIS FERROMAGNÉTICOS

2.14.1 Aspectos Físicos

Segundo Callister (2007) as propriedades magnéticas macroscópicas dos materiais são consequências dos momentos magnéticos que estão associadas aos elétrons individuais. Cada elétron em um átomo possui momentos magnéticos que têm sua origem a partir de duas fontes:

- Uma está relacionada ao seu movimento orbital ao redor do núcleo, sendo uma carga em movimento; um elétron pode ser considerado um pequeno círculo de corrente, que gera um campo magnético muito pequeno e que possui um momento magnético ao longo do seu eixo de rotação, conforme esquema mostrado na Figura 2.18.

- O outro momento magnético tem origem na rotação do elétron em torno do seu eixo. Desta forma cada elétron em um átomo pode ser considerado como se fosse um pequeno ímã que possui momentos magnéticos permanentes orbitais e de spin, Figura 2.19.

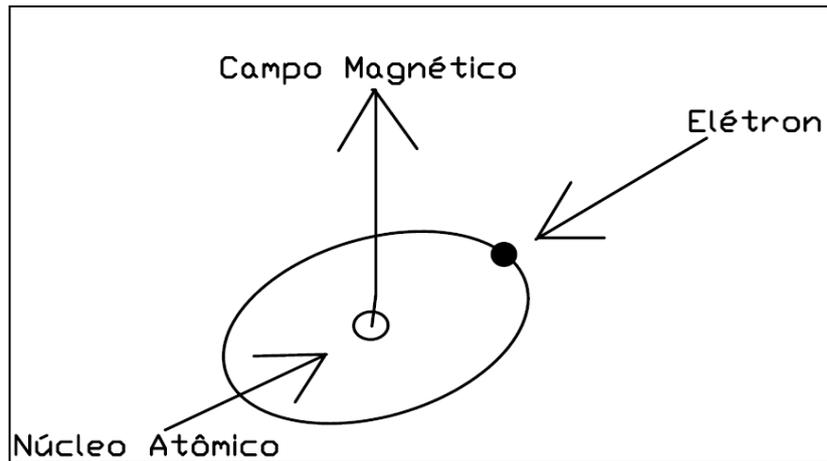


Figura 2.18 - Momento angular orbital do elétron - Rotação em torno do seu núcleo. Fonte: (Callister, 2007)

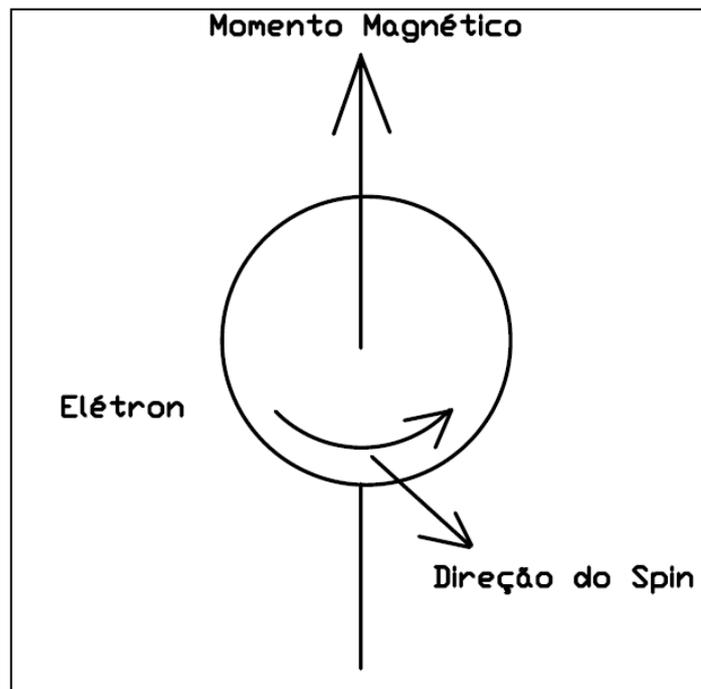


Figura 2.19 - Momento angular de spin - Rotação do elétron em torno do seu próprio eixo. Fonte: (Callister, 2007).

Segundo Spaldin (2003) e Resende (1996), os materiais magnéticos são comumente classificados em uma das seguintes categorias: diamagnéticos, paramagnéticos, ferromagnéticos, ferrimagnéticos e antiferrimagnéticos.

- **Diamagnetismo:** é uma forma fraca e não permanente de magnetismo, que persiste somente onde um campo externo está sendo aplicado, ou seja, estas substâncias apresentam susceptibilidade magnética pequena e negativa.
- **Paramagnetismo:** é a propriedade de certas substâncias que colocadas num campo magnético, magnetizam-se na direção do campo. É uma forma fraca e não permanente de magnetismo, cuja susceptibilidade magnética é pequena e positiva.
- **Ferromagnetismo:** é uma propriedade apresentada por certas substâncias que têm magnetização elevada, mesmo na ausência de campos magnéticos externos. Efeitos magnéticos de larga escala, que resultam em materiais comercialmente importantes, ocorrem em átomos ou íons de poucos elementos como Fe, Co, Ni e algumas terras raras.
- **Ferrimagnetismo:** apresenta características magnéticas semelhantes ao ferromagnetismo, mas os momentos magnéticos dos íons destes materiais se alinham de maneira antiparalela, formando assim duas sub-redes com momento magnético resultante permanente.
- **Anti-ferromagnetismo:** é um fenômeno de pareamento do momento magnético entre átomos ou íons adjacentes, que ocorre em materiais, resultando em um alinhamento antiparalelo com momento magnético resultante nulo. Neste caso, o material não apresenta magnetização espontânea.

2.14.2 Magnetização e Histereses

Segundo Giraldo (2007) e Gontijo (2007), na avaliação dos materiais ferromagnéticos deve-se considerar o comportamento que estes materiais apresentam na presença de um campo magnético, o qual pode ser representado pela curva de magnetização $B \times H$. Do ponto de vista experimental, as curvas de magnetização contra a intensidade de um campo magnético informam sobre a “dureza” dos materiais magnéticos que está relacionada com sua anisotropia cristalina, (Ashcroft & Mermin, 1976).

A Figura 2.20 apresenta uma curva de magnetização típica para um aço 3%Si-Fe. Esta curva está dividida em três regiões. A primeira região O-A, compreende desde o estado de desmagnetização até baixos campos magnéticos, é reversível e está associada com a movimentação de paredes de domínio. A segunda região A-B corresponde a porção da curva

na qual a indução aumenta mais rapidamente, onde se tem a maior inclinação da curva, é irreversível e também está associada com a movimentação das paredes de domínio. A terceira região B-D, diz-se acima do joelho, é a que tem a menor inclinação, e segundo Bozorth (1993) estão associadas com a rotação reversível dos domínios e poderia acontecer também uma rotação irreversível dos domínios na presença de um campo magnético rotacional. Assim, esta terceira parte da curva acima do joelho é irreversível e está associada a uma rotação irreversível dos domínios (Chen, 1986).

Na Figura 2.20 nota-se que se o processo de magnetização fosse interrompido no ponto C, e o campo magnético fosse reduzido lentamente até zero, a curva não seria retraçada, e a indução diminuiria desde M_m até uma indução residual M_r , no $H=0$. Esta indução residual só poderia ser tirada com aplicação de um campo magnético em sentido inverso, correspondente a $(-H_c)$, obtendo-se uma nova curva de B-H que é a curva de histerese, e é representada na Figura 2.21. A forma e o tamanho da curva de histerese variam de acordo com a composição e condições metalúrgicas do material, sendo considerado como um método magnético de monitoração de materiais. O laço de histerese mede o fluxo magnético B de um material ferromagnético e ferrimagnético quando a força magnetizante H for mudada. A Figura 2.21 mostra estas características.

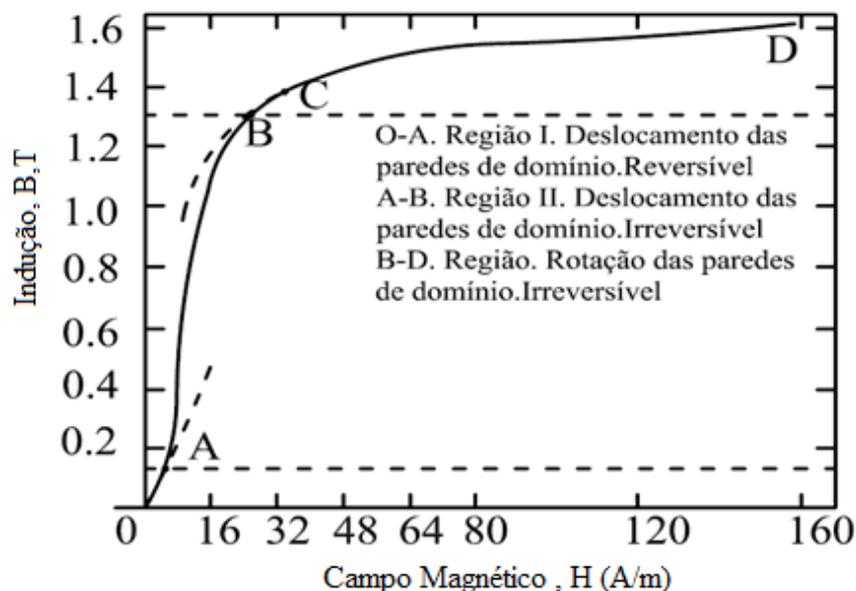


Figura 2.20 - Curva de magnetização de um aço 3% Si-Fe: Adaptado de (Chen, 1986).

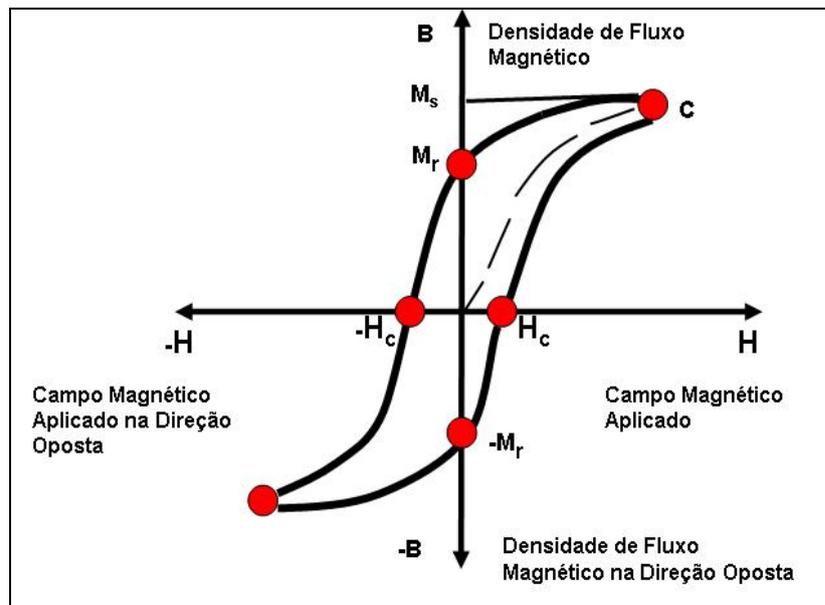


Figura 2.21 - Curva de histerese típica: Adaptado, Gontijo (2007).

Obs: C=Ponto de saturação máxima; M_r =Campo remanente; H_c = Campo coercivo.

Segundo Giraldo, (2007) e Cullity & Graham (1972), há alguns parâmetros importantes que se obtém da curva de histerese.

- M_r é o campo remanente e representa a indução numa amostra após ter aplicado um campo magnético até a saturação e tê-lo tirado.
- μ é a permeabilidade, e representa o quanto um material é permeável quando submetido a um campo magnético externo (B). Geralmente uma alta permeabilidade induz num alto magnetismo e um pequeno campo de força aplicado (DeAntônio 2003; Callister ,2007).

$$\mu=B/H \quad (2.13)$$

- χ é a susceptibilidade magnética, e representa a capacidade que o material tem de ficar magnetizado sobre a ação de um campo magnético externo (B). Os materiais ferromagnéticos, pelo próprio formato não linear da curva de magnetização, não apresentam χ e μ constantes. Ambas são, na verdade em função do campo H. Medidas da susceptibilidade magnética inicial (χ_0) obtidas em campos baixos podem indicar o nível de defeitos na estrutura do material.

Em geral, o endurecimento magnético (aumento da força coerciva H_c) é acompanhado do decréscimo da susceptibilidade e da permeabilidade do material.

$$\chi_m=M/H \quad (2.14)$$

- H_c é o campo coercivo e representa o campo que se necessita para levar a indução remanente até zero, e mede a ordem de magnitude do campo que deve ser aplicado a um material para reverter sua magnetização. O campo coercivo H_C é um parâmetro usado para distinguir se o material possui comportamento de um magnético duro ou se possui comportamento de um material magnético mole. Tradicionalmente um material com campo coercivo H_c menor que 10kA/m ou 125 Oe é considerado magnético mole e desta forma, um material que possui o campo coercivo maior ou igual a 10kA/m ou 125 Oe é considerado um magnético duro (Jiles, 1994).
- M_s é a magnetização de saturação, pode indicar a máxima orientação dos domínios perante o campo magnético externo. Um material que possui uma alta saturação de magnetização está na ordem de $M_s=1,2 \times 10^6$ A/m, 15000 Oe ou $M_s=1,5$ T. Assim uma alta magnetização induz numa força aplicada, aumentando desta forma a eficiência mecânica para o controle de alguns componentes como solenóides (De Antônio, 2003).

Com relação às curvas de magnetização é importante salientar que quanto maior a área do ciclo de histerese de magnetização, mais duro magneticamente é o material. Assim do ponto de vista das propriedades magnéticas básicas, os materiais magnéticos são classificados em três grandes classes.

- Magneto mole: quando parte de sua magnetização desaparece com a retirada do campo magnético. Este desaparecimento ocorre devido a não conservação da orientação magnética dos átomos individuais. As paredes do domínio retornam depois do campo ser removido, desorganizando a orientação magnética. Conseqüentemente, os materiais magneticamente moles possuem alta permeabilidade inicial e baixa coercividade. Os materiais magneticamente macios são utilizados, sobretudo em aplicações onde existam campos magnéticos alternados e as perdas de energia devem ser minimizadas como em transformadores.
- Magneto duro: quando sua magnetização é permanente, sua função é criar um campo magnético fixo numa certa região do espaço, sem a necessidade de uma corrente. Os materiais magneticamente duros são utilizados em ímãs permanentes e podem ainda ser usados em campainhas, alto falantes, relés, rotores em motores elétricos, etc. Em termos de comportamento de histerese um material magnético duro possui remanência, coercividade e densidade de fluxo elevada, bem como uma baixa permeabilidade inicial e grandes perdas de energias por histerese.

- Magnetos permanentes: são produzidos com elementos do grupo das terras raras pelo processo de metalurgia do pó e fornecem uma alta energia por unidade de volume (Callister, 2007).
- Magnetos intermediários: são materiais com características intermediárias entre magnetos moles e duros (Resende, 1996).

Geralmente o que diferencia um material duro de um material mole é a sua coercividade, que é a capacidade do material resistir à desmagnetização pela ação do seu próprio campo desmagnetizante ou por campos desmagnetizantes aplicados externamente, Figura 2.22.

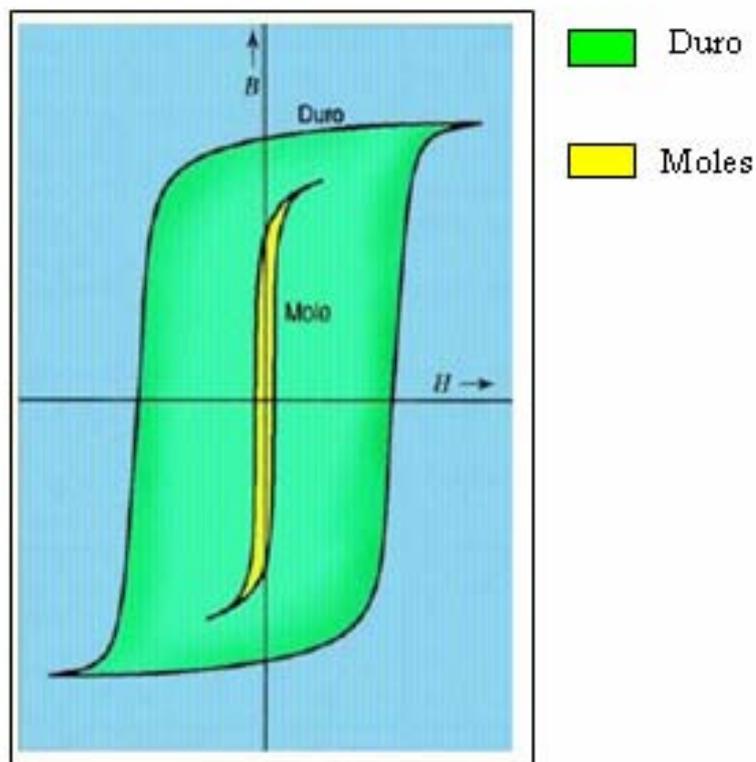


Figura 2.22 - Curva de histerese de magnetos duros e moles. Fonte: (Callister, 2007).

Para um material que apresenta alta força coerciva ele deve possuir alta anisotropia magnética, ou seja, este fenômeno as amostras apresentam uma certa preferência para magnetizar numa determinada direção, Figura 2.23. A saturação magnética se alcança quando acaba o processo de crescimento dos domínios e os momentos magnéticos de todas as regiões imantadas espontaneamente estão na mesma direção do campo.

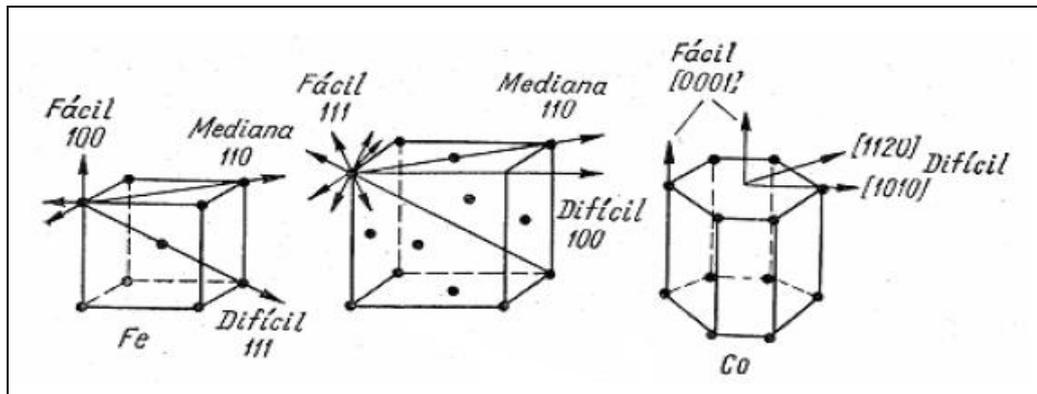


Figura 2.23 - Direção de magnetização: fácil, média e difícil para os cristais de ferro, níquel e cobalto. Fonte: (Callister, 2007).

2.14.3 Domínios Magnéticos

Segundo White et al. (2008), os materiais ferromagnéticos podem ser representados como um conjunto de momentos magnéticos ou spins localizados interagindo entre eles. Assim, as propriedades magnéticas macroscópicas do material, como o ruído magnético de Barkhausen (RMB) e a curva de histerese, devem-se as rotações microscópicas destes spins, que podem ser descritas por uma teoria microscópica. A dinâmica da magnetização global do material obedece a interações entre os momentos magnéticos e as contribuições energéticas associadas. Basicamente a formação dos domínios magnéticos envolve quatro energias básicas (Cullity & Graham, 1972). A razão para que isso ocorra é encontrado no balanço das energias envolvidas no processo onde o sistema tende para o estado de menor energia.

$$E = E_{\text{troca}} + E_{\text{magnetostática}} + E_{\text{anisotrópica}} + E_{\text{magnetostática}} \quad (2.15)$$

Onde:

$E_{\text{troca}} \Rightarrow$ É a energia de troca a qual está relacionada ao campo molecular e favorece as configurações de magnetização uniforme e tende a alinhar os spins.

$E_{\text{magnetostática}} \Rightarrow$ É a energia que favorece as configurações de magnetização que dão um momento magnético médio nulo. Esta energia é devido às interações entre os spins e o campo externo e entre dipolos de diferentes spins e está associada como número de domínios

magnéticos, isto que dizer que quanto maior o número de domínios menor é a energia magnética.

$E_{\text{anisotropia}} \Rightarrow$ É a energia de anisotropia cristalina é a preferência dos momentos atômicos a se orientarem segundo certos eixos cristalinos do material. A quantidade usada para descrever a anisotropia é o campo anisotrópico H (Spaldin, 2003).

$E_{\text{magnetosotitiva}} \Rightarrow$ É a energia definida quando um material cristalino sofre uma tensão em sua rede, quando submetido a um campo magnético e muda de dimensão para aliviar esta tensão. Sendo assim, um material sob tensão tem as suas propriedades e magnetização afetada. Portanto a anisotropia e a magnetostricção dependem fortemente uma da outra, uma vez que a anisotropia cristalina depende do estado de deformação da rede cristalina (Cullity & Graham, 1972; Faria & Lima, 2005; Giraldo, 2007).

Um domínio magnético é a região em que os momentos magnéticos atômicos são agrupados e orientados na mesma direção e sentido. Na Figura 2.21, os momentos de dipolo magnético atômico em um material estão indicados pelas setas. Pode-se fazer uma analogia dos domínios magnéticos como pequenos ímãs dentro de um material como ilustrado na Figura 2.24.

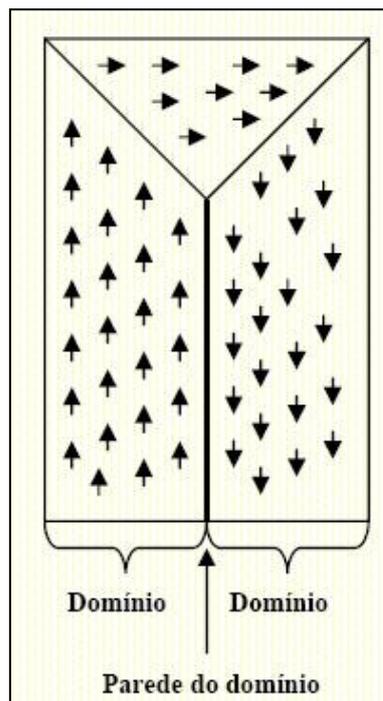


Figura 2.24 - Esquema dos domínios de um material ferromagnético ou ferrimagnético. Fonte: (Callister, 2007).

Essas interações de troca, ou melhor, o equilíbrio dessas forças, faz com que haja um momento magnético intrínseco resultante nos metais de transição é devido a distância entre

átomos vizinhos na rede cristalina e o raio da órbita dos elétrons na camada 3d, que favorece uma interação de troca com o alinhamento paralelo dos momentos magnéticos intrínsecos.

Materiais que possuem alinhamento de troca positiva são chamados de ferromagnéticos e os que possuem alinhamento de troca negativo são chamados de antiferromagnéticos (Cullity & Graham, 1972; Faria & Lima, 2005).

2.14.4 Relação dos Domínios Magnéticos com a Magnetização

Jiles (1994), em seus estudos relacionou o processo de magnetização com os domínios magnéticos conforme a Figura 2.25. Nessa figura observa-se que na etapa I, não existe o campo magnético, portanto nota-se a configuração dos domínios do material desmagnetizado, no qual os momentos atômicos encontram-se distribuídos ao acaso.

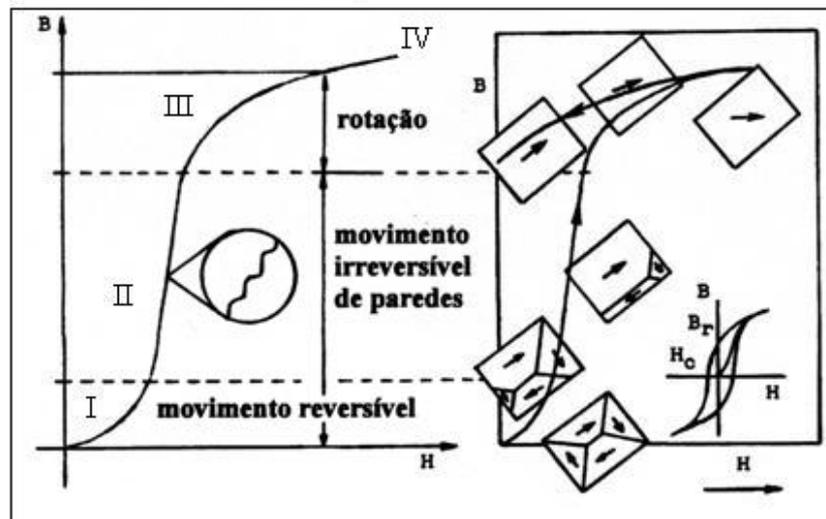


Figura 2.25 - Relação dos domínios magnéticos com o processo de magnetização. Fonte: (Callister, 2007).

Na etapa II, quando se aplica um campo magnético baixo, os domínios alinhados na direção do campo são favorecidos energeticamente e começam crescer, enquanto que os domínios alinhados na direção contrária ao campo se contraem, diminuindo de tamanho de alguns inclusive, desaparecem.

Na etapa III, no joelho da curva, quando são aplicados campos magnéticos atômicos moderadamente altos, acontece à rotação de domínios. Ou seja, nesta etapa os momentos magnéticos atômicos dos domínios alinhados desfavoravelmente vencem a energia de

anisotropia e rotacionam de forma abrupta, desde sua direção original de magnetização até o eixo fácil magnetização, que esteja próximo à direção do campo.

Na etapa IV, quando se aplica um campo magnético alto, próximo da saturação, acontece a rotação coerente. Nesta etapa, todos os momentos magnéticos que estão alinhados nas direções de fácil magnetização, próximas a direção do campo magnético que está sendo aplicado.

Quando o campo é invertido segue-se a dinâmica de estrutura de domínios e se formam domínios de magnetização inversa os quais aumentam progressivamente seu tamanho mediante a movimentação das paredes de domínio, até que se forma um domínio simples de magnetização inversa.

2.14.5 Correção devido ao Campo Desmagnetizante

Para realização dos ciclos de histerese o campo magnético externo é uniformemente variado desde zero até os valores extremos, capazes de levar o material à saturação. Em amostras em forma de discos finos, esse campo é aplicado em alguma direção no plano da amostra.

Entretanto, dependendo das dimensões da amostra, deve-se aplicar uma correção nos valores do campo magnético externo H , correção esta correspondente ao valor do campo desmagnetizante H_d que se desenvolve nas extremidades da amostra (Chikazumi, 1964).

$$H_d = N_c M \quad (2.16)$$

Em se tratando de uma amostra em forma de disco, com as dimensões t (espessura) e d (diâmetro) e razão $d/t = r_a$, o valor do fator de desmagnetização no plano da amostra (N_c) pode ser calculado pela fórmula.

$$N_c = \frac{4\pi - N_a}{2} \quad (2.17)$$

Sendo N_a o fator de desmagnetização na direção do eixo axial, dado por (2.16):

$$N_a = \frac{4\pi r_a^2}{r_a^2 - 1} \left(1 - \sqrt{\frac{1}{r_a^2 - 1} \cdot \text{sen}^{-1} \frac{\sqrt{r_a^2 - 1}}{r}} \right) \quad (2.18)$$

Quando $r_a = d/t$ for muito grande (>20), pode-se então utilizar a fórmula simplificada para o fator de desmagnetização N_c .

$$N_c \approx \frac{\pi^2}{r_a} \quad (2.19)$$

Sabendo-se as dimensões da amostra, os valores do campo externo H podem ser corrigidos subtraindo-se o valor do campo desmagnetizante. O campo efetivo $H_{ef.}$, a constar no eixo das ordenadas do ciclo de histerese, é então dado por:

$$H_{ef.} = H - H_d \quad (2.20)$$

Quando aplicada a todos os pontos, a correção para os campos desmagnetizantes tem o efeito de trazer a curva de histerese para sua posição real, conforme mostrado na Figura 2.26. O valor da indução residual (M_r) é alterado com a correção, ao passo que a coercividade, a magnetização e indução de magnetização não são alteradas.

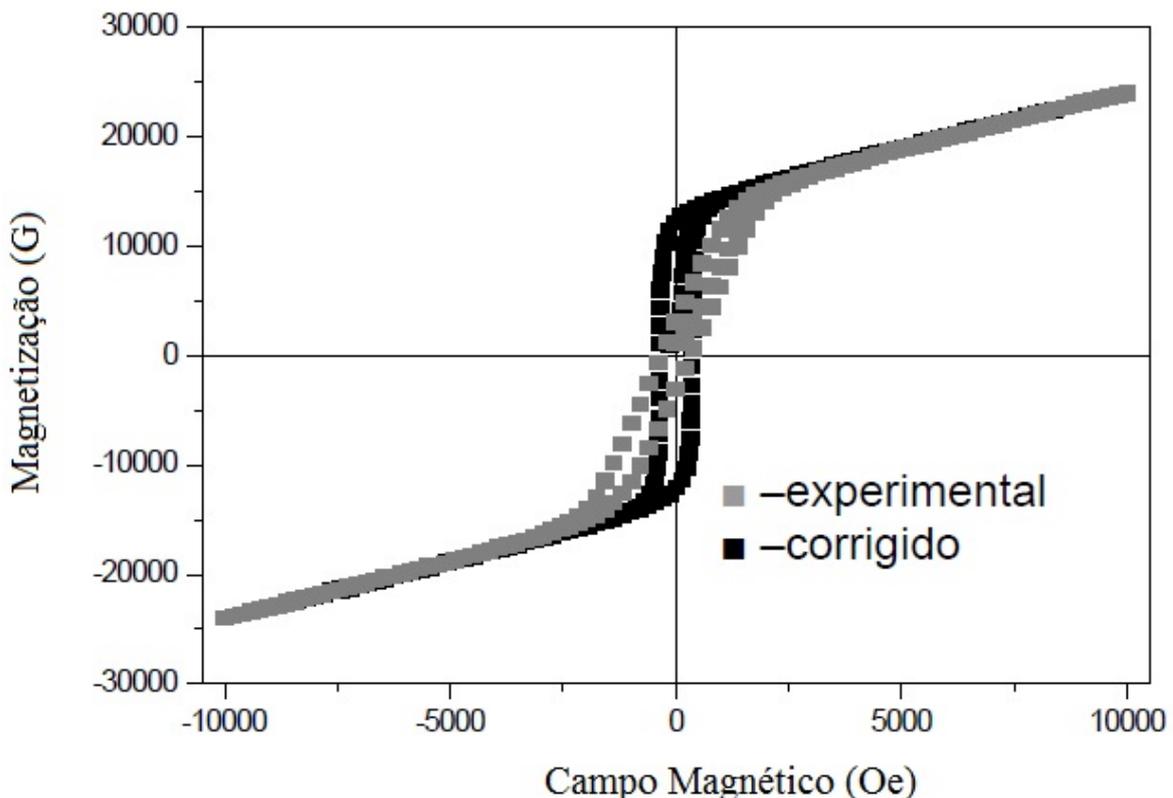


Figura 2.26 – Efeito da correção do campo desmagnetizante na curva de histerese. Fonte: (Silva, 2005).

Apesar de apresentar as equações acima, Cullity & Graham (1972) faz algumas ressalvas ao cálculo do fator de desmagnetização e sua aplicação aos dados experimentais. Inclusive, tem se constatado experimentalmente que, além da forma e dimensões das amostras, a permeabilidade do material também exerce sua influência sobre o valor de H_d .

2.14.6 Influência da Temperatura na Magnetização

A temperatura pode também influenciar as características magnéticas dos materiais dado que a elevação da temperatura de um sólido resulta num aumento da magnitude das vibrações térmicas dos átomos. O momento magnético dos átomos é livre para rodar; portanto, com a elevação da temperatura, o movimento térmico é aumentado e os átomos tendem a randomizar as direções de quaisquer momentos que possam estar alinhados. Para materiais ferromagnéticos, antiferromagnéticos e ferrimagnéticos, os movimentos térmicos atômicos contrabalançam as forças de emparelhamento entre os momentos de dipolo atômico adjacentes, causando algum desalinhamento de dipolo, independentemente da presença de um campo externo. Isto resulta num decréscimo na magnetização de saturação tanto para ferromagnetos quanto para ferrimagnetos. Esta magnetização de saturação está num máximo a 0 K, onde as vibrações térmicas se encontram num mínimo. Com o aumento da temperatura, a magnetização de saturação decresce gradualmente e a seguir cai abruptamente à zero no que é chamada a **temperatura Curie**, T_c , a magnitude da temperatura Curie varia de material a material (Callister, 2007). Finalmente é importante lembrar que as características de um material ferromagnético variam bastante com a temperatura. Quando a temperatura aumenta, a energia térmica aumenta assim, a mobilidade das paredes dos domínios magnéticos tornando a magnetização e a desmagnetização mais fáceis. Se a temperatura excede a temperatura de Curie, o comportamento magnético desaparece. O efeito da temperatura no comportamento magnético é ilustrado na Figura 2.27.

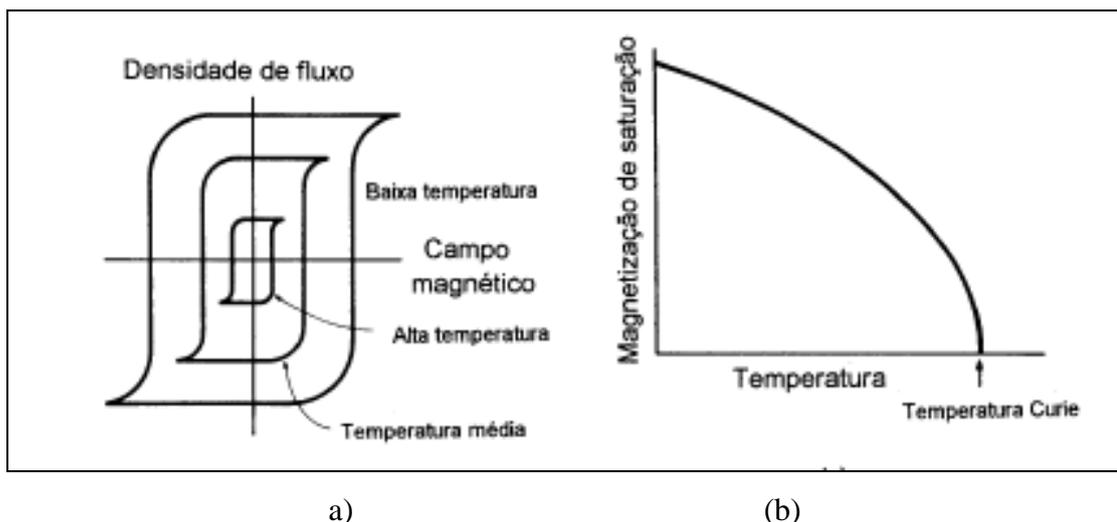


Figura 2.27 - Efeito da Temperatura: a) Ciclo de histerese, b) Magnetização de saturação

Fonte: (Padilha, 2000).

Capítulo 3

PROCEDIMENTO EXPERIMENTAL

3.1 INTRODUÇÃO

Os procedimentos de montagem das bancadas experimentais, tanto para soldagem quanto para o ensaio de corrosão, bem como para análises das propriedades magnéticas e microestruturais são descritos nesta parte de pesquisa. Inicialmente foram executados os ensaios de soldagem, sendo ajustados os parâmetros para a soldagem com arame tubular austenítico em chapas de aços inoxidáveis ferríticos. Na sequência as amostras foram preparadas para análises das propriedades magnéticas, bem como análises micrográficas. Posteriormente foram preparadas para o ensaio de corrosão sob tensão, para em seguida serem novamente analisados as propriedades magnéticas. A Figura 3.1 mostra o fluxograma desenvolvido neste trabalho. Este capítulo descreve, em detalhes, todas as fases referentes as preparações experimentais, os materiais, equipamentos e insumos utilizados.

3.2 FLUXOGRAMA DO TRABALHO

O trabalho de pesquisa desenvolvido obedeceu a uma ordem cronológica conforme detalhamento mostrado no fluxograma do trabalho, Figura 3.1.

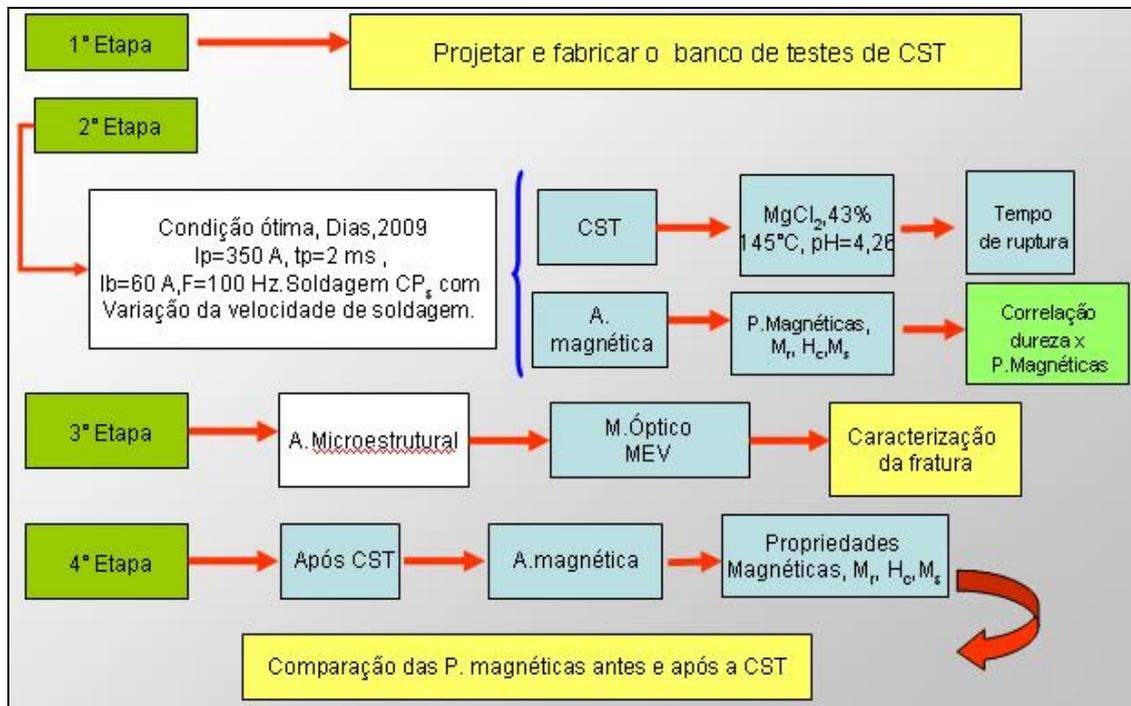


Figura 3.1 - Fluxograma do desenvolvimento do trabalho.

3.3 PROCEDIMENTO EXPERIMENTAL

3.3.1 Soldagem

Para a realização das soldagens visando alcançar os objetivos deste trabalho, utilizaram-se alguns parâmetros de regulagem do processo com arame tubular previamente definidos por Dias (2009), dado a similaridade de espessura e consumíveis (aramé tubular e gás de proteção) estudados neste trabalho de pesquisa com os dessa tese de doutorado. Dias (2009) ao analisar a influência dos parâmetros de pulsação na soldagem de aços inoxidáveis austeníticos (AISI-316) com arame tubular austenítico AWS E-316L, determinou uma

condição ideal (otimizada) que permitiu a obtenção de condições adequadas referentes a propriedades mecânicas e formação microestrutural na junta soldada. Considerando o trabalho aqui apresentado, comparativamente as condições descritas por Dias (2009), houve apenas a mudança do material base, sendo aqui utilizado o aço inoxidável ferrítico AISI 409 na mesma espessura e consumíveis do trabalho anteriormente descrito. Desta forma, a condição otimizada obtida por Dias (2009) foi aqui considerada como ponto de partida, sendo, entretanto, realizada uma série de testes preliminares, para melhor adequar as variáveis (e os seus respectivos níveis) ao modo de transferência metálica pulsada. O equipamento foi regulado para trabalhar em uma condição com imposição de corrente, sendo necessários os ajustes dos parâmetros de pulso estabelecidos pela corrente de pico (I_p), corrente de base (I_b), tempo de pico (t_p) e frequência de pulsação (f). Além disso, procurou-se garantir que todas as soldagens fossem executadas com um nível de tensão fixa, sendo a alimentação do arame auto-ajustada para garantir o mesmo comprimento do arco durante a soldagem.

Após a execução experimental, os corpos de prova foram seccionados e analisados com relação a geometria e qualidade da solda, sendo determinado, então, a regulagem mais adequada dos parâmetros do processo. A partir desta condição otimizada, procurou-se variar os níveis de imposição de energia, para posteriormente correlacioná-las com as propriedades magnéticas, corrosão sob tensão, na presença de meios agressivos.

a) Banco de Ensaio de Soldagem

Todas as sequencias de testes foram realizadas utilizando o banco de ensaios do Laboratório de Soldagem (LSO) da Universidade Federal de Itajubá - UNIFEI, cujo aparato experimental é mostrado nas Figuras 3.2 e 3.3 respectivamente.

O equipamento de soldagem utilizado foi uma fonte multiprocesso Inversal 300, com comando digital e funcionamento ajustado no modo de imposição de corrente para a transferência pulsada (1), mantendo, durante os ensaios, uma tensão de soldagem fixa (referência). A tocha de soldagem (2) foi acoplada a um dispositivo (carro tartaruga) MC-46 (White Martins), que permitia um controle de sua velocidade de movimentação na posição plana (3). Para a fixação dos corpos de prova e proteção da raiz da junta, foi adaptado um sistema com fixadores móveis (4), acoplado a um suporte para permitir a proteção da raiz da solda através da inserção de um gás inerte (Argônio), alimentado com uma vazão controlada. O comprimento do arame consumido em cada teste, bem como o tempo de soldagem, foi

avaliado com o auxílio de um tacômetro acoplado a um medidor de velocidade do arame – MVA-1 (5). A vazão do gás de proteção foi mantida constante durante a realização da soldagem e foi registrada no medidor de vazão VGA (6), Figura 3.2(b). Para todos os testes utilizou-se um sistema de aquisição de dados (8) denominado OSCILOS4, para determinação das características dinâmicas de tensão, corrente e alimentação do arame com tempo de aquisição de 5 segundos, Figura 3.4. O tempo total de soldagem foi medido com um cronômetro.

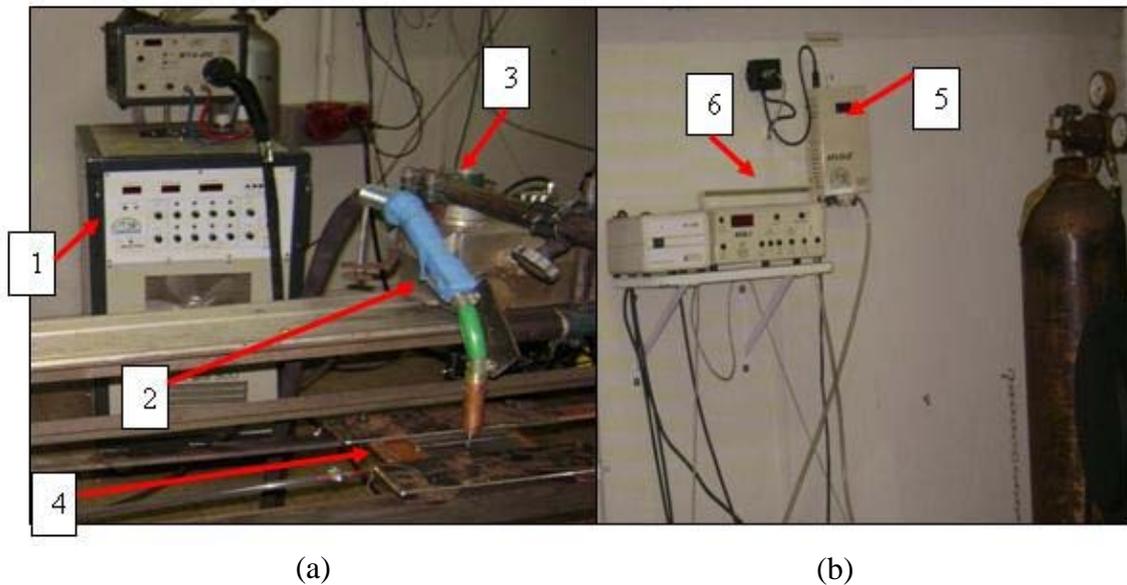


Figura 3.2 – Banco de ensaios de soldagem. (a) Montagem experimental; (b) Sistema de medição de vazão de gás e alimentação de arame. Fonte: LSO/UNIFEI.

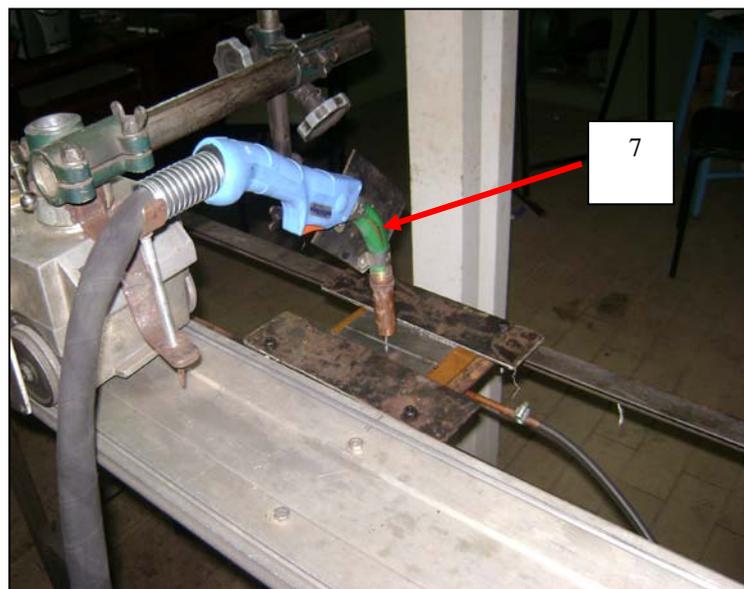


Figura 3.3 - Detalhes da montagem da tocha.

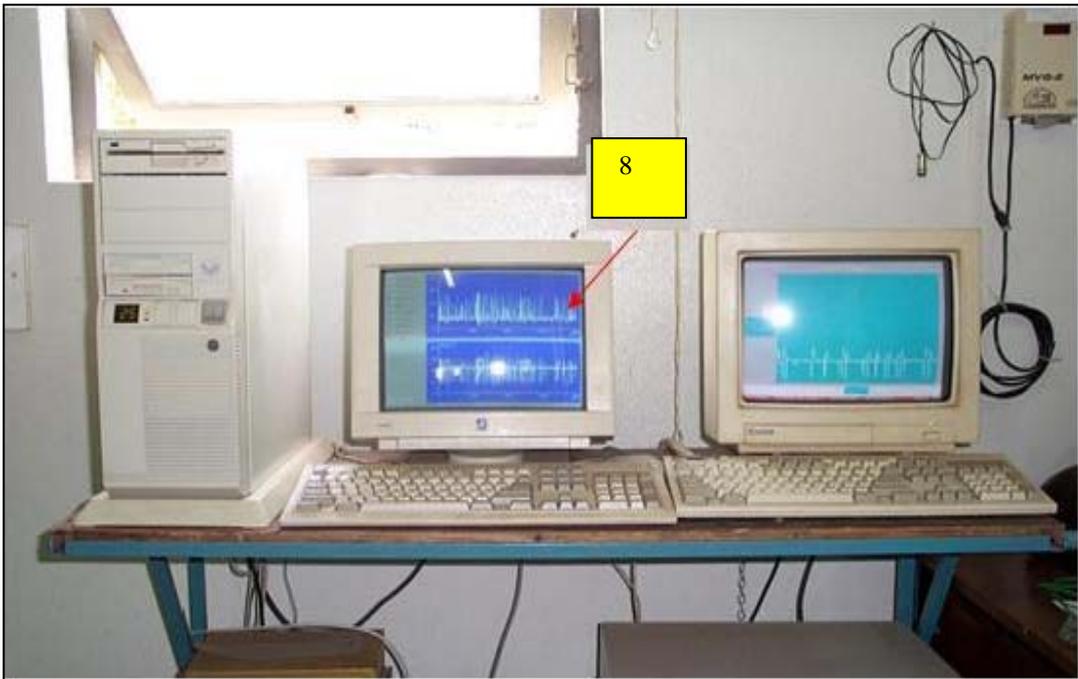


Figura 3.4 – Sistema de aquisição dos dados OSCILOS 4. Fonte: LSO/UNIFEI.

b) Materiais Utilizados

Para a realização dos testes de soldagem foi utilizado neste trabalho o arame tubular tipo “flux-cored” AWS E316LT1-4 com 1,2 mm de diâmetro sob proteção gasosa, código ESAB OK Tubright 316L. Segundo recomendações do fabricante este arame é adequado para soldar com gás de proteção de CO_2 ou misturas de $\text{Ar} + 20\text{-}25\%\text{CO}_2$ (ESAB, 2010) e oferece possibilidades de soldagens em todas as posições.

A Tabela 3.1 mostra a composição química, os teores de cromo e níquel equivalente determinado conforme equações 2.1 e 2.2 respectivamente, bem como algumas propriedades mecânicas do arame tubular utilizado, características estas dependentes do gás de proteção. A Tabela 3.2 mostra dados indicativos de produção para o mesmo arame e fornecidos pelo fabricante quando soldados em condições típicas no modo convencional (ESAB, 2010).

Vale ressaltar que, dentre os elementos químicos característicos do arame tubular utilizado, o mesmo contém molibdênio em teores expressivos, o qual resulta em aumento da resistência à corrosão localizada induzida pelos ácidos sulfúricos e sulfurosos, cloretos e soluções de celulose. Desta forma, este arame é muito utilizado principalmente nas indústrias de papel e de tintas e foi desenvolvido para a soldagem de aços inoxidáveis do tipo 18%Cr-

12%Ni-2%Mo de baixo teor de carbono ou para a soldagem de juntas de aços inoxidáveis dissimilares.

Tabela 3.1 – Composição química em (%) e propriedades mecânicas (MPa) do metal de adição de acordo com o tipo de gás de proteção. Fonte: (ESAB, 2010).

	C	Si	Mn	Cr	Ni	Mo	Creq	Ni _{eq}	L.R	L.E	Alongamento
100%CO ₂	0,03	0,8	1,48	18,2	12,4	2,42	21,82	14,04	590	470	38
Ar+25% CO ₂	0,03	1,00	1,58	18,5	12,4	2,46	22,46	14,09	600	470	40

Tabela 3.2 – Características produtivas do arame tubular. Fonte: (ESAB, 2010).

Diâmetro	Tensão	Corrente	Rendimento	Taxa de Deposição
(mm)	(V)	(A)	(%)	(kg/h)
1,2	26	170	83	2,2
	30	270	84	4,35

Como material base foi utilizada chapa de aço inoxidável ferrítico AISI-409 cuja composição química, bem como o cromo e níquel equivalentes, determinados conforme equações 2.1 e 2.2 respectivamente são mostradas na Tabela 2.4.

c) Preparação dos Corpos de Prova e Procedimentos Experimentais

Na fase preliminar, para validação dos resultados obtidos por Dias (2009), os corpos de prova foram preparados para testes de simples deposição, sendo cortados nas dimensões de 130x 65x 3,1 mm. Estes corpos de prova foram pesados antes da soldagem. Após a soldagem houve a remoção da escória e respingos e pesagem novamente. Em seguida, através da inspeção visual foi avaliada a qualidade superficial do cordão, considerando para isto, critérios relativos à aparência, formação geométrica e regularidade do cordão de solda. Posteriormente os corpos de prova foram seccionados transversalmente em uma região adequada do cordão, lixados, polidos e atacados com reagente Marble (1g de CuSO₄, 5ml HCl, 5ml H₂O) durante 20s, para em seguida ser realizado a caracterização macroestrutural. Em seguida, através de um projetor de perfil com aumento de 20x, foram fotografados

(digital) e transferidos para o Software Auto CAD (versão 2004). Por meio de funções adequadas foi possível determinar o aspecto geométrico do cordão, representado aqui pela área de penetração (S_p), área de reforço (S_r), área total adicionada (S_t), o reforço (re), a largura (w) e a máxima penetração (p) do cordão, conforme detalhado mostrado na Figura 3.6.

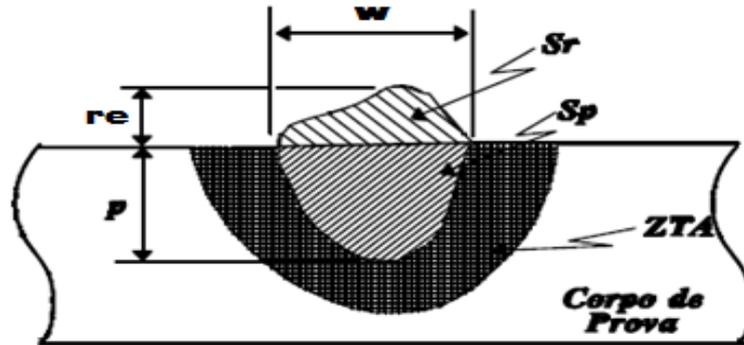


Figura 3.6 – Representação da área transversal do cordão de solda.

A partir de equações apropriadas (equações 3.1 – 3.6) determinaram-se as características geométricas e econômicas dos cordões de solda.

➤ Características Geométricas:

- Área total adicionada

$$S_t = S_r + S_p \text{ (mm}^2\text{)} \quad (3.1)$$

- Índice de Convexidade;

$$I_c = \frac{re}{w} * 100(\%) \quad (3.2)$$

- Diluição:

$$D = \frac{S_p}{S_t} * 100(\%) \quad (3.3)$$

➤ Características Econômicas;

- Taxa de Deposição;

$$TD = 3,6 * \frac{(m_f - m_i)}{t} \text{ (kg / h)} \quad (3.4)$$

Onde, m_f – massa do corpo de prova após soldagem (g); m_i – massa do corpo de prova antes da soldagem (g); t – tempo de soldagem (s).

- Taxa de Fusão:

$$TF = \frac{3,6 * \rho_a * L}{t} \text{ (kg / h)} \quad (3.5)$$

Onde, ρ_a – densidade linear do arame (7,29 g/m); L – comprimento do arame (mm).

- Rendimento:

$$R = \frac{TD}{TF} \times 100(\%) \quad (3.6)$$

Estabelecida a condição ideal, realizaram-se os testes definitivos de soldagem, variando-se a velocidade de soldagem em cinco níveis (19,7; 22; 25; 27,3 e 44,3 cm/min), objetivando com isto variar o aporte térmico imposto ao material base. Para esta etapa, os corpos de prova foram preparados nas dimensões de 130x 65x 3,1 mm, com chanfro em V com ângulo de abertura de 60°, soldagem na posição plana e junta de topo, nariz de 1 mm e abertura entre faces de 1,2 mm, conforme detalhes mostrado na Figura 3.7. O aparato experimental utilizou uma preparação que propiciava a inserção de um gás argônio na raiz da solda, com uma vazão de 10 l/min, evitando, com isto, o contato da região soldada com o ar atmosférico e, conseqüentemente, a contaminação da raiz da solda. Durante a execução de soldagem, uma série de parâmetros foi mantida fixa. A Tabela 3.3, mostra os ajustes utilizados nesta etapa experimental.

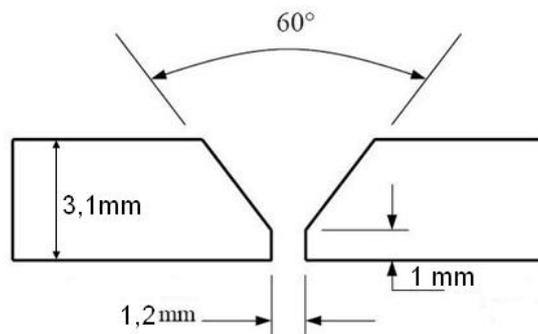


Figura 3.7 – Preparação do chanfro para a soldagem.

Para o cálculo do aporte térmico, os valores de tensão e corrente de soldagem foram determinados a partir dos parâmetros de pulso do processo e obtidos da característica dinâmica adquiridos pelo sistema Oscilos4. De posse dos parâmetros de pulso, determinou-se a corrente média (I_m) e, posteriormente, a energia de soldagem ou aporte térmico (H) e frequência de pulsação (f) através da utilização das equações 3.7, 3.8 e 3.9, respectivamente.

$$I_m = \frac{I_p t_p + I_b t_b}{t_p + t_b} \quad (3.7)$$

$$H = n \frac{V \cdot I_m}{vs} \quad (3.8)$$

$$f = \frac{t_p}{t_p + t_b} \quad (3.9)$$

Onde n – é a eficiência térmica do processo. No caso específico deste trabalho considerou-se este fator $n = 1$.

Realizadas as soldagens definitivas, as características produtivas e geométricas dos cordões soldados foram novamente avaliadas.

Tabela 3.3 – Condições finais para os testes de soldagem pulsada.

Fatores Fixos					
DBCP: 16 mm			Polaridade CC ⁺		
Recuo do bico: 5 mm			Tipo de Gás: C25		
Vazão do Gás de Proteção: 14 Litros/min. Vazão do Gás de Purga: 10 Litros/min.					
Gás de Purga: Argônio			Posição de soldagem: Plana.		
Tensão: 25 Volts					
Variáveis					
Velocidade de soldagem (cm/min)	Nível 1	Nível 2	Nível 3	Nível 4	Nível 5
	44,3	27,2	25	22	19,7
Energia (J/mm)	400	650	708	805	900

3.3.2 Procedimento para o Ensaio de Corrosão Sob Tensão

Realizados as soldagens, os corpos de prova foram preparados para o ensaio de CST, cujo detalhamento do banco de ensaios desenvolvido e procedimentos são descritos a seguir.

a) Banco de Ensaio para Caracterização da Corrosão sob Tensão

Para a realização dos experimentos de CST e garantir uma boa repetibilidade nos testes, utilizou-se um banco de ensaio projetado e fabricado na oficina mecânica da Engenharia Mecânica da UNIFEI, cujo detalhamento é mostrado nas Figuras 3.8 e 3.9 (a) e (b). Este dispositivo consiste de um sistema de aplicação de força constante sobre o corpo de prova, sendo este acionado por um sistema de peso morto (1). A força é transmitida através do movimento das roldanas, que movimentam o eixo principal o qual através da barra de torção

movimenta o eixo de alavanca (2) no sentido vertical. Assim, este rotaciona o eixo de sustentação (3) no sentido anti-horário provocando uma força de tração no corpo de prova (4). Esta força é avaliada por uma célula de carga (5) e é registrada por um indicador digital (6) acoplado ao painel de controle. Para a realização dos ensaios, o corpo de prova foi imerso numa solução de cloreto de magnésio $MgCl_2$ dentro de uma cuba de vidro (7), sendo esta aquecida através de um aquecedor elétrico (8) de 110 volts e 800 W, até a temperatura de ebulição da solução. Esta temperatura é registrada por um sensor digital de temperatura PT-100 (9) no painel de controle. O tempo de ensaio até a ruptura do material é registrado por um cronômetro digital (10).

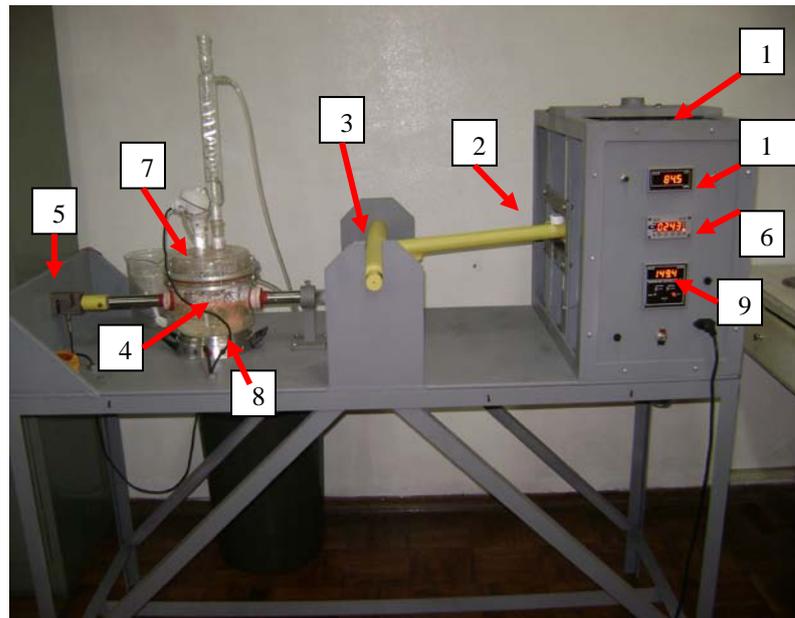
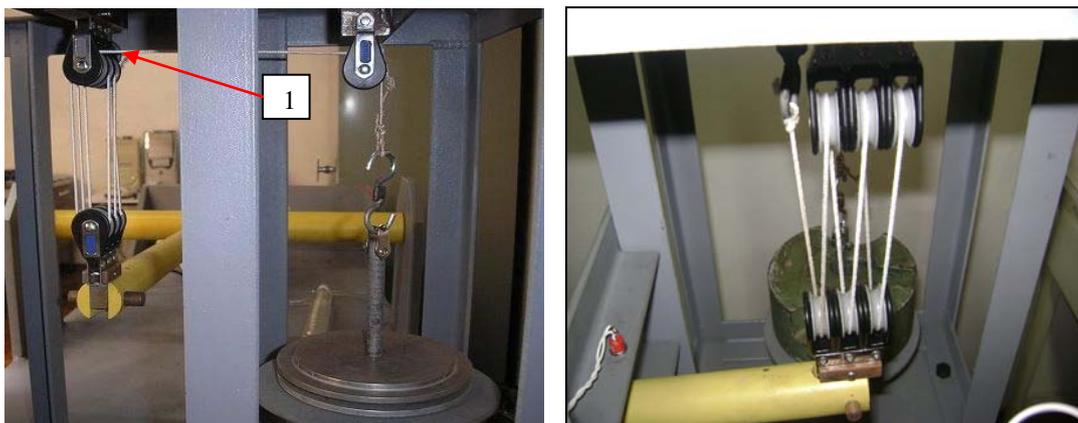


Figura 3.8 - Dispositivo para ensaio de corrosão sob tensão.



(a)

(b)

Figura 3.9 - Detalhes do aplicador de força constante: (a) Aplicador de força; (b) Mecanismo de transmissão de força.

b) Preparação dos Corpos de Prova para os Ensaios de CST

Segundo Ramanathan (1988), para a preparação dos corpos de prova é necessário alguns cuidados como obter informações sobre a composição química, métodos de fabricação e microestrutura do material a ensaiar. Geralmente o tamanho e a forma da amostra podem ser variados e sua seleção é uma questão de conveniência. De forma geral, amostras em perfis quadrados, retangulares, redondos ou cilíndricos são freqüentemente usados. Assim, o número de corpos de prova a serem testados depende da acuracidade do método e da uniformidade do material a ser testado.

Esta acuracidade aumenta se um número maior de corpos de prova idênticos é recomendado. Idealmente, as superfícies dos corpos de prova devem reproduzir aquelas usadas em serviços. Entretanto, nem sempre isto é possível devido ao fato das superfícies dos metais e ligas comerciais variarem de acordo com sua produção e fabricação.

Normalmente utilizam-se processos mecânicos na preparação da superfície final, porém, ataques químicos ou polimentos eletroquímicos podem ser usados para remover filmes ou camadas finas da superfície metálica. Neste sentido os corpos de prova utilizados no ensaio de CST foram preparados segundo padronização estabelecidas pela normas específicas American Society of Testing and Materials - ASTM G58 (1978) e ASTM E8 (1979).

Os corpos de prova utilizados no ensaio de CST são semelhantes aqueles utilizados nos ensaios de tração convencional, porém a sua confecção passou por várias etapas desde o recebimento até o produto final. Primeiramente as chapas foram recebidas nas dimensões 1000 x 3000 mm; em seguida foi feito um corte a frio numa guilhotina nas medidas 135 x 300 mm. Posteriormente, estas chapas foram recortadas em uma serra de fita horizontal na medida de 18 x 135 mm. Nestas chapas em forma de tiras foram feitos dois furos de 8 mm de diâmetro, espaçados de 105mm, centro a centro. Esses furos foram usados para a fixação do corpo de prova nas garras dentro da célula de corrosão. Finalmente os corpos de provas foram usinados, com uma fresa de topo de 12 mm de diâmetro, utilizando um centro de usinagem Fadal Engineering, VMC15, com uma programação de máquina específica (Apêndice 1) para obtenção dos corpos de prova nas dimensões detalhadas na Figura 3.10.

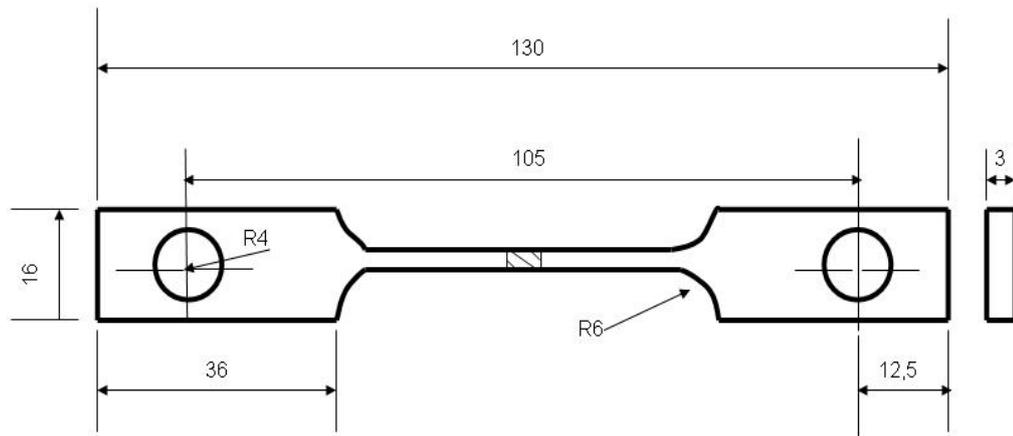


Figura 3.10 - Representação esquemática do corpo de prova para os ensaios de CST (unidades em mm).

c) Procedimento para o Ensaio de CST

Segundo a ASM Handbook (2003), existem vários tipos de ensaios aplicáveis para verificar o fenômeno da CST nos aços inoxidáveis. Assim, conforme o tipo de solicitação distingue-se dois tipos de ensaios de CST em laboratórios dentre os quais pode-se citar o ensaio com carga ou deformação constante e o ensaio com velocidade de deformação constante.

O ensaio realizado com carga constante ou deformação constante permite caracterizar a sensibilidade de um material à CST, bem como a fragilização pelo hidrogênio. Geralmente, os corpos de provas são submetidos a esforços de tração ou flexão e logo em seguida exposto ao meio corrosivo. Mede-se então o tempo até a falha (tf) do corpo de prova. Por outro lado, o ensaio com taxa de deformação lenta (*slow strain rate test*) permite uma avaliação rápida da sensibilidade de um material à CST e à fragilização pelo hidrogênio. Este método baseia-se na suposição de que a influência da corrosão sobre o comportamento à ruptura depende mais da velocidade de deformação do que da intensidade de tensão residual na ponta da trinca.

Assim, neste trabalho optou-se em trabalhar com um ensaio de carga constante e corpos de prova não entalhados, escolha esta justificada por ser uma técnica bastante utilizada para verificar a susceptibilidade de um material à CST, e por ser um tipo de ensaio bastante flexível quanto a escolha das dimensões dos corpos de prova. Nesse tipo de ensaio a grandeza a ser medida é o tempo de ruptura ou tempo de falha, enquanto as grandezas como

temperatura de ensaio, concentração do meio e a carga aplicada, devem permanecer constantes durante todo o ensaio.

Para a execução dos ensaios de CST primeiramente acomodou-se o corpo de prova de tração na cuba de vidro o qual foi mantido imerso em uma solução de teste durante todo o tempo. A sua fixação foi feita prendendo-se o corpo de prova as garras axiais de tração através de dois pinos. Em seguida foi providenciada a vedação lateral da cuba com duas buchas de teflon e silicone resistente a alta temperatura, conforme detalhe mostrado na Figura 3.11. A vedação superior da cuba foi realizada com um anel de borracha e silicone de alta temperatura. Finalmente foi conectado na tampa superior um condensador de refluxo e um medidor de temperatura tipo PT-100.

A etapa seguinte consistiu na preparação da solução corrosiva de cloreto de magnésio, a qual foi preparada no Laboratório de Microbiologia da UNIFEI seguindo procedimentos estabelecidos pela norma ASTM G36-94. Ao preparar aproximadamente 1800 mL de solução foram necessários 1800g de $MgCl_2 \cdot 6H_2O$ e 158,4 mL de água. A Figura 3.12(a) mostra detalhes dos acessórios usados para esta preparação. Esta solução de cloreto de magnésio preparada, tem seu ponto de ebulição aproximadamente de $145^\circ C$ e uma concentração de 43% em massa e pH de 4,26 a temperatura de $25^\circ C$, sendo este medido por meio de um Phmetro (Figura 3.12(b)). Durante os ensaios, a temperatura foi mantida constante, até a ruptura do corpo de prova.



Figura 3.11 - Processo de vedação da cuba para os ensaios de corrosão sob tensão.

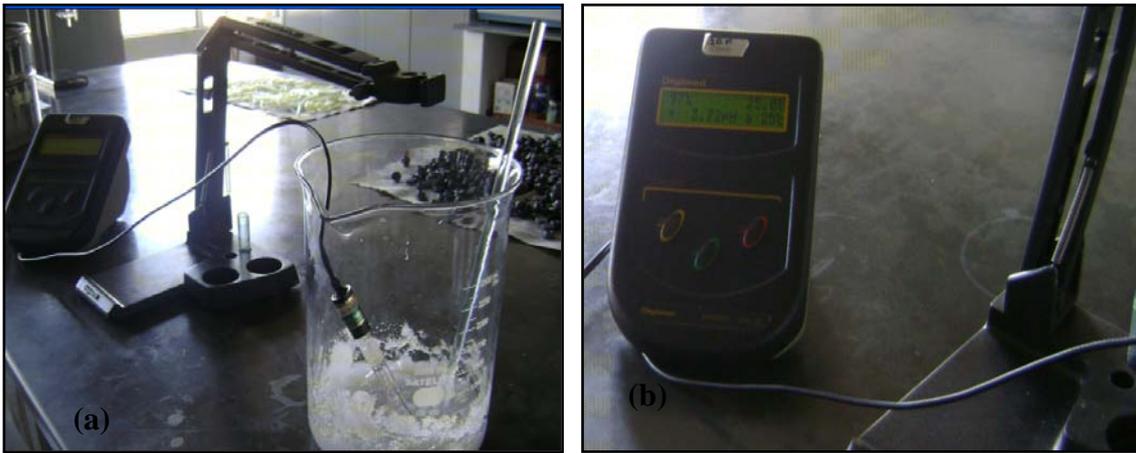


Figura 3.12 - Preparação da solução de ataque, (a) Solução de $MgCl_2$; (b) Medição do pH da solução.

Como procedimento de ensaio, a tensão aplicada nos testes foi mantida axialmente ao eixo do corpo de prova e foi de aproximadamente 90% do limite do escoamento da junta soldada, ou seja, 400MPa (40,0 kgf/mm²).

O critério adotado para avaliar a susceptibilidade à corrosão sob tensão no presente trabalho foi o tempo de ocorrência da ruptura total dos corpos de prova, sendo então, nesta condição, registrado o tempo de ensaio e a carga aplicada. Após a ocorrência da ruptura, o corpo de prova foi removido para análises posteriores, cuja preparação seguiu procedimentos estabelecidos pela norma ASTM G1 (1972). Desta forma, os corpos de prova foram preparados e em seguida foram submetidos a uma decapagem superficial utilizando uma solução aquosa de 10% de HNO_3 durante 20 min a uma temperatura de 60° C, para então serem analisados.

3.3.3 Procedimento de Ensaio para Caracterização Magnética

Para a realização dos experimentos de caracterização magnética utilizou-se um Magnetômetro de Amostra Vibrante (MAV), marca Lake Shore - modelo VSM, do Laboratório de Ensaio Destrutivos da UNIFEI, sendo este equipamento um dos mais usados para realizar as medidas de saturação magnética. A Figura 3.13 mostra detalhes do banco de ensaio para caracterização magnética.



Figura 3.13 - Magnetômetro de Amostra Vibrante marca Lake Shore, modelo VSM. Fonte: Laboratório de Ensaios Destrutivos, UNIFEL.

A caracterização magnética no MAV usa uma amostra muito pequena, preparada previamente a qual é suspensa entre as peças polares de um eletroímã, sendo posicionada na extremidade de uma haste vibrante.

O campo estático, aplicado por um eletroímã de 14000 G provoca a magnetização da amostra, que associada a vibração induz um sinal nas bobinas de “pick-up” captando o sinal originado pela magnetização do material. O magnetômetro mede a magnetização $M(\text{emu})$ da amostra em função do campo magnético aplicado (G).

Segundo Gontijo (2007), parâmetros magnéticos tais como, campo coercivo H_c , campo remanente M_R , e saturação magnética M_S são determinados através da curva de histereses $M \times H$. A susceptibilidade magnética é determinada pela derivada da curva $M \times H$ na região onde ocorre o deslocamento irreversível. O produto da energia máxima pode ser calculado pela curva indutiva de desmagnetização $(M \times H)_{\text{máx}}$ do material, sendo que este produto da energia máxima representa a energia gasta para magnetizar e desmagnetizar um material ferromagnético (Silva, 1998).

a) Preparação dos Corpos de Prova para os Ensaios de Caracterização Magnética

A preparação dos corpos de prova para a caracterização magnética dos materiais no MAV seguiu uma sequência básica. Primeiramente os corpos de prova foram seccionados transversalmente ao cordão de solda, para em seguida ser retirada uma pequena amostra (fita) de aproximadamente 1 mm conforme detalhes no esquema mostrado na Figura 3.14.

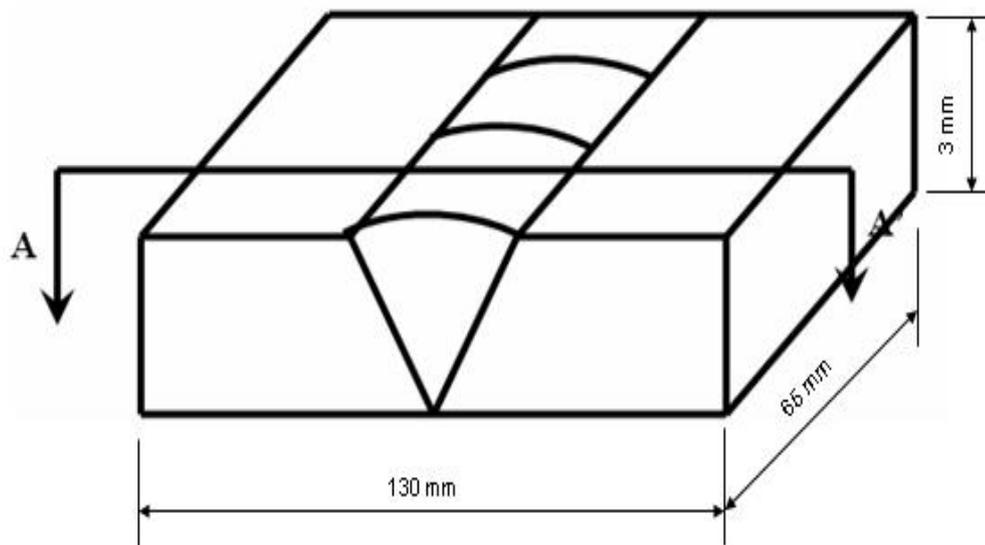
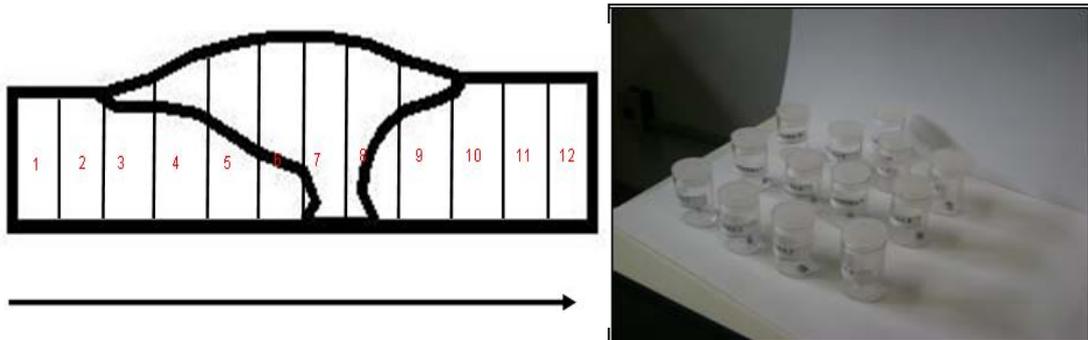


Figura 3.14 - Preparação dos corpos de prova para caracterização magnética.

Esta amostra foi levada a uma máquina cortadeira (*cut-off*) com refrigeração a água, a qual permitiu a retirada de pequenos pedaços dessa amostra de aproximadamente 3mm^2 , ao longo da seção do cordão de solda, totalizando 12 amostras, conforme detalhamento mostrado na Figura 3.15.

Em seguida estas amostras foram lixadas até adquirirem o formato de pequenos discos de aproximadamente 3 mm de diâmetro. Em seguida estas amostras foram pesadas em uma balança de precisão (Bel Engineering) de 210g e precisão de 0,0001g e identificados conforme detalhes mostrados na Figura 3.16. Após esta identificação os corpos de prova foram levados ao MAV para o levantamento das curvas de histereses do material.



(a)

(b)

Figura 3.15 – Detalhe da preparação de corpos de prova para análise das propriedades magnéticas (a) Sequencia de retirada (b) Identificação das amostras.



Figura 3.16 - Pesagem das amostras -Balança Bel Engineering. Fonte: Laboratório de Microbiologia – UNIFEI.

b) Procedimento de Execução do Ensaio de Caracterização Magnética

Como procedimento de ensaio para caracterização magnética, inicialmente as amostras foram fixadas no porta-amostras e, em seguida, posicionadas entre as peças polares de um eletroímã através de uma haste. Posteriormente estas amostras foram submetidas a um campo magnético constante, durante aproximadamente 15 min para o levantamento das curvas de histerese do material, conforme detalhe mostrado na Figura 3.17. Uma haste delgada vertical conecta o porta-amostras a um transdutor (vibrador) montado acima do eletromagneto (Figura

3.15). O transdutor converte o sinal AC, fornecido por um circuito montado no console do equipamento, em uma vibração vertical senoidal da haste, e a amostra é, dessa forma, submetida a um movimento senoidal em um campo magnético uniforme. Bobinas montadas nos pólos do magneto adquirem o sinal resultante do movimento da amostra. Este sinal é tratado e amplificado de modo a fornecer o valor do momento magnético da amostra em *emu*.

Assim, foi possível levantar as curvas de magnetização do material, e verificar a diferença de comportamento apresentado pelo material ferromagnético e o paramagnético perante um campo magnético constante. Posteriormente, os dados de magnetização foram exportados para o Software OriginPro 7.5 onde, através de funções adequadas, foi possível levantar as propriedades magnéticas do material, como o campo coercivo (H_c), o campo remanente (M_r) e a magnetização de saturação (M_s).

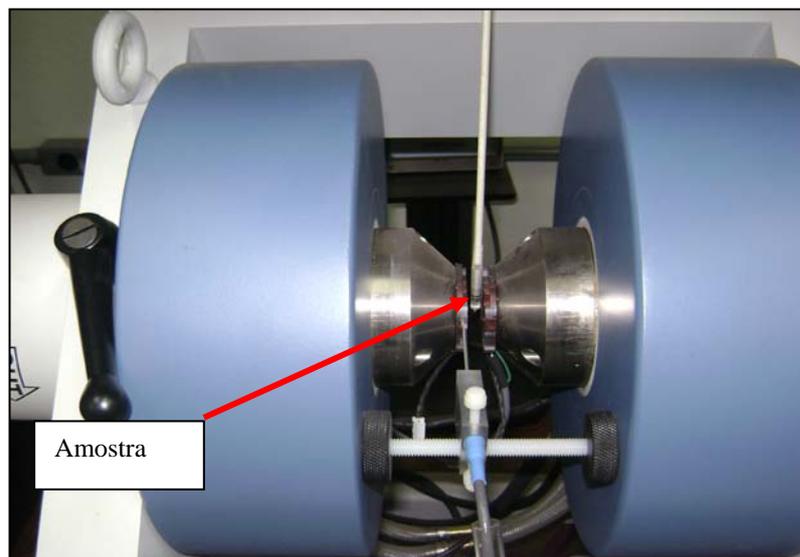


Figura 3.17 - Posicionamento das amostras para caracterização magnética.

3.4 ENSAIOS DE MICRODUREZA

O ensaio de microdureza de um metal é comumente relacionada com a resistência à penetração da superfície. Souza (2004) e Linnert (1994) afirmam que a microdureza e o limite de resistência dos materiais apresentam uma forte correlação. Sendo assim, o seu conhecimento é de fundamental importância para o estudo do comportamento dos materiais quando submetidos a condições na qual a estrutura de um material é modificada, como ocorre durante a execução de operações de soldagens.

A microdureza na junta soldada pode representar vários comportamentos ao qual a estrutura do material foi submetida, dependendo dos ciclos térmicos impostos durante a soldagem e da composição química dos metais de adição e a equivalência entre as propriedades mecânicas do metal de adição e o metal de base. De forma geral, a ZTA (especialmente na zona adjacente à linha de fusão) sofre um processo de endurecimento como consequência da aplicação do calor durante o processo de soldagem (Tsay et al.,2001).

As avaliações nos testes preliminares para levantamento dos perfis de microdureza tiveram como objetivo relacionar as mudanças microestruturais induzidas pelas diferentes condições de soldagem para, posteriormente, compará-las com as propriedades magnéticas dos mesmos corpos de prova. Os ensaios de microdureza foram realizados nas amostras nas condições como recebida e soldado no Laboratório de Materiais da UNIFEI. As amostras foram lixadas, polidas e embutidas antes do ensaio, conforme procedimentos estabelecidos pela norma ASTM E384 (1999). As medidas foram realizadas por meio de um microdurômetro com penetrador de diamante com carga de 200g, em uma linha horizontal ao longo de toda a extensão da junta soldada, abrangendo o MB, a ZTA e a ZF, totalizando 48 pontos, posicionados conforme detalhes mostrados na Figura 3.18. Após esta medição seccionou-se o corpo de prova em 12, retirando para cada parte 4 medidas de microdureza obtendo no final a microdureza média conforme mostrado na Figura 3.19.

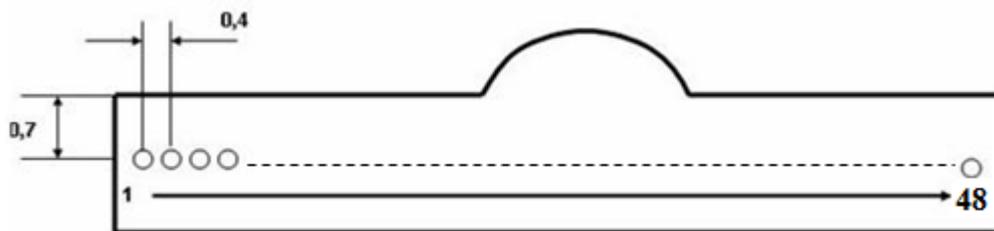


Figura 3.18 – Medições de microdureza das amostras.

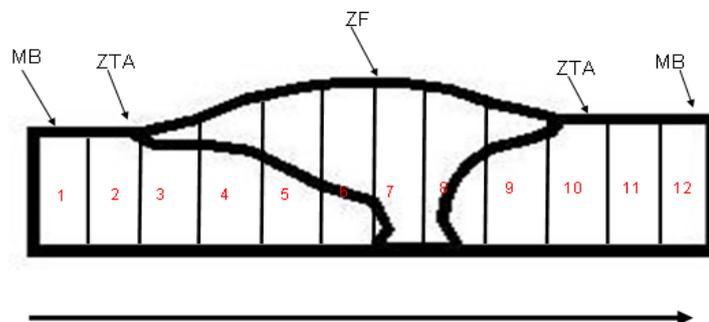


Figura 3.19 - Microdureza média das amostras.

3.5 CARACTERIZAÇÃO MICROESTRUTURAL

3.5.1 Microscopia Óptica

A caracterização microestrutural foi realizada na liga sob as condições do material como recebido, soldado, e após o processo corrosivo. O método de preparação das amostras para análise metalográfica consistiu em cortar as amostras com disco abrasivo de aço inoxidável sob refrigeração a água. Após o seccionamento transversal ao cordão de solda, uma pequena amostra em forma de fita foi embutida, lixadas com lixas de granulometria 240, 320, 400, 600 e 1200 mesh. Em seguida as amostras foram lavadas com álcool isopropílico com o auxílio de um aparelho de ultra-som, marca PanTec, secadas e polidas em alumina 0,3 μ m e, sendo lavadas novamente com álcool isopropílico e secadas em jato de ar quente para garantir uma superfície polida e limpa.

Na preparação dos corpos de prova para caracterização microestrutural foram utilizados vários reagentes químicos como o Marble, cloreto férrico, e um reagente contendo 10 mL de $C_2H_4O_2$ + 15 mL de HCl + 10 mL de HNO_3 por meio de imersão, porém a melhor caracterização foi conseguida utilizando um ataque eletrolítico, com uma solução de ácido oxálico (10%). Posteriormente pode-se observar a granulação do material, a natureza, a forma, a quantidade e distribuição dos diversos constituintes ou de certas inclusões utilizando para isto um microscópio óptico marca Olympus do Laboratório de Materiais da UNIFEI. Finalizado esta fase, as amostras foram encaminhadas para a análise no Microscópio Eletrônico de Varredura (MEV) para a caracterização da superfície de fratura do material.

3.5.2 Microscopia Eletrônica de Varredura

A microscopia eletrônica de varredura é uma das técnicas de caracterização microestrutural mais versáteis hoje disponíveis, apresentando várias aplicações em diversos campos do conhecimento, particularmente nas ciências exatas, biológicas, eletrônica e geociências dentre outras. A técnica consiste na interação de um fino feixe de elétrons focalizado sobre a área ou o micro volume a ser analisado o qual gera uma série de sinais que

podem ser utilizados para caracterizar propriedades da amostra, tais como composição, superfície, topografia, cristalografia, etc.

Assim os sinais de maior interesse referem-se usualmente as imagens de elétrons secundários e de elétrons retroespalhados, ao passo que na microsonda eletrônica o sinal de maior interesse corresponde aos raios X característico, resultante do bombardeamento do feixe de elétrons sobre a amostra, permitindo a definição qualitativa ou quantitativa dos elementos químicos presentes em um microvolume (Goldstein et al.,1992).

Segundo Flewitt & Wild (1986), no estudo da caracterização de materiais três tipos de microscopia são utilizados em grande extensão: microscopia óptica (MO), microscopia eletrônica de varredura (MEV) e microscopia eletrônica de transmissão (MET). Em menor extensão, mas em uma faixa exclusiva de alto aumento e excelente resolução, encontra-se a microscopia de campo iônico (MCI). Deve-se destacar que essas técnicas são complementares e cada uma delas tem seu campo específico de aplicação. Todavia neste trabalho utilizou-se a microscopia eletrônica de varredura, por apresentar excelente profundidade de foco e permitir a análise com grandes aumentos de superfícies irregulares, como superfícies de fratura. Portanto para a análise da superfície de fratura das amostras utilizou-se o microscópio eletrônico de varredura, marca LEO-1450 VP – Zeiss, da EEL/USP.

Todas as amostras antes de serem submetidas as análises fractográficas, passaram por um processo de limpeza superficial, que consistia em lavar as amostras várias vezes com álcool isopropílico com o auxílio de um aparelho de ultra-som. Posteriormente foram analisadas as superfícies de fratura dos corpos de prova dos ensaios de tração e corpos de prova dos ensaios de CST no meio contendo $MgCl_2$.

Capítulo 4

RESULTADOS E DISCUSSÃO

4.1 INTRODUÇÃO

Neste capítulo são apresentados e discutidos os resultados obtidos a partir da sequencia experimental descrita no Capítulo 3. A análise dos resultados será abordada em três fases consecutivas. Na primeira fase são analisados os resultados preliminares obtidos em soldagens para verificar a adequação das condições dos parâmetros partindo-se de trabalhos anteriores. Na sequencia, considerando uma condição otimizada de regulagem dos parâmetros, os resultados são analisados considerando a influência do aporte térmico, condição esta obtida a partir da variação da velocidade de soldagem no processo com arame tubular utilizando o modo com pulsação de corrente. A influência dos parâmetros de pulso sobre o aspecto econômico e a geometria do cordão associado às soldagens são apresentados e discutidos. Na segunda fase, a partir de amostras adequadas, serão apresentados e discutidos os resultados obtidos para o levantamento das propriedades magnéticas dos materiais, bem como análises de caracterização microestrutural das regiões soldadas. Na terceira fase, são

apresentados e discutidos os resultados de análises oriundas dos corpos de prova na condição de pós-teste de corrosão sob tensão com força constante até a ruptura. Nesta fase são analisados os resultados referentes ao levantamento das propriedades magnéticas do material, associado com a caracterização microestrutural das amostras por meio do analisador óptico e microscopia eletrônica de varredura - MEV. Assim, pretende-se verificar a correlação entre as propriedades magnéticas dos materiais ensaiados com a susceptibilidade a corrosão sob tensão em soldagens de aços inoxidáveis ferríticos com arame tubular inoxidável austenítico através do modo pulsado.

4.2 RESULTADOS EXPERIMENTAIS

4.2.1 Testes Preliminares de Soldagens

Na tentativa de ajustar os parâmetros de soldagem, tomando-se por base os trabalhos de Oliveira (2005) e Dias (2009), foram realizados vários testes preliminares com o modo pulsado de corrente, sendo os parâmetros de pulso (I_p - corrente de pico, I_b - corrente de base, t_p - tempo de pico e t_b - tempo de base) variados em testes de soldagens de simples deposição em chapas de aço AISI 409. Foram avaliadas a geometria da solda conforme detalhes descritos no item 3.3.1 (c) e Figura 3.6, bem como a qualidade do cordão gerado. A Tabela 4.1 mostra a sequencia experimental e os resultados obtidos.

Percebeu-se dos resultados que alguns testes de soldagens geraram condições totais de instabilidade na formação do arco, resultando em cordões com formato irregulares. Estes foram os casos dos testes 1, 9, 11 e 12 onde se notou um comportamento de arco instável ocasionando a formação de um cordão irregular com várias interrupções, além de variações na largura e no reforço do cordão. Com relação aos testes 1, 11 e 12 verificou-se que a frequência de pulsação é muito baixa para o nível de corrente utilizado. Neste sentido, a alimentação do arame se torna irregular pela dificuldade em se conseguir atingir o auto-ajuste do arco (tensão mantida constante) gerando em consequencia instabilidades na sua formação. Para o teste 9 ocorreu exatamente o contrário, visto neste caso a frequência ser muito alta relativamente à energia do arco. Para os testes 4, 5, 7 e 10 notou-se uma adequada condição

de soldagem, com um arco estável, porém com baixa penetração na junta, razão pela qual se descartou esta regulagem. Para os testes 6 e 8, verificou-se uma condição média de soldagem onde o arco se manteve estável, porém com um número maior de respingos. Entretanto, para o teste 14 notou-se uma boa condição de soldagem com um arco mais estável, além de uma penetração máxima na junta soldada. Esta condição do teste coincidiu com a condição otimizada por Dias (2009) e foi considerada a condição padrão para os testes posteriores. Assim, procurou-se a variação da energia de soldagem no intuito de verificar a influência do aporte térmico na CST e nas propriedades magnéticas de um aço inoxidável AISI-409 soldado com um arame tubular austenítico.

Tabela 4.1- Resultados obtidos para os testes preliminares.

Teste	Ip	tp	Ib	tb	vs	V	Im	F	H	w	re	p	Arc.	C.
	A	ms	A	ms	cm/min	V	A	Hz	J/mm	mm	mm	mm	-	-
1	300	2	60	18	39	25	84	50	540	5	3	0,23	I	R
2	300	2,5	60	17,5	39	25	90	50	580	5,7	2	1,58	E	B
3	350	2	60	18	39	25	89	50	570	5,4	2	1,59	E	B
4	350	2,5	60	17,5	39	25	96,3	50	620	6,2	2,2	1,35	E	B
5	300	2	70	8	39	25	116	100	740	8,3	1,3	1,4	E	B
6	300	2,5	70	7,5	39	25	127,5	100	820	6,4	1,7	1,33	E	M
7	350	2	70	8	39	25	126	100	810	8,4	2	1,9	E	B
8	350	2,5	70	7,5	39	25	140	100	900	9	2,2	1,5	E	M
9	350	2	60	13,3	44,3	25	98	150	332	4,5	2,5	0,19	I	R
10	350	2	60	8	44,3	25	118	100	400	7,4	1,2	2,8	E	B
11	350	2	60	11,3	44,3	25	103,6	75	351	4	2,3	0,25	I	R
12	350	2	60	2	44,3	25	205	25	694	4	2	0,22	I	R
13	250	2	60	18	22	25	79	50	897	6	1,4	0,21	I	R
14	350	2	60	8	25	25	118	100	590	13	1,9	3,00	E	MB

Obs.: Arc – arco, C – cordão de solda, R – Ruím; M – Médio; B – Bom; MB – Muito Bom ; I – instável, E- estável.

4.2.2 Testes de Soldagens Definitivos

Partindo-se da condição otimizada descrita no item anterior (Ip=350 A, tp=2 ms, Ib=60 A, tb = 8 ms e F=100 Hz) realizaram-se os testes definitivos com variação no aporte térmico. A Tabela 4.2 descreve a sequencia experimental realizada e os resultados obtidos para as características geométricas e produtivas da solda, conforme procedimento descrito no item 3.3.1.(c). Assim foram determinados em função das condições de soldagem a energia de soldagem (H), a área total do cordão (St), a largura do cordão (w), o reforço da solda (re), o

índice de convexidade do cordão (I_c), a taxa de deposição (TD), a taxa de fusão (TF) e o rendimento (R).

Tabela 4.2 - Sequencia e resultados dos experimentos de soldagem.

Teste	vs	H	S_p	S_t	D	w	re	I_c	TD	TF	R
	cm/min	J/mm	mm ²	mm ²	%	mm	mm	%	kg/h	kg/h	%
1	44,3	400	3,25	16,02	20,3	7,4	1,2	16,22	1,97	2,20	89
2	27,2	650	5,79	20,62	28,1	10,4	1,5	14,42	2,28	2,59	88
3	25	708	9,36	30,78	30,4	11	1,5	13,64	2,21	2,54	87
4	22	805	10,59	32,49	32,6	13	1,9	14,62	2,83	3,31	86
5	19,7	900	7,57	24,03	31,3	12,5	2,5	20,00	1,91	2,12	90

Muito embora os cordões de solda obtidos tenham apresentado uma geometria adequada, percebeu-se que quando da utilização de uma velocidade de soldagem de 19,7 cm/min, acontecia um defeito de soldagem conhecido como “tunelamento” (Modenesi & Bracarense, 2011), conforme detalhe mostrado na Figura 4.1.

Este efeito inviabilizou o aproveitamento desta condição de soldagem. Para tentar contornar tal efeito, a suspeita inicial foi de que o gás de purga que estava protegendo a raiz poderia está interferindo no fenômeno.

Desta forma, o teste foi refeito em uma condição de soldagem sem a proteção na raiz e o fenômeno (tunelamento) se manteve. Assim, se pressupôs que a provável origem para o defeito seja uma combinação de fatores térmicos ocasionados por uma baixa velocidade de soldagem e alta energia de soldagem, durante a solidificação da poça de fusão.

Neste nível de imposição térmica pode ter ocorrido acúmulo de gases no centro do cordão, oriundos provavelmente do fluxo do arame tubular. Optou-se assim, em aumentar a velocidade de soldagem para reduzir o nível de energia e contornar a formação do provável defeito. Notou-se que a partir de 22 cm/min, o fenômeno desaparecia por completo, conforme observado na caracterização do perfil do cordão mostrada na Figura 4.2.

Considerando este aspecto, decidiu-se então trabalhar com a variação da velocidade de soldagem em quatro níveis (22; 25; 27,2 e 44,3 cm/min) com suas consequentes variações no aporte térmico. Em nenhuma destas condições se verificou a ocorrência do defeito de tunelamento, permitindo desta forma realizar as análises pretendidas.

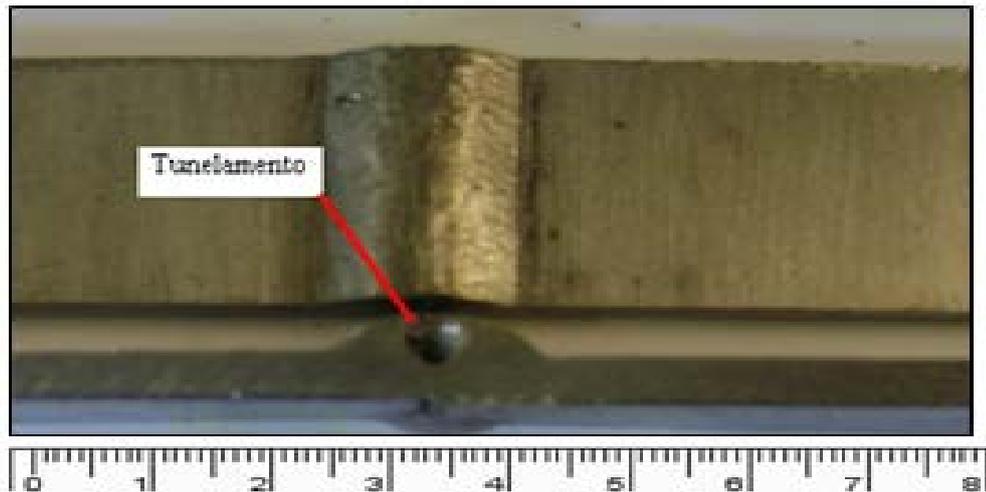


Figura 4.1 - Tunelamento no cordão de solda. Condição: $I_p=350$ A, $t_p=2$ ms, $I_b=60$ A, $f=100$ Hz, $v_s=19,7$ cm/min, $H=900$ J/mm.

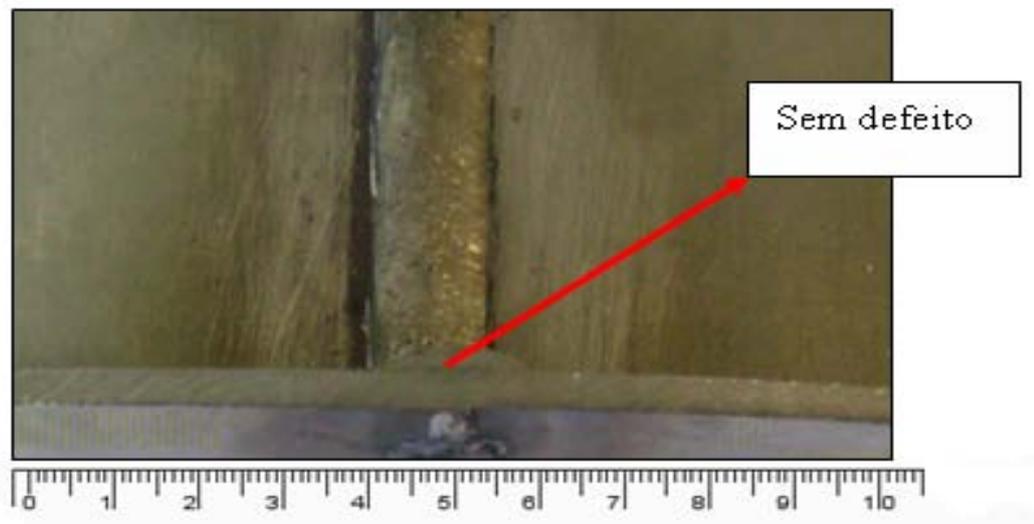


Figura 4.2 - Influência da velocidade de soldagem no cordão de solda. Condição: $I_p=350$ A, $t_p=2$ ms, $I_b=60$ A, $f=100$ Hz, $v_s=22$ cm/min, $H=805$ J/mm.

4.2.3 Análise das Características Produtivas

O rendimento e a taxa de deposição são características produtivas importantes para avaliar o desempenho de um processo de soldagem já que os mesmos influem de maneira significativa na produtividade da soldagem. Além disto, estas respostas também refletem a influência do aporte de calor, que por sua vez é dependente do ajuste dos parâmetros do processo de soldagem. As perdas decorrentes da formação de respingos ou escórias são os

fatores que, geralmente, levam o rendimento e a taxa de deposição ao decréscimo. Porém, o aumento da imposição de calor, provavelmente conduz a um aumento da taxa de deposição, desde que garantidas as condições para uma formação de arco adequada. Ao observar os resultados na Tabela 4.2 nota-se que o rendimento médio dos testes foi de 88% enquanto a taxa de deposição média foi de 1,86 kg/h. Observa-se que esta taxa de deposição é inferior a normalmente obtida para um arame tubular de mesmo diâmetro utilizado para aços carbono, a qual se situa por volta de 2,7 kg/h (Oliveira, 2005). Entretanto, deve-se considerar o fato de que a soldagem de aços inoxidáveis exige, em contrapartida, uma limitação na imposição de calor, sob pena de conduzir o material base a exagerada deformação em função da baixa condutibilidade térmica do mesmo. Além disso, a menor imposição de calor certamente conduz o material a um resfriamento mais rápido, sendo esta condição benéfica para evitar a ocorrência da sensitização na zona de ligação do material soldado.

4.2.4 Análise das Características Geométricas

a) Área Total do Cordão

A área total adicionada corresponde a área de penetração conjuntamente com a área de reforço do cordão de solda. A sua importância na soldagem se dá pela determinação do perfil da solda, com reflexos na diluição e penetração do cordão de solda, bem como na produtividade do processo. Analisando-se os resultados mostrados na Tabela 4.2, nota-se que quanto maior a velocidade de soldagem menor será o aporte térmico e, conseqüentemente, menor será a área total adicionada e a quantidade de arame consumido impactando assim nos índices de produtividade e custos finais da soldagem.

A Figura 4.3 apresenta os perfis dos cordões de solda para os testes com variação da velocidade de soldagem e, conseqüentemente, o aporte térmico. Observa-se que o valor da área total adicionada variou de 16,02 mm² a 32,48 mm² para os testes realizados, variação esta bastante significativa para os baixos níveis de aporte térmico utilizados na soldagem dos aços inoxidáveis. De forma geral, nota-se que o aumento do aporte do aporte térmico provoca um aumento proporcional na área do cordão de solda, levando a aumento na formação de carbonetos de cromo pela diminuição da velocidade de resfriamento na faixa crítica entre

900°C a 500°C. Além disso, a utilização de uma maior energia de soldagem provoca uma maior deformação do material.

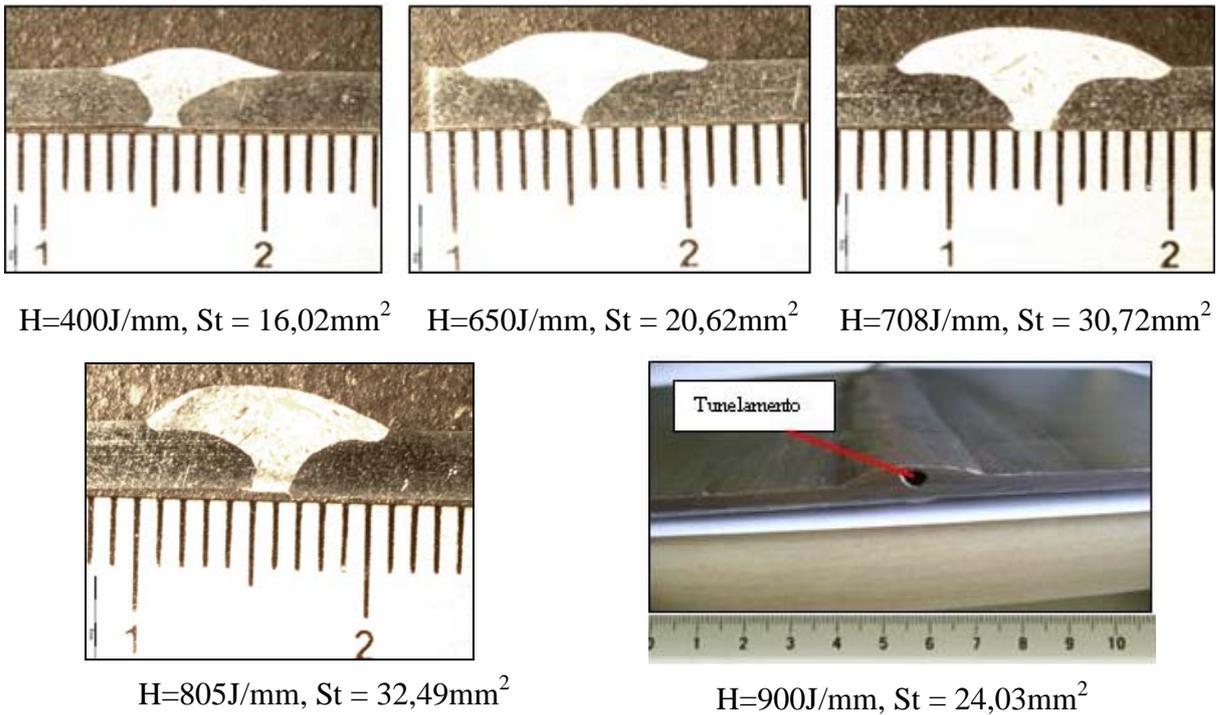


Figura 4.3 - Perfis dos cordões de solda dos testes definitivos.

b) Convexidade do Cordão

A convexidade do cordão de solda é um parâmetro que está diretamente relacionado a qualidade do cordão e com reflexos na resistência a fratura do cordão de soldas, podendo ocasionar pontos de concentração de tensões, na transição do cordão com o material base. Desta forma, caso a convexidade seja excessiva, esta transição pode se tornar um concentrador de tensões facilitando o aparecimento de trincas com consequências na CST. Por outro lado, caso a convexidade seja muito pequena, muitas vezes também é considerada inadequada, pois pode aparecer mordedura no cordão de solda levando a um ponto de concentração de tensão e até mesmo o surgimento de trincas e CST quando expostos a um meio corrosivo. Silva et al. (2000) pressupõem que índices de convexidade na faixa de 20 a 30% conduzem a soldas adequadas em aços carbono. Entretanto, com relação aos aços inoxidáveis há a necessidade de maiores estudos.

Ao analisar os resultados obtidos Tabela 4.2 percebe-se que o índice de convexidade para os testes variou de 13,64% a 16,22%. De certa forma a convexidade pouco se alterou

frente ao aporte térmico, porém, se situou abaixo dos pressupostos ideais, o que pode-se refletir nas propriedades da solda e CST.

c) Diluição

A diluição é um parâmetro que está ligado diretamente com a imposição de calor e com as características da poça de fusão, sendo a sua adequação importante na soldagem dos aços inoxidáveis, principalmente na utilização do diagrama de Schaeffler para determinação do nível de Ferriça entre outras. Portanto, o controle da diluição é de fundamental importância em vários campos de aplicação envolvendo soldagem de aços inoxidáveis, quer seja em aplicações homogêneas ou de metais dissimilares, em deposição de revestimentos ou em materiais que tenham teores de elementos prejudiciais à zona fundida, como no caso de enxofre, fósforo e carbono (Marques et al,2009). Dos resultados obtidos na Tabela 4.2, observa-se que a máxima diluição obtida foi de 32,6 %, condição esta correspondendo ao máximo de energia utilizado. Nota-se que a diluição apresenta uma correlação direta com o nível de aporte térmico, como era de se esperar. Tal detalhe é importante no sentido de que muitas vezes a variação da diluição é requisito fundamental no sentido de melhor adequar a previsão dos componentes estruturais via utilização do diagrama de Schaeffler ou WRC. Neste sentido, esta adequação da diluição pode ser realizada pela variação da energia.

4.2.5 Análise da Microdureza

A microdureza da junta soldada pode representar uma variedade de comportamentos a que a estrutura do material foi submetido, e pode ser influenciada por diversos aspectos, incluindo o ciclo térmico imposto durante a soldagem, a composição química do metal de adição, bem como a equivalência entre o propriedades mecânicas do metal de solda e do metal base.

Portanto, na avaliação da região soldada, a análise do perfil de microdureza é de fundamental importância, sendo esta influenciada diretamente pelas transformações microestruturais decorrentes dos diferentes níveis de energia impostos. Assim, o perfil da microdureza das soldas realizadas com vários aportes térmicos foram medidas horizontalmente na seção transversal das amostras em vários intervalos através do Metal base (Mb) e da zona termicamente afetada (ZTA).

A Figura 4.4 mostra o perfil de microdureza obtido nestas regiões. Analisando os resultados, verifica-se que as soldas realizadas com menor aporte térmico (400J/mm) apresentaram uma tendência a ter uma microdureza mais elevada na ZTA. Esta tendência era de se esperar devido a mais rápida taxa de resfriamento experimentada por estas soldas associado à presença de precipitados de cromo e de alguns elementos químicos presentes no metal de adição. Segundo Evans (1991), alguns elementos químicos como o níquel e manganês tendem a promover a micro-segregação de Ni, Mn e Si nas zonas reaquecidas a baixa temperatura (<900°C) levando a uma redução da tenacidade e aumento da dureza. Assim, os teores de manganês e níquel tendem a afetar a microestrutura do metal de solda favorecendo a formação de martensita e promovendo a formação de ferrita acicular também denominada “lathy”, sendo esta típica da solidificação primária em austenita (Zhang & Farrar, 1997).

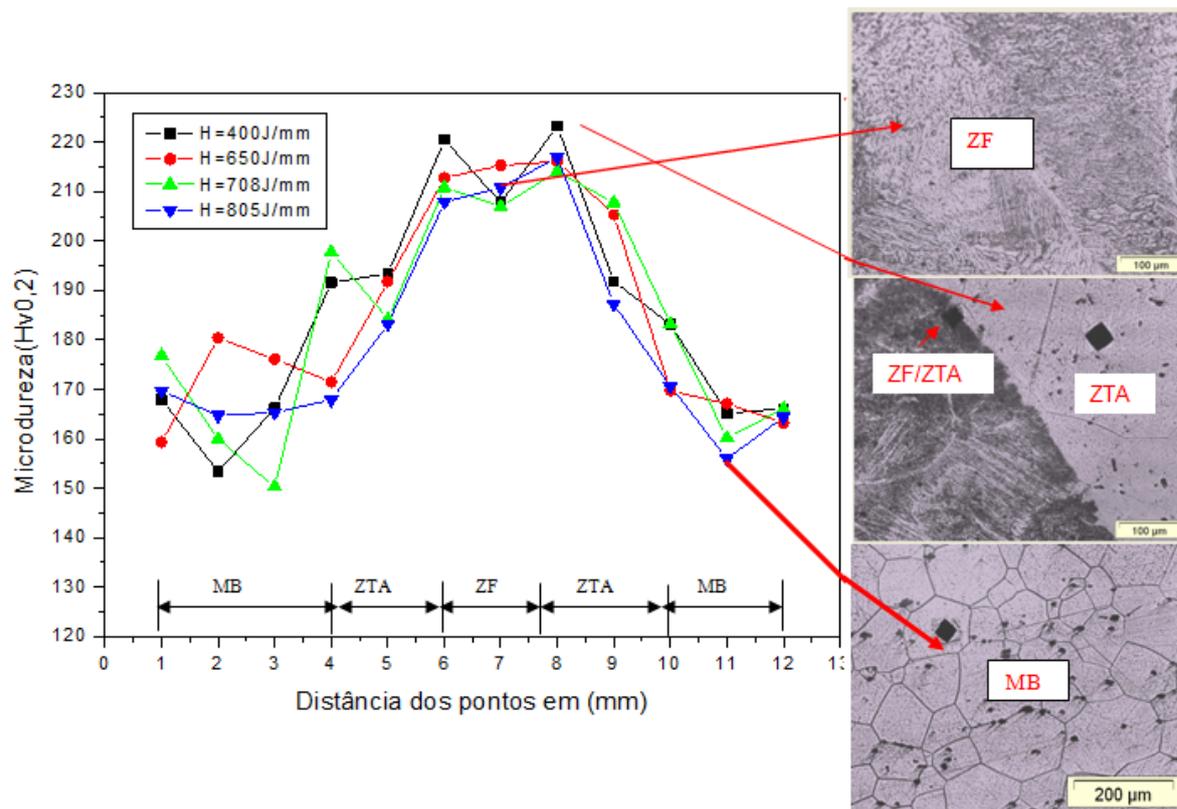


Figura 4.4 – Comportamento da microdureza do aço AISI409 soldado com metal de adição AWSE316LT1-4 com variação do aporte térmico.

Neste contexto nota-se a variação do aporte térmico leva ao aumento da dureza na ZTA e aumento no tamanho do grão, prejudicando sensivelmente a tenacidade da junta

soldada. O ideal para reduzir o tamanho de grão na ZTA, seria reduzir ao máximo a energia de soldagem; entretanto esta redução no aporte térmico (H) não deve ser muito alta, pois pode levar a aumentos significativos da dureza nesta região e possibilidades de defeitos no cordão de solda (Maciel et al. ,2006).

A Tabela 4.3 apresenta a variação da dureza média e o desvio padrão para os testes realizados. Observa-se que o valor máximo de microdureza encontrado foi de 223 HV, o que classifica os materiais como aceitáveis de acordo com os critérios adotados pela norma NACE MR015 -2001, a qual estabelece um limite máximo de dureza de 250 HV para materiais metálicos a serem utilizados em equipamentos petrolíferos de forma a evitar o trincamento por corrosão sob tensão em meios contendo H₂S.

Tabela 4.3 – Variação da microdureza média e o desvio padrão para os testes de soldagem.

Codificação	M ₁	s	M ₂	s	M ₃	s	M ₄	s
	(HV _{0,2})	-						
1	167,9	2,26	159,3	1,28	176,8	1,19	169,7	1,15
2	153,4	4,47	180,4	1,84	159,9	1,77	164,7	5,40
3	166,2	5,36	176,1	8,40	150,3	0,58	165,3	0,71
4	191,6	1,20	171,5	8,23	197,8	2,67	167,9	1,04
5	193,4	1,20	191,8	0,85	184,2	4,10	183,2	1,9
6	220,5	5,56	212,8	8,34	210,8	2,16	207,9	1,27
7	207,8	1,27	215,3	2,28	207	1,25	210,8	1,82
8	223,3	4,50	216,1	2,55	214,1	2,41	216,9	2,19
9	191,8	3,50	205,3	1,61	207,8	1,75	187,3	1,56
10	183,2	7,92	169,7	1,92	183,2	7,92	170,6	1,41
11	165,2	5,31	167,1	2,23	160,2	2,3	156	4,47
12	166,1	1,48	163,2	9,10	166,1	2,90	164,4	1,12
Energia (J/mm)	400		650		780		805	

4.2.6 Análise Microestrutural

a) Previsão dos Efeitos nas Propriedades Metalúrgicas por meio do Diagrama de Schaeffler.

A soldagem do aço inoxidável ferrítico AISI- 409 com um material de adição tubular AWSE316LT1-4 austenítico, resultará na formação de regiões distintas. A zona fundida resultará em uma estrutura metalúrgica essencialmente austenítica.

No caso específico da soldagem do aço inoxidável ferrítico AISI 409 com o arame tubular austenítico, percebe-se que a diluição nas condições de soldagens utilizadas oscilou entre 20,3% para ($H=400$ J/mm) e 32,6% ($H =805$ J/mm). Considerando a análise da soldagem material/consumível através da utilização do diagrama de Schaeffler (Figura 2.8), percebe-se que o teor de ferrita δ previsto se situa entre 7% a 10%. Sua presença neste teor, certamente reduz a tendência à fissuração a quente durante a solidificação, pois permite a dissolução de substâncias como enxofre e o fósforo. Por outro lado, a ferrita δ pode promover a segregação nos contornos de grãos do metal de solda e criar pontos de partida para fissuras, conjuntamente com o crescimento das tensões inerentes da soldagem.

O efeito negativo da ferrita no metal de solda é o de que ela é seletivamente atacada por vários meios corrosivos (Lundqvist, 1977). Assim, a quantidade de ferrita delta deve ser controlada em aplicações em que a junta soldada necessita de uma ótima resistência a corrosão, uma alta tenacidade da solda a baixas temperaturas e quando a peça não puder apresentar qualquer magnetismo residual (Modenesi, 2001^a). Pelos limites obtidos de ferrita δ na presente soldagem, tais efeitos provavelmente não se mostram significativos.

Vale acrescentar o fato de para a presente solda, a relação entre $Cr_{eq}/Ni_{eq}=1,60$ caracteriza, de acordo com Lippold & Kotecki (2005), um modo de solidificação FA – ferrítico-austenítico, onde as dendritas são inicialmente ferríticas, transformando-se em austenita através de uma reação peritética durante solidificação (Lancaster, 1999). Após a solidificação, o teor de ferrita δ previsto variou de 7% a 10%, desta forma, este modo de solidificação é o mais resistente à formação de trincas. Realizado os testes verificou-se a não ocorrência de trincas de solidificação, como previsto.

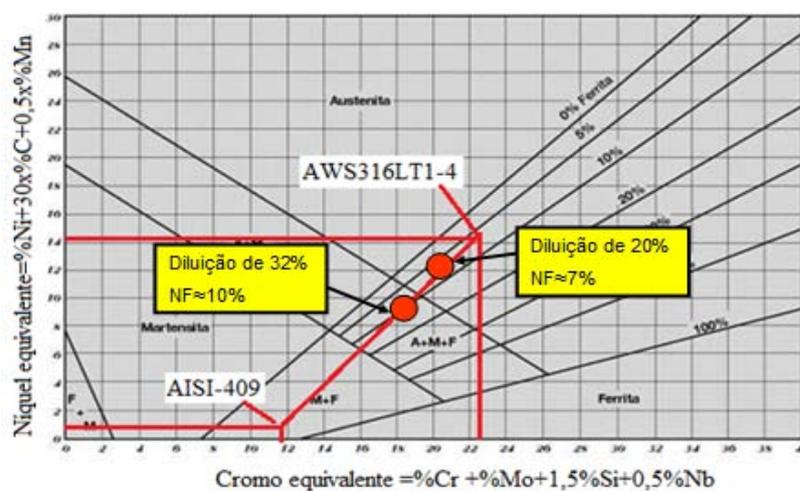


Figura 4.5 - Diagrama de Schaeffler para soldagem do aço AISI - 409 com adição de arame tubular AWSE316LT1-4.

Na zona ligação (limite entre ZTA e ZF) poderá ocorrer a formação de diferentes transformações pela difusão entre os diferentes constituintes da região soldada. Pela análise do diagrama de Schaeffler, observa-se uma região mista (A+M+F), considerando 32% de diluição. Para se checar a previsão de formação martensítica, Lippold & Kotecki (2005) afirmam que o índice K- fator (*Kaltenhauser Ferrite Factor*), o qual é definido pela equação (3.3), pode conduzir a uma previsão mais adequada. Segundo critérios estabelecidos por Lippold & Kottecki (2005) para evitar a ocorrência de martensita na ZTA, este K-fator precisa está acima de 13%. Desta forma, o presente aço é susceptível a formação martensítica, conforme previsto pelo diagrama de Schaeffler. Vale ressaltar que a presença de martensita nos aços inoxidáveis ferríticos com baixo carbono tem sido relatada devido à perda de resistência provocada pela corrosão. Segundo pesquisas o ataque corrosivo nestes aços principalmente AISI-409, geralmente acontece na ZTA e dependem do meio no qual o material está exposto. Há evidência que a interface martensita-ferrita é a preferencial para que ocorra a corrosão intergranular e a corrosão sob tensão (Lippold & Kotecki, 2005).

b) Microestruturas do Material Base com os Microconstituintes na Condição de Pré-Soldagem

A Figura 4.6 apresenta os aspectos microestruturais característicos do aço inoxidável ferrítico AISI-409, cuja microestrutura foi revelada usando um ataque eletrolítico utilizando uma fonte de tensão constante (5 Volts), com reagente orgânico (ácido oxálico 10%), por um tempo de ataque de 2 min. Observa-se que a microestrutura do metal base é formada por grãos poligonais de ferrita e com a presença de precipitados.

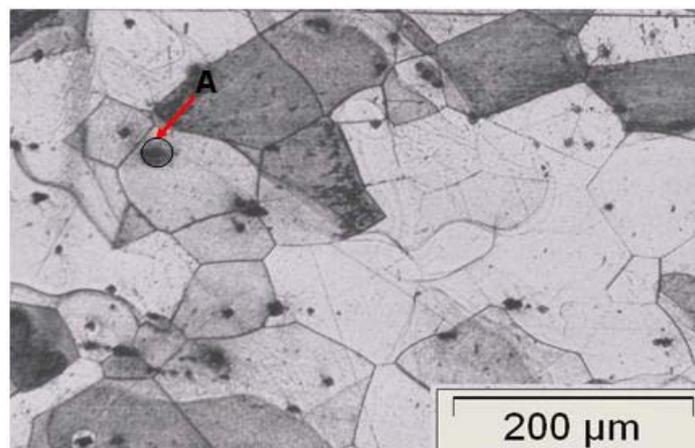


Figura 4.6 - Microestrutura do aço AISI-409 como recebido, ataque eletrolítico.

Uma análise mais detalhada da região (A) em destaque foi realizada com a microscopia eletrônica de varredura (MEV), Figura 4.7, em que revela a presença de precipitados ricos em titânio e nióbio, sendo estes caracterizados por meio da microanálise por energia dispersiva – EDS, Figura 4.8.

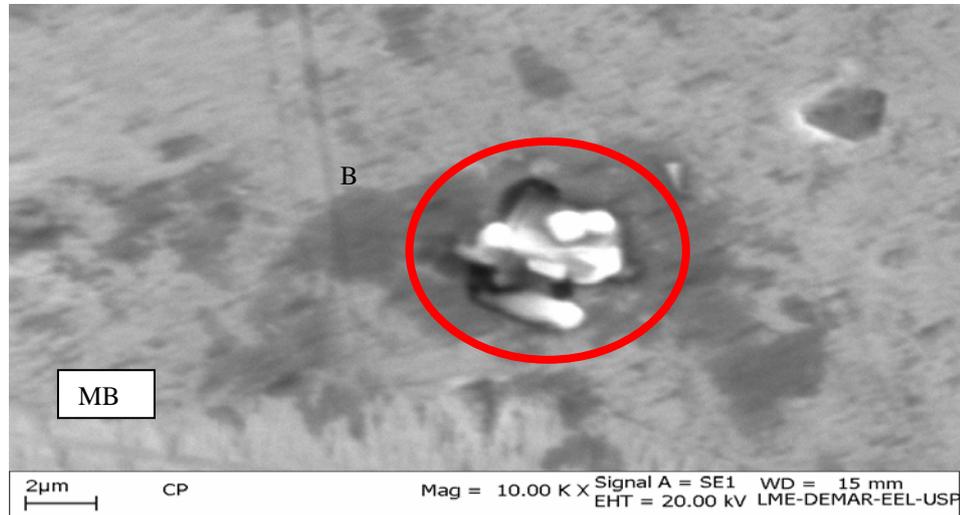


Figura 4.7 – Precipitados no metal base AISI- 409.

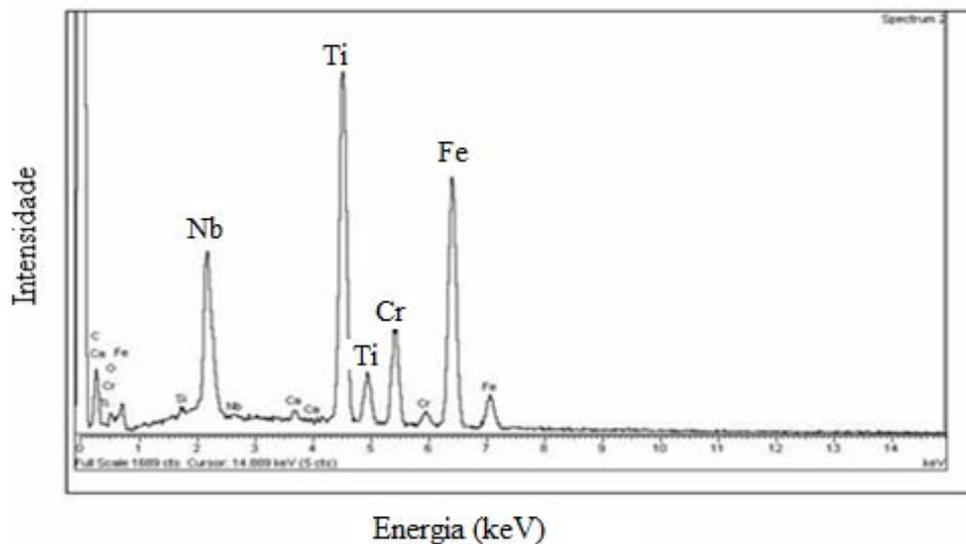
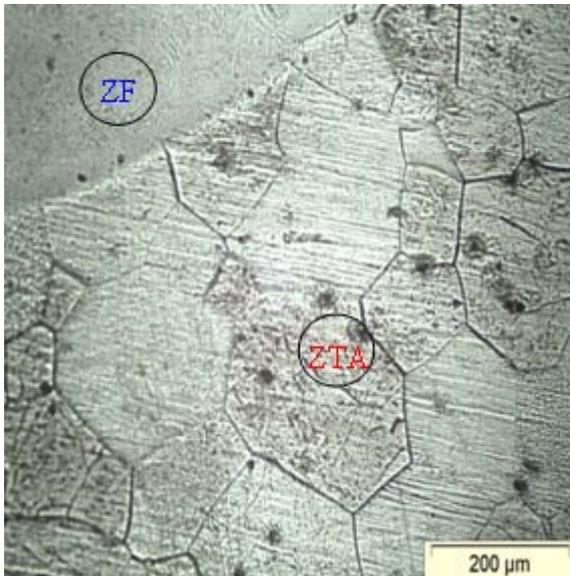


Figura 4.8 – Micro-análise por energia dispersiva da região (B) em destaque.

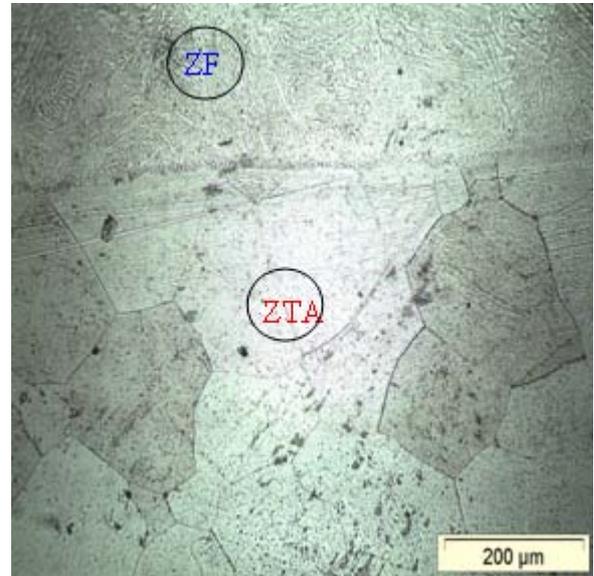
c) Na Condição como Soldado

As Figuras 4.9 (a), (b), (c), (d), mostram as micrografias do metal de adição e da ZTA, para os testes preliminares com variação da energia de soldagem. Na ZTA observa-se um crescimento na granulometria devido à variação do aporte térmico.

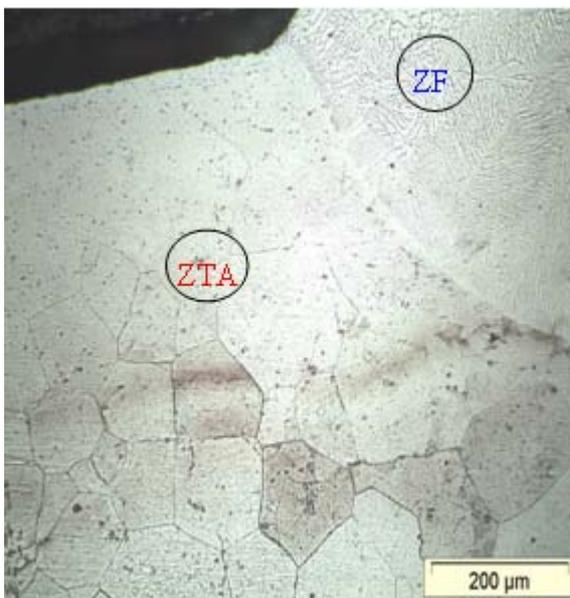
Analisando a Figura 4.9 observa-se que as microestruturas apresentam grãos definidos em forma e orientação, enquanto na ZF existe uma mistura das fases austenítica e ferrítica, porém há uma predominância da fase austenítica (γ).



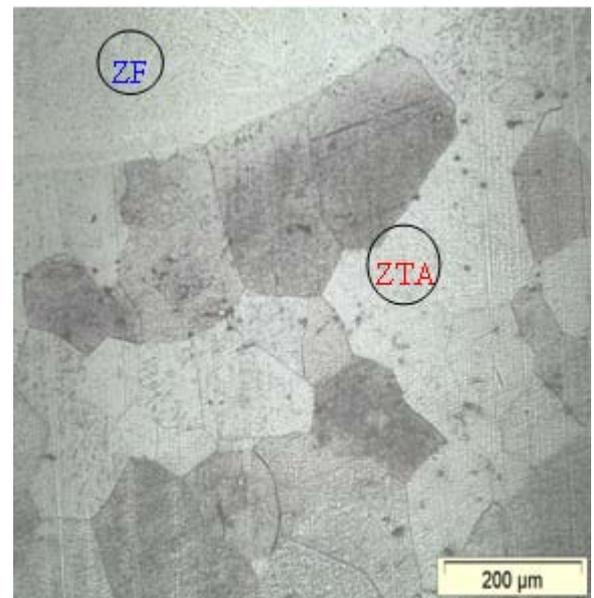
a) H=400J/mm.



b) H=650J/mm



c) H=708J/mm



d) H=805J/mm

Figura 4.9 - Microestrutura AISI-409, com variação do aporte térmico. Ataque Marble, 30s.

Segundo Lippold e Kotecki (2005), a ZF dos aços inoxidáveis ferríticos pode apresentar uma microestrutura completamente ferrítica ou uma mistura de ferrita e martensita, com a martensita localizada nos contornos dos grãos de ferrita. Assim, a microestrutura final

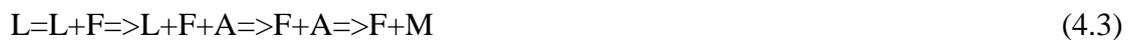
desses aços é dependente da solidificação e da sequência de transformação a qual sofreu a liga. Portanto, para esses aços existem três possibilidades de transformação. Na primeira transformação tem-se uma estrutura completamente ferrítica.



Na segunda transformação tem-se a uma microestrutura ferrítica e martensítica, onde a austenita se transforma em martensita na zona fundida na temperatura ambiente.



Na terceira transformação tem-se uma microestrutura ferrítica e martensítica. Observa-se que a solidificação começa como ferrita primária, mais existe também a formação de austenita a qual no final da reação transforma - se em martensita.



Neste contexto os ensaios metalográficos foram realizados através de microscopia óptica, e a captura das imagens foi realizada através de analisador de imagens Zeiss. Porém, a medida dos tamanhos de grão seguiu o procedimento baseado na norma ASTM E-112 (2004), a qual utiliza o método de interceptação de Heyn, onde são contados os grãos interceptados por uma linha teórica (N1) na superfície da amostra. Portanto caso a micrografia seja realizada com um aumento (m) obtém-se assim:

$$N_1 = m \times \text{interceptações observadas} \quad (4.4)$$

Assim, percebe-se que o teste realizado com uma energia de 400J/mm, apresentou um tamanho de grão médio de 5,8 ASTM, enquanto os outros testes realizados com maiores níveis de energias de soldagem de 708 J/mm e 805 J/mm, apresentaram um tamanho de grão médio de 8,0 ASTM. Estes resultados foram opostos ao esperado já que as soldas experimentaram maiores aportes térmicos e, conseqüentemente, era de se esperar um aumento na granulometria. Entretanto, Reddy & Mohandas (2001) estudaram os efeitos dos parâmetros de pulso sobre a qualidade da solda e observaram que o modo de transferência pulsada produz um refinamento de grãos na zona de fusão da solda. Provavelmente isto acontece porque a utilização da corrente pulsada proporciona menores aportes térmicos, conjuntamente com uma melhor formação e destacamento das gotas de metal fundido. Além disso, há citações que o modo de transferência pulsada provoca uma agitação na poça de fusão que irá influenciar na geometria final do cordão de solda, na microestrutura, na distribuição de segregação, na presença de porosidade e culminando com um refinamento da granulação (Barra, 2003).

Neste sentido, o modo de transferência pulsada promove melhorias nas propriedades mecânicas da junta através do controle das taxas de resfriamento e das reações químicas (Allum & Quintino, 1985).

Segundo Lippold & Kotecki (2005), o aumento do tamanho de grão é um fator que influencia diretamente nas propriedades mecânicas dos aços inoxidáveis, ou seja, quanto maior o tamanho do grão menor será a resistência ao impacto devido a diminuição na temperatura de transição dúctil-frágil.

4.2.7 Caracterização Magnética dos Corpos de Prova Soldados

Quando uma amostra ferromagnética, inicialmente desmagnetizada é submetida a um campo externo com intensidade crescente, sua magnetização medida na direção do campo irá aumentar até alcançar um valor de saturação, a partir do qual um aumento no campo externo não produz qualquer variação significativa na magnetização (Bohn et al., 2004).

Neste contexto, as dependências da magnetização (B) ao campo aplicado (H) para as amostras deste trabalho foram analisadas através das histereses magnéticas, cujo comportamento resultante para os diferentes níveis de energia de soldagem pode ser observado nas Figuras 4.10, 4.11, 4.12 e 4.13.

Por meio das curvas de histereses obtidas foi possível observar que o material apresenta características de um material magnético mole ou permeável, uma vez que os laços de histereses se mostram bastante estreitos.

Além disso, nota-se também que existe um comportamento diferente para as curvas, ou seja, uma variação das propriedades magnéticas com o aumento da dureza. Isto provavelmente ocorreu devido à presença de inclusões não magnéticas, principalmente carbonetos presentes nos materiais ferromagnéticos que provocam o aumento da dureza e a degradação das propriedades magnéticas como a redução da permeabilidade, susceptibilidade magnética e aumento da coercividade.

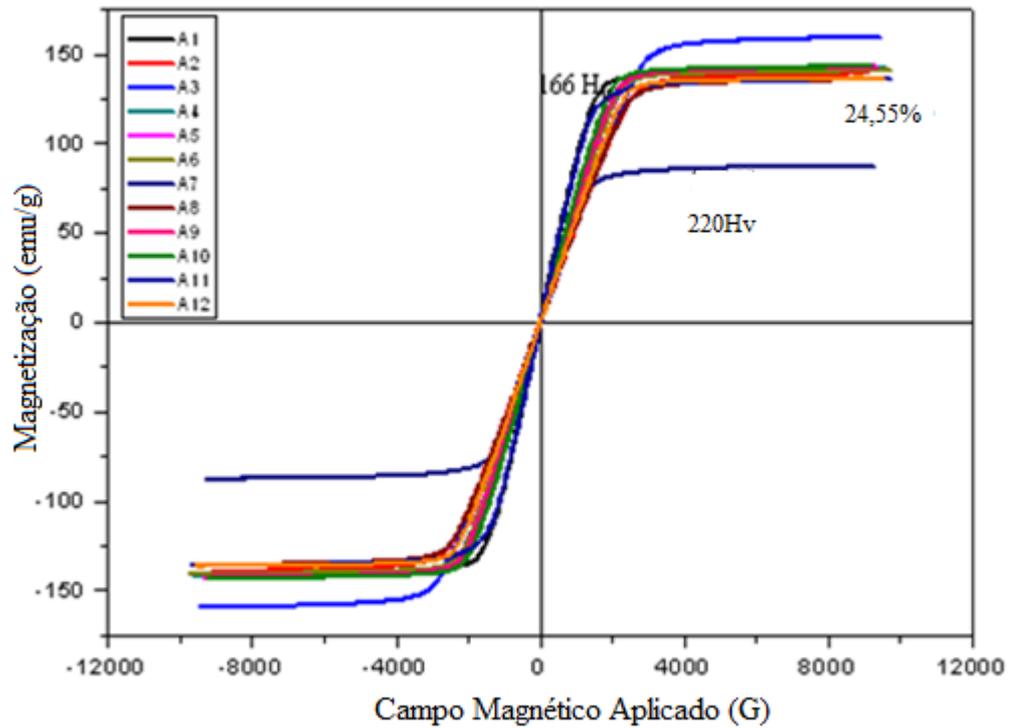


Figura 4.10 – Histereses para o aço AISI-409 soldado com $H=400\text{J/mm}$.

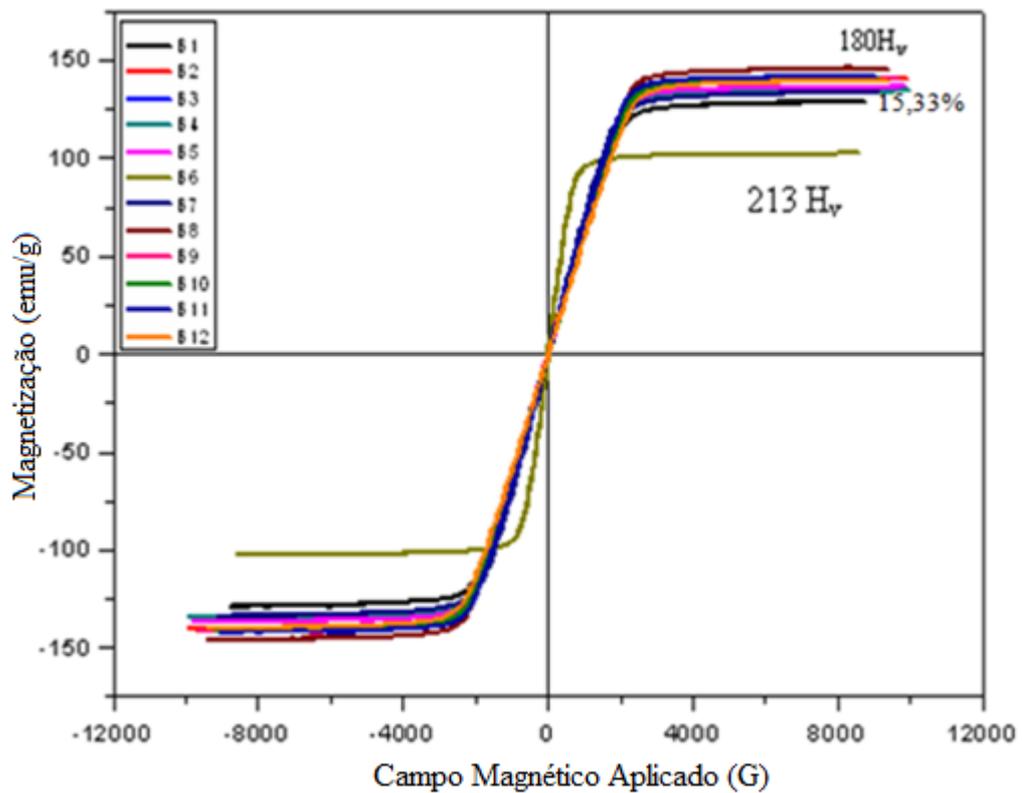


Figura 4.11 - Histereses para o aço AISI-409 soldado com $H=605\text{J/mm}$.

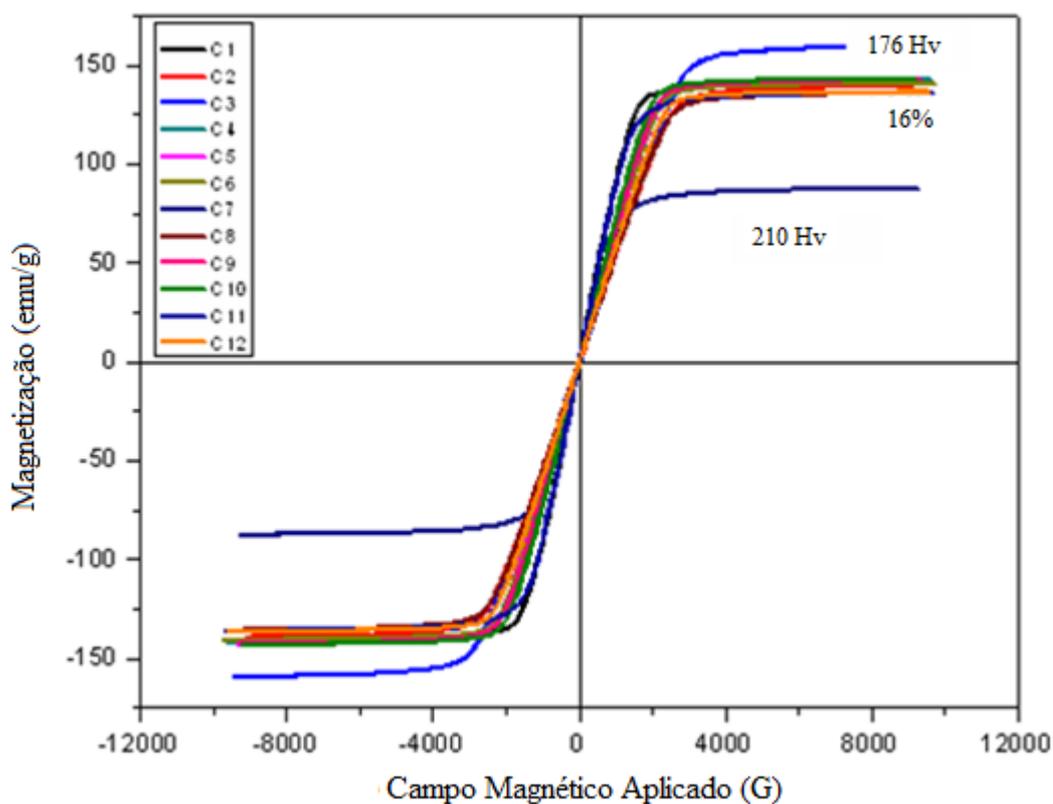


Figura 4.12 - Histereses para o aço AISI-409 soldado com $H=708\text{J/mm}$.

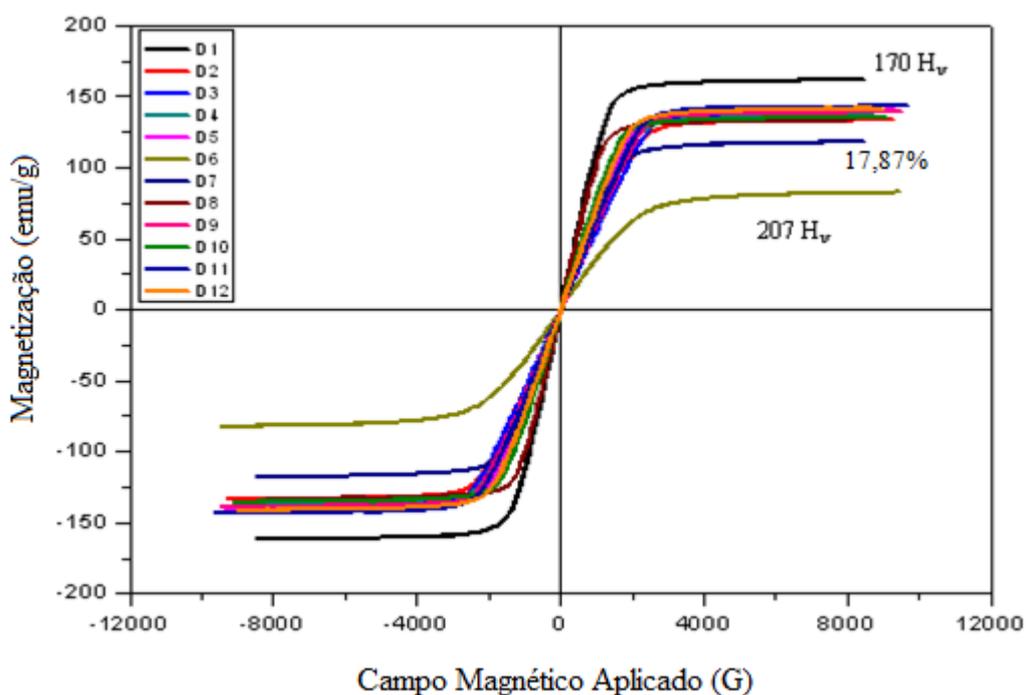


Figura 4.13 – Histereses para o aço AISI-409 soldado com $H=805\text{J/mm}$.

Para verificar o anteriormente mencionado, a Figura 4.14 mostra a microestrutura da ZTA sendo esta formada por grãos poligonais de ferrita. Verifica-se também a presença de

maclas no interior de alguns grãos e a precipitação de carbonetos $M_{23}C_6$ nos contornos de grão na região da ZTA, sendo estes confirmados pelo EDS da Figura 4.15. Cabe ressaltar que a precipitação de carbonetos resulta em heterogeneidades composicionais na região de contorno de grão, tornando estas áreas anódicas em relação ao restante do grão e, desta forma, acelera o desenvolvimento de trincas de corrosão, ocasionadas pelo aumento dos pontos de concentração de tensões.

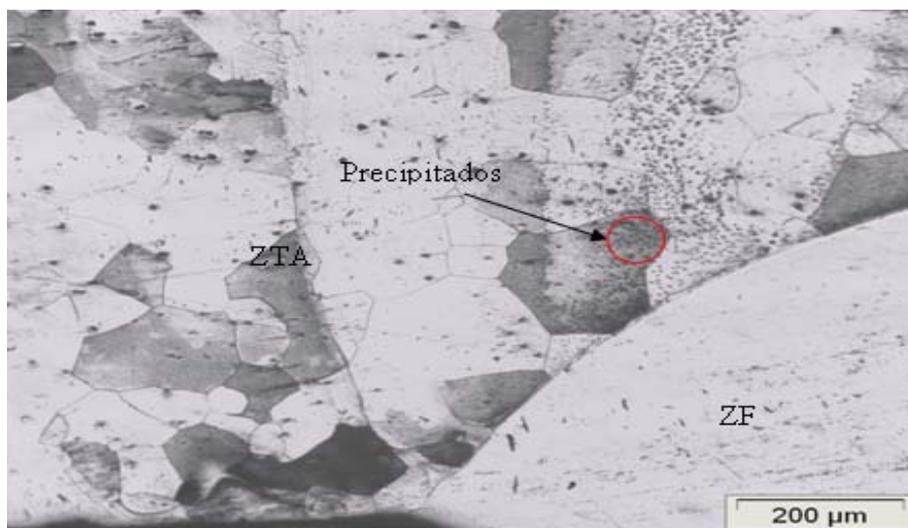


Figura 4.14 – Microestrutura do aço AISI-409 soldado com H=805J/mm.

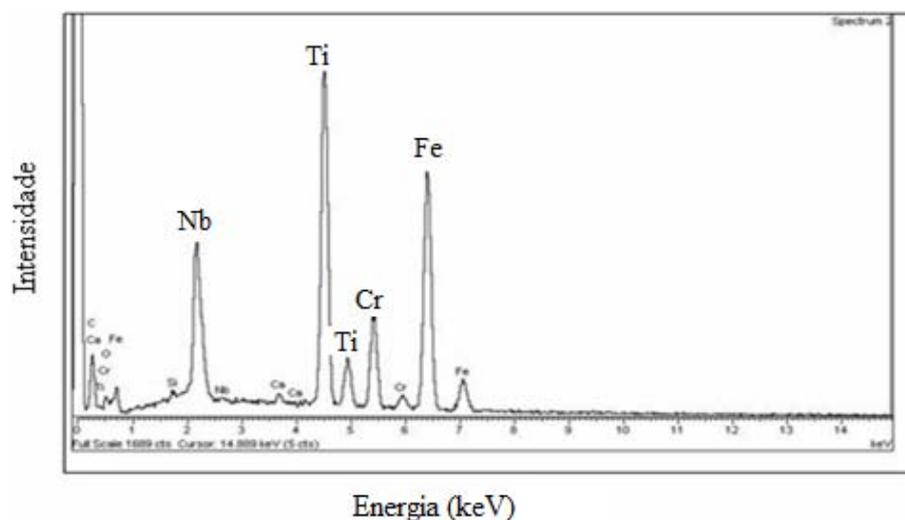


Figura 4.15 – Microanálise por energia dispersiva (Precipitados ricos em titânio e níbio)

A Figura 4.16 mostra a variação da susceptibilidade magnética em função da microdureza. Observa-se que existe uma tendência da susceptibilidade magnética diminuir a

medida que aumenta a microdureza do material. Este mesmo efeito também pode ser observado na curva de permeabilidade magnética relativa a Figura 4.17.

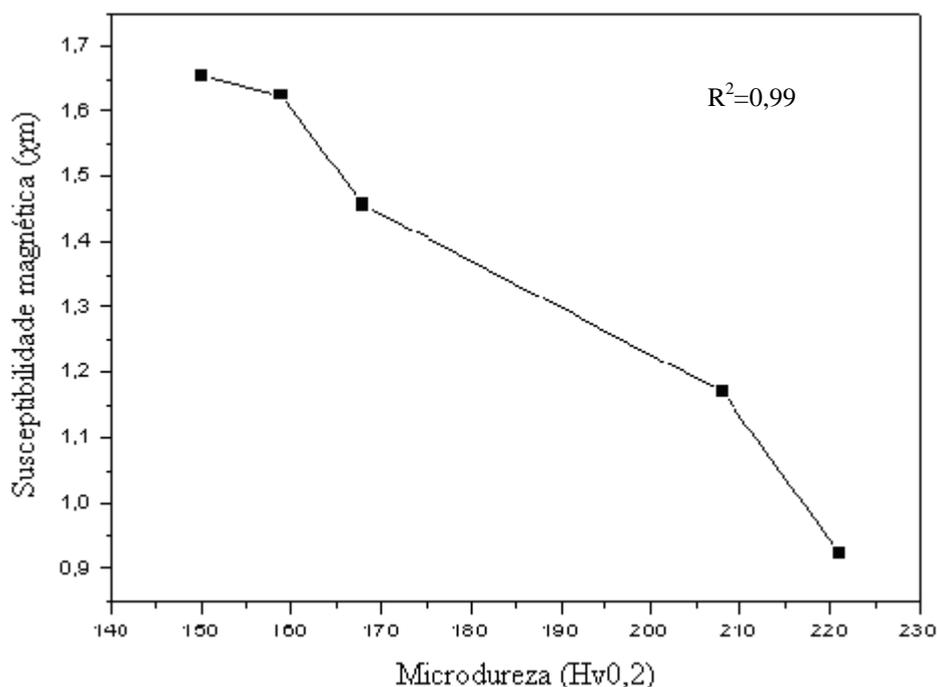


Figura 4.16 – Influência da microdureza na susceptibilidade magnética na ZTA

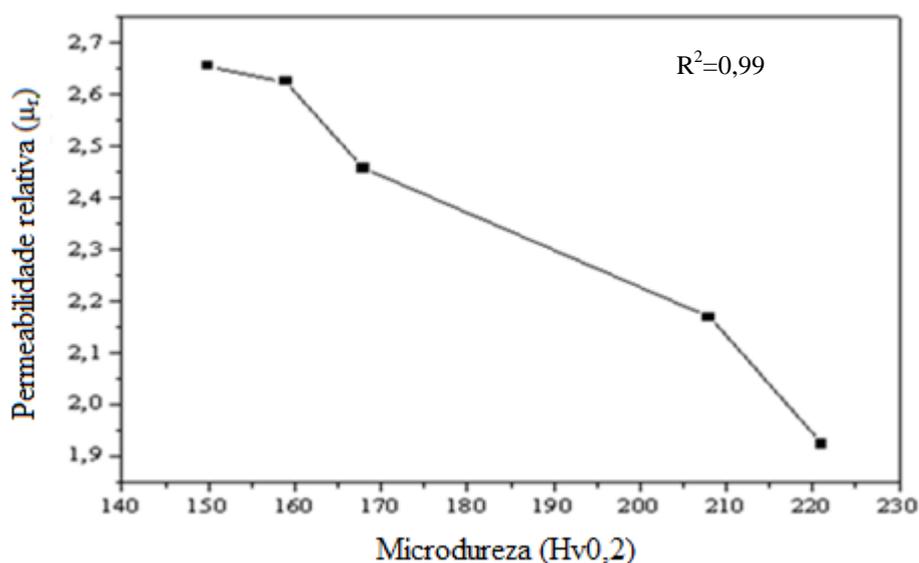


Figura 4.17– Influência da microdureza na permeabilidade magnética relativa na ZTA

Assim ao analisar as Figuras 4.16 e 4.17, observa-se que o processo de soldagem afetou a microdureza do material principalmente na ZTA, contribuindo para a formação de carbonetos reduzindo a susceptibilidade magnética em torno de 44% e a permeabilidade relativa em torno de 27%. Neste contexto, Vashista & Paul (2009) afirmam que quanto maior a área do loop maior será a magnetização e maior será a tensão residual do material. Porém

afirmam ainda que campos coercivos e remanentes não sejam bons avaliadores do nível de tensão interna para aços carbono. Por outro lado, Mitra et al (2000) ao estudarem os efeitos da deformação plástica sobre as propriedades magnéticas do aço inoxidável AISI-304, verificaram que a medição da coercividade poderia ser utilizada para detectar a fração volumétrica de martensita mesmo que em pequenos percentuais, principalmente em amostras laminadas a frio. Portanto, através das curvas de histereses do aço AISI-409 soldado com variação de energia, pode-se obter os valores de campo coercivo (H_c), magnetização de saturação (M_s), e o campo remanente (M_r). A Tabela 4.4 mostra os resultados obtidos para estas medições nas amostras soldadas nos diferentes níveis de energia. É importante salientar que todas as curvas de histereses foram corrigidas através do campo desmagnetizante.

Na Tabela 4.4, nota-se a uma pequena variação nos parâmetros de histereses com a energia de soldagem imposta para os pontos analisados. Segundo Modenesi (2001^a), durante a soldagem, o tempo de permanência a alta temperatura depende fortemente da energia de soldagem, influenciando fortemente a granulometria final da zona termicamente afetada de um aço inoxidável ferrítico. Porém percebe-se que as propriedades magnéticas (magnetização, permeabilidade) são dependentes do movimento da parede dos domínios; assim nota-se que quanto maior o tamanho do grão mais fácil será o deslocamento e, conseqüentemente, é de se esperar que quanto maior o aporte térmico maior será o crescimento dos grãos tornando mais fácil a magnetização desses materiais.

Entretanto, Kwun & Burkhardt (1987), investigaram experimentalmente os efeitos do tamanho de grão, dureza e tensão nas curvas de histereses do aço inoxidável AISI-410 e aço carbono SAE-4340, e observaram que, a dureza e a tensão influenciaram significativamente nas propriedades magnéticas de ambos os aços, porém o tamanho do grão teve um efeito mínimo.

Contudo, pesquisas recentes mostram que as propriedades magnéticas de um material tais como ciclo de histerese, permeabilidade magnética, coercividade e remanência são dependentes do tipo de material, de sua composição química e das propriedades metalúrgicas como tamanho do grão, fases, textura, dureza e forças mecânicas. Assim, o efeito individual de cada característica do material sobre a microestrutura e propriedades magnéticas são objetos de várias pesquisas de grande potencial para a caracterização não destrutiva dos materiais e monitoramento *on line* destas propriedades (Tavares et al, 2008; Battistini, 1994).

Tabela 4.4 – Propriedades magnéticas obtidas para o aço AISI- 409.

Energia (J/mm)	Testes	M_r (emu/g)	H_c (G)	M_s (emu/g)
400	A1	0,66	12,12	137,74
	A2	1,09	12,04	141,73
	A3	0,92	12,53	139,18
	A4	0,84	12,33	138,51
	A5	0,79	12,65	141,32
	A6	0,88	13,49	108,22
	A7	0,94	13,37	138,99
	A8	0,72	13,10	135,99
	A9	0,37	14,71	55,81
	A10	0,78	13,52	134,98
	A11	0,87	13,32	141,54
	A12	0,76	12,75	135,34
650	B1	1,36	13,42	135,33
	B2	0,97	14,18	138,13
	B3	0,78	13,61	136,40
	B4	0,79	13,57	136,42
	B5	0,78	12,70	137,05
	B6	0,95	14,11	138,44
	B7	1,17	16,23	140,95
	B8	0,81	12,55	146,02
	B9	0,80	14,56	116,86
	B10	0,91	13,34	136,72
	B11	0,87	14,12	132,68
	B12	1,15	13,42	133,86
708	C1	1,36	13,42	135,33
	C2	0,75	13,35	139,63
	C3	0,07	13,33	137,84
	C4	0,86	12,89	142,51
	C5	0,88	13,51	143,43
	C6	0,89	13,66	141,00
	C7	1,21	16,67	87,73
	C8	1,11	13,80	142,36
	C9	0,87	12,60	142,73
	C10	0,90	12,14	143,43
	C11	1,32	13,84	136,32
	C12	0,73	12,27	136,63
805	D1	0,85	13,31	128,97
	D2	0,87	12,45	140,64
	D3	0,90	12,97	141,33
	D4	0,86	12,54	140,60
	D5	0,84	12,79	136,70
	D6	2,62	15,19	102,49
	D7	1,00	13,74	133,63
	D8	1,52	13,07	146,18
	D9	0,79	12,78	141,25
	D10	0,80	12,05	140,74
	D11	0,91	13,41	142,15
	D12	0,71	11,66	139,95

A Figura 4.18, apresenta o gráfico do campo remanente para os testes realizados com diferentes energias de soldagem na ZTA. Muito embora haja oscilações nos resultados, observa-se, entretanto uma tendência de aumento do campo remanente com o aumento da energia de soldagem. A utilização de maiores níveis de energia provoca redução na taxa de resfriamento, e, conseqüentemente, menores níveis de dureza. Assim o aumento do campo remanente possivelmente está relacionado com a redução do nível de dureza, e a redução do nível de tensões residuais na região soldada. Porém Tavares et al. (2002), afirmam que o campo remanente se eleva à medida que aumenta a quantidade de deformação plástica aplicada por laminação a frio e também aumenta com o tratamento térmico a 400 para os aços AISI-304 e AISI-304L deformados a frio.

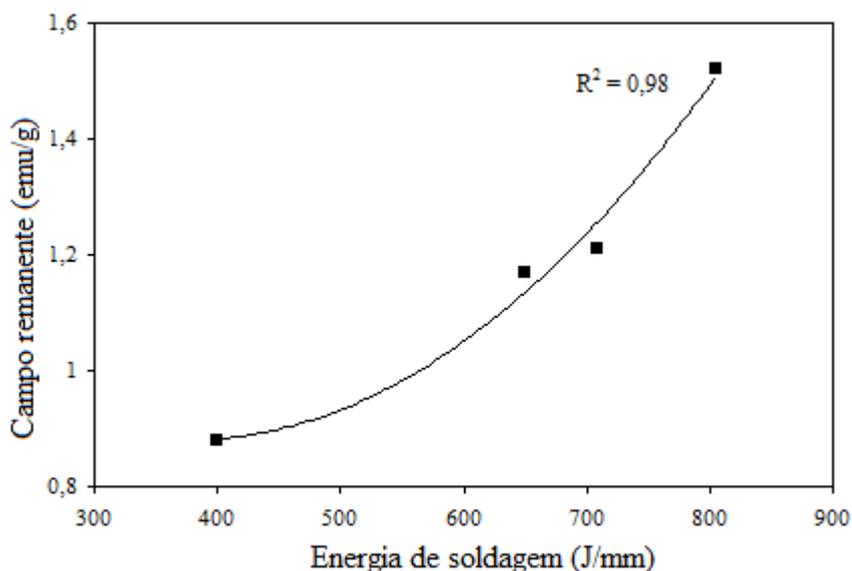


Figura 4.18 – Campo remanente versus a energia de soldagem na ZTA.

A Figura 4.19, mostra o gráfico do campo coercivo para os testes realizados com variação da energia de soldagem na ZTA. Como o campo coercivo mede a ordem de magnitude do campo que deve ser aplicado a um na material para reverter sua magnetização, observa-se que os testes realizados com energia de soldagem maior ($H=805\text{J/mm}$), apresentam uma dificuldade para desmagnetizar maior que os testes realizados com uma energia menor ($H=400\text{J/mm}$).

Battistini (1994) verificou o efeito do tratamento térmico nas propriedades magnéticas do aço AISI-430 e observou que o campo coercivo decresce quando aumenta a temperatura do tratamento térmico. Neste sentido Callister (2007), afirma que a temperatura pode influenciar as características magnéticas dos materiais. Portanto o aumento da temperatura de um sólido resulta em um aumento na magnitude das vibrações térmicas dos átomos, e

consequentemente há um maior movimento térmico dos átomos que torna as direções aleatórias de quaisquer momentos magnéticos que possam está alinhados.

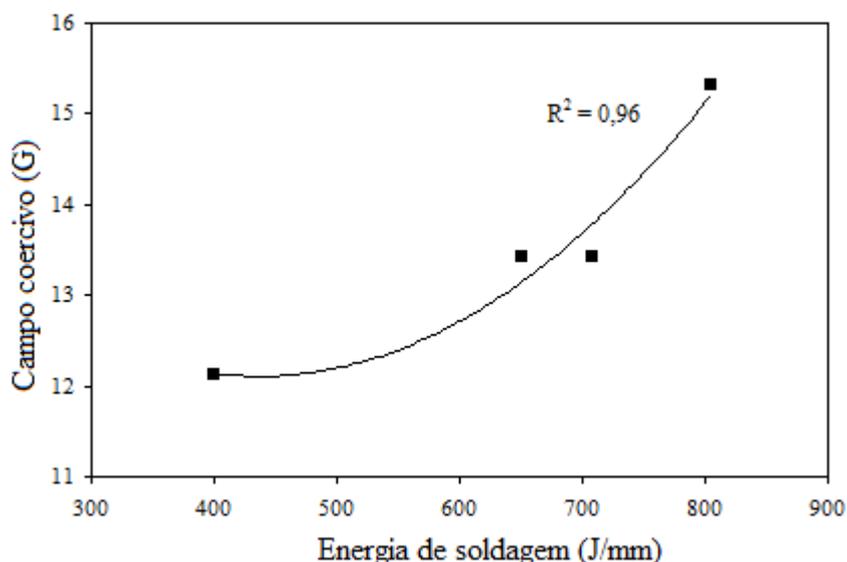


Figura 4.19 – Variação do campo coercivo versus energia de soldagem na ZTA.

A Figura 4.20, apresenta o gráfico da magnetização de saturação (M_s) versus a energia de soldagem para os testes realizados na ZTA. Nota-se que o ciclo térmico provocado pela soldagem alterou o nível de magnetização da região soldada. Muito embora os resultados sofram muitas oscilações, observa-se uma tendência que a utilização de maiores aportes térmicos gera uma maior magnetização do material. Isto provavelmente ocorreu porque o aumento na temperatura num sólido resulta em um aumento na magnitude das vibrações térmicas dos átomos e a livre rotação dos momentos magnéticos tornando o seu alinhamento aleatório levando a um aumento na magnetização de saturação do material.

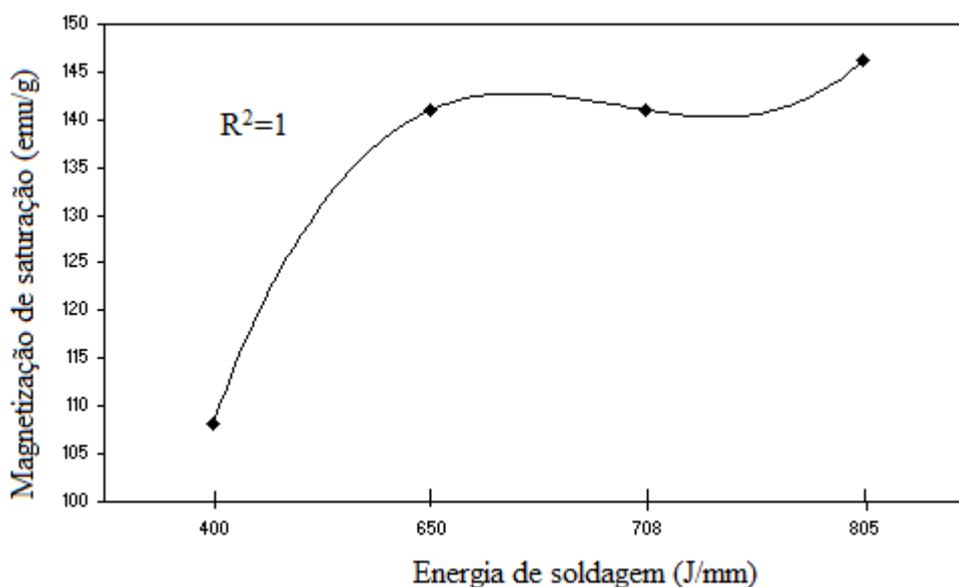


Figura 4.20 - Variação da magnetização de saturação versus energia de soldagem na ZTA.

4.3 ANÁLISE DA CORRELAÇÃO DE PEARSON

Para correlacionar as variáveis foram utilizadas neste trabalho o coeficiente de correlação de Pearson também chamado de "coeficiente de correlação produto-momento" ou simplesmente de "r de Pearson" que mede o grau da correlação (e a direção dessa correlação - se positiva ou negativa) entre duas variáveis. Este coeficiente, normalmente representado por r assume apenas valores entre -1 e 1, cuja interpretação pode ser feita da seguinte maneira:

- $r = 1$, significa uma correlação perfeita positiva entre as duas variáveis;
- $r = -1$, significa uma correlação negativa perfeita entre as duas variáveis - Isto é, se uma aumenta, a outra sempre diminui;
- $r = 0$, significa que as duas variáveis não dependem linearmente uma da outra. No entanto, pode existir uma dependência não linear. Assim, o resultado $r = 0$ deve ser investigado por outros meios.

O coeficiente de correlação de Pearson, e o valores médios de ambas as variáveis a serem estudadas pode ser calculado segundo as equações 4.5, 4.6 e 4.7 respectivamente:

$$r = \frac{\sum_{i=1}^n (x_i - \bar{x})(y_i - \bar{y})}{\sqrt{\sum_{i=1}^n (x_i - \bar{x})^2 \sum_{i=1}^n (y_i - \bar{y})^2}} \quad (4.5)$$

$$\bar{x} = \frac{1}{n} \sum_{i=1}^n x_i \quad (4.6)$$

$$\bar{y} = \frac{1}{n} \sum_{i=1}^n y_i \quad (4.7)$$

onde $x_1, x_2, \dots, x_n; y_1, y_2, \dots, y_n$ são os valores medidos de ambas as variáveis e \bar{x}, \bar{y} são as médias aritméticas de ambas as variáveis.

A análise correlacional indica a relação entre duas variáveis lineares e os valores sempre estão entre +1 e -1. O sinal indica a direção e o valor da correlação positiva ou negativa, o tamanho da variável tamanho da variável indica a força da correlação. Para uma melhor interpretação da correlação de Pearson valem as seguintes considerações:

- $r \geq 0,70$ (para mais ou para menos) indica uma forte correlação;
- $0,30 \leq r < 0,70$ (positivo ou negativo) indica correlação moderada;
- $0 \leq r < 0,30$ indica uma fraca correlação.

Conforme observado anteriormente na Tabela 4.4, notou-se que a variação do aporte térmico provocou alterações nas propriedades magnéticas do material soldado. Notou-se também que estas alterações provavelmente ocorreram em função da modificação do tamanho de grão provocada pela imposição de calor e subseqüente alterações na taxa de resfriamento das amostras. Nestas condições percebeu-se que o perfil de dureza sofreu alterações e, desta forma, uma provável correlação entre a dureza e as propriedades magnéticas do material pode estar presente. Para se detectar esta influência, foi realizada uma análise estatística baseado no coeficiente de correlação de Pearson. Como critério de análise considerou-se significativa esta correlação entre as variáveis quando o nível α obtido for inferior $P_{\text{value}} = 5\%$, o que expressa uma confiabilidade estatística de 95%.

A Tabela 4.5 apresenta a matriz de correlação das variáveis e os valores do nível α nos testes de soldagem considerando a variação de energia imposta na ZTA. Os números em negrito, nesta tabela, indicam que os valores médios das respostas foram afetados estatisticamente pelos fatores de controle com um nível de confiança de 95%.

Tabela 4.5 - Análise de correlação entre a energia de soldagem, a microdureza média e as propriedades magnéticas na ZTA.

Variáveis	Energia	H _c	Mr	Ms
	(J/mm)	(G)	(emu/g)	(emu/g)
H _c	0,984			
	0,015			
Mr	0,848	0,768		
	0,152	0,232		
Ms	0,968	0,988	0,688	
	0,032	0,012	0,312	
Microdureza	-0,999	-0,978	-0,872	-0,955
	0,001	0,022	0,128	0,045

Através das análises estatísticas utilizando o software comercial Minitab v.15, Tabela 4.5, nota-se a mais forte correlação significativa ocorreu entre a energia de soldagem e o nível de microdureza, sendo esta negativa como era de se esperar, visto que o aumento de energia de soldagem ocasiona uma diminuição na velocidade de resfriamento e, conseqüentemente, no nível de dureza. Com relação as propriedades magnéticas, observa-se fortes correlações significativas entre o campo coercivo e a energia de soldagem, bem como com a microdureza. Considerando a energia de soldagem e o campo coercivo percebe-se a existência de forte correlação positiva de 98,4%, sendo esta altamente significativa evidenciada pelo $P_{\text{value}} = 0,015$. Com relação a microdureza e o campo coercivo observou-se uma forte correlação negativa de 97,8% e também significativa ($P_{\text{value}} = 0,022$) Tais resultados são confirmados na Figura 4.21, onde se observa que, quando maior a energia de soldagem aplicada menor será a dureza e maior será o campo coercivo.

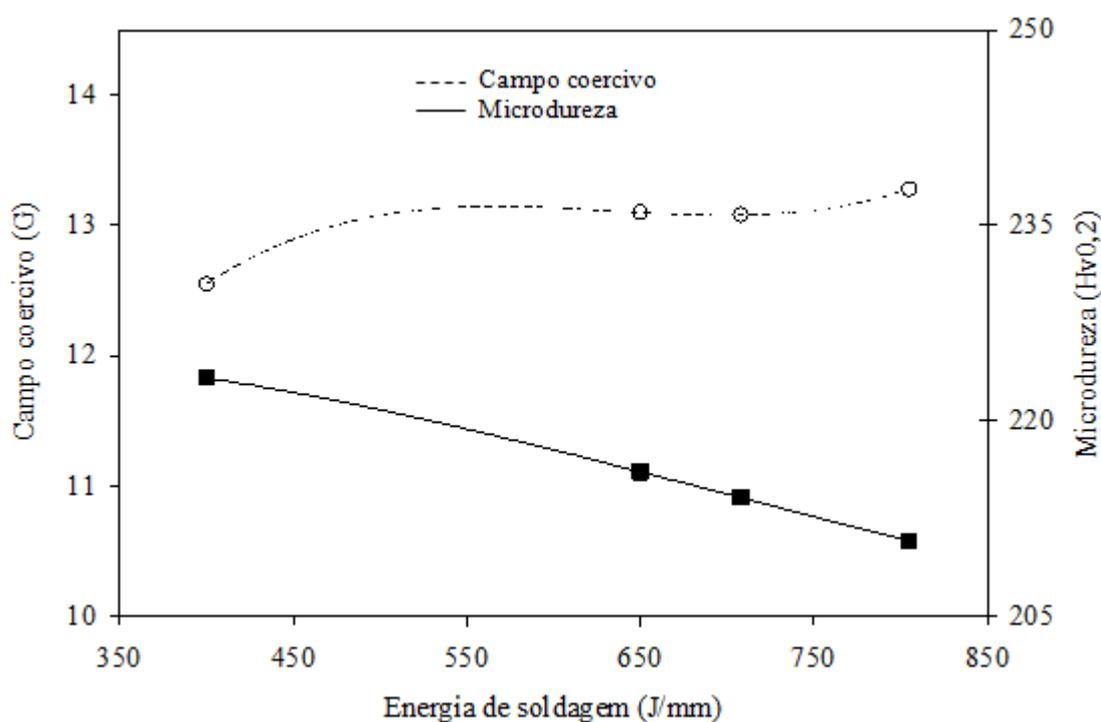


Figura 4.21 – Efeito da energia de soldagem no campo coercivo e microdureza.

Nota-se também na Tabela 4.5, uma forte correlação positiva de 96,8% entre a magnetização de saturação e a energia de soldagem, sendo esta também altamente significativa ($P_{\text{value}} = 0,032$). Por outro lado, verifica-se a presença de uma alta correlação negativa de 99,9% entre a microdureza e a energia de soldagem ($P_{\text{value}} = 0,001\%$), sendo a correlação mais significativa entre todas.

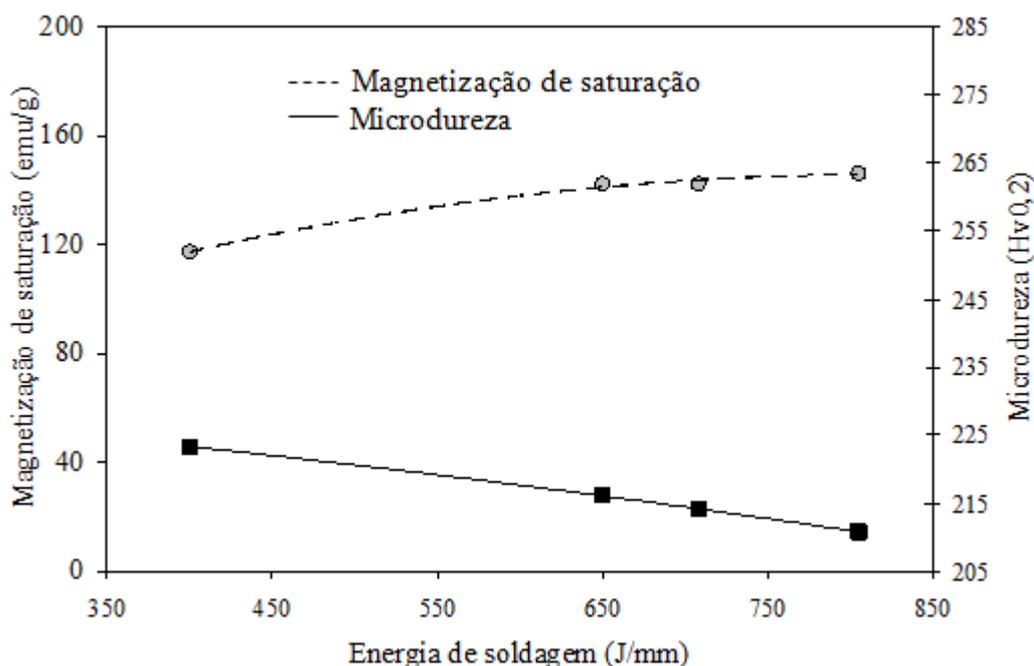


Figura 4.22 – Efeito da energia de soldagem na magnetização de saturação e na microdureza

Ao analisar a Figura 4.22, nota-se que quanto maior a energia imposta a peça maior será a magnetização de saturação e menor será a microdureza. Na Tabela 4.5, nota-se ainda uma alta correlação entre a magnetização de saturação e o campo coercivo em torno de 98,8%, a qual apresentou um $P_{\text{value}} = 0,012$ e uma alta correlação negativa de 97,8% entre a microdureza e o campo coercivo sendo evidenciada pelo $P_{\text{value}} = 0,022$. Nota-se também uma alta correlação negativa entre a microdureza e a magnetização de saturação em torno de 95,5% e um $P_{\text{value}} = 0,045$.

Apesar do campo remanente apresentar uma forte correlação positiva com a energia em torno de 84,8 % e uma forte correlação negativa com a microdureza em torno de 87,2%, estas correlações não se mostraram significativas para as variáveis analisadas, visto ser os P_{value} 's de 0,152 e 0,128 respectivamente. A Figura 4.23 mostra o comportamento destas respostas, porém acrescente-se que por não apresentar significância suas análises ficam prejudicadas.

Para que as análises tenham uma real validade estatística, Noordin et al (2004) recomendam a realização de uma análise de resíduos das respostas para se avaliar a qualidade dos resultados experimentais. Portanto, os resíduos devem ser normais, independentes (não correlacionados) e identicamente distribuídos (Montgomery, 2001). Com auxílio do software Minitab, versão 15, e utilizando o critério de Anderson-Darling (AD) que estabelece que para valores do p -value abaixo de 0,05, a hipótese de normalidade é rejeitada. Ao observar as análises efetuadas, Figuras 4.24 e 4.25, não se evidenciam padrões de

anormalidade nos resíduos para os testes analisados, portanto os resíduos descritos nas análises do campo remanente e campo coercivo podem ser considerados válidos.

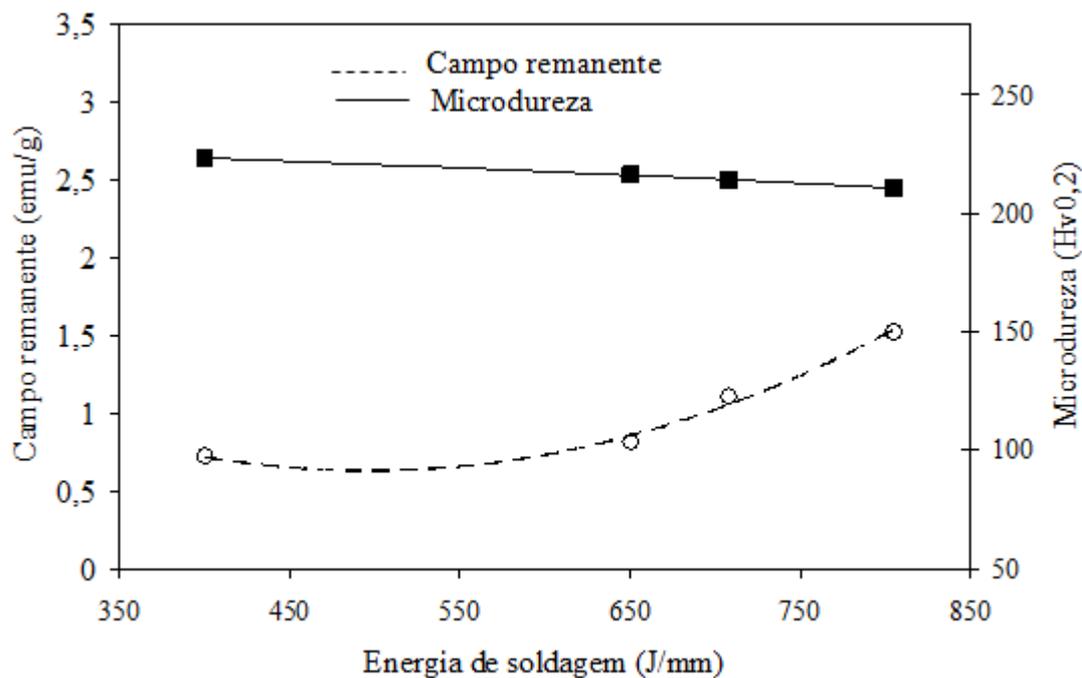


Figura 4.23 – Efeito da energia de soldagem no campo remanente e microdureza

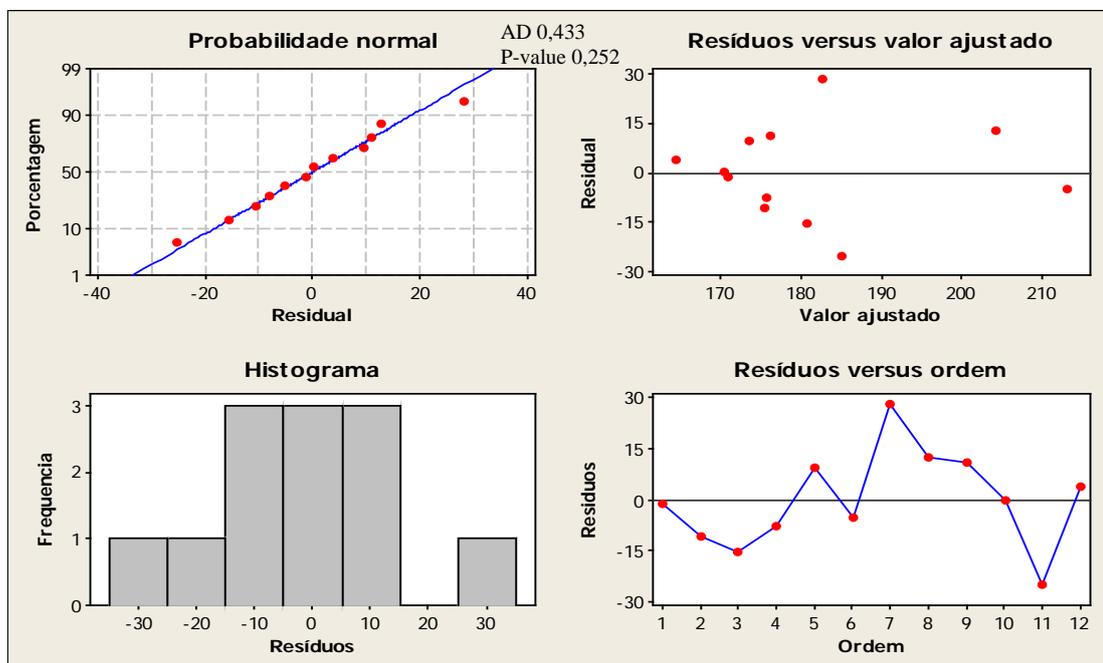


Figura 4.24 – Análise dos resíduos do campo remanente.

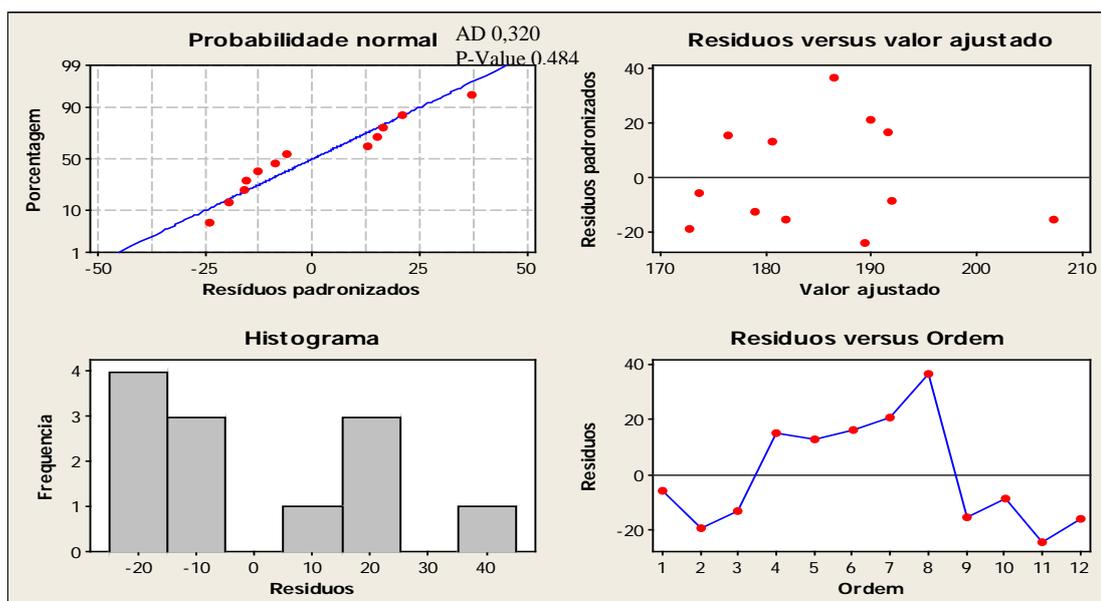


Figura 4.25 – Análise dos resíduos do campo coercivo.

4.4 ENSAIOS DE CST SOB CARGA CONSTANTE

Os ensaios de CST foram realizados utilizando corpos de prova de tração soldados transversalmente ao seu eixo. A Tabela 4.6 apresenta os resultados obtidos após análises metalográficas dos corpos de prova ensaiados por CST em solução de (MgCl_2) com 43% em peso. Analisando os resultados obtidos, observa-se que as amostras soldadas com variação de energia ao serem submetidas ao ensaio de corrosão sob tensão em meio contendo MgCl_2 , apresentaram tempo de rupturas diferentes. Provavelmente isto ocorreu devido a variações nas taxas de resfriamento que provocaram alterações microestruturais, principalmente na ZTA e ZF, influenciando assim a resistência a CST.

Tabela 4.6 - Resultados dos ensaios de CST realizados nos corpos de prova soldados.

Experimentos	Energia	Tempo de ruptura	Temperatura	Local	Aspecto
	J/mm	min	°C	-	-
1	400	3659	145	ZTA	dúctil/frágil
2	400	3639	145	ZTA/ZF	dúctil/frágil
3	650	6571	145	ZTA/ZF	dúctil/frágil
4	650	7094	145	ZTA	dúctil/frágil
5	708	7843	145	ZTA	dúctil/frágil
6	708	7931	145	ZTA	dúctil/frágil
7	805	6181	145	ZTA/ZF	dúctil/frágil
8	805	7778	145	ZTA	dúctil/frágil

A Figura 4.26 mostra a variação do tempo de ruptura das amostras e da diluição em função da energia de soldagem. Embora tenham sido realizados poucos testes de CST, devido as dificuldades de execução dos mesmos, nota-se que as amostras soldadas com maiores energia apresentaram uma tendência a um aumento do tempo de ruptura, ou seja, um aumento na resistência à CST. Isto provavelmente ocorreu devido às mudanças microestruturais provocadas pela variação do aporte térmico e, conseqüentemente, pela taxa de resfriamento experimentado por estas amostras soldadas. Por outro lado, nota-se o aumento da energia de soldagem gera um aumento na diluição. Neste contexto, percebe-se que a diluição da solda aumentou, e conseqüentemente houve uma maior resistência da mesma á fratura, que se refletiu após os testes de CST.

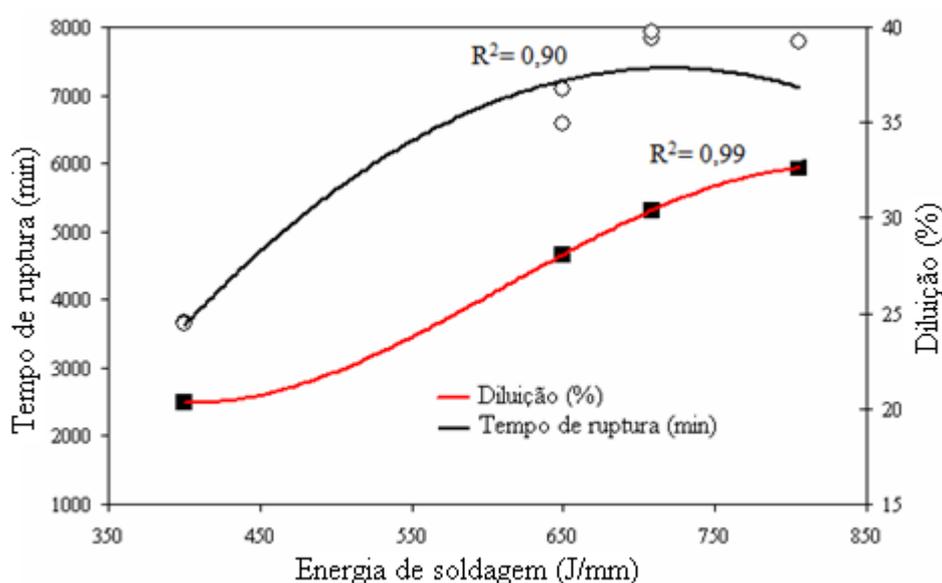


Figura 4.26 – Variação do tempo de ruptura médio em função da energia de soldagem.

A caracterização microestrutural das amostras soldadas com menor aporte térmico apresentou na sua microestrutura uma rede contínua de ferrita delta nos contornos dos grãos favorecendo assim a propagação das trincas conforme a caracterização mostrada na Figura 4.27. Por outro lado, as amostras soldadas com maior energia apresentaram na sua microestrutura uma rede descontínua de ferrita delta nos contornos das dendritas que ao se solidificarem agem como uma barreira que minimiza o crescimento de grão austenítico durante o resfriamento da junta soldada, Figura 4.28.

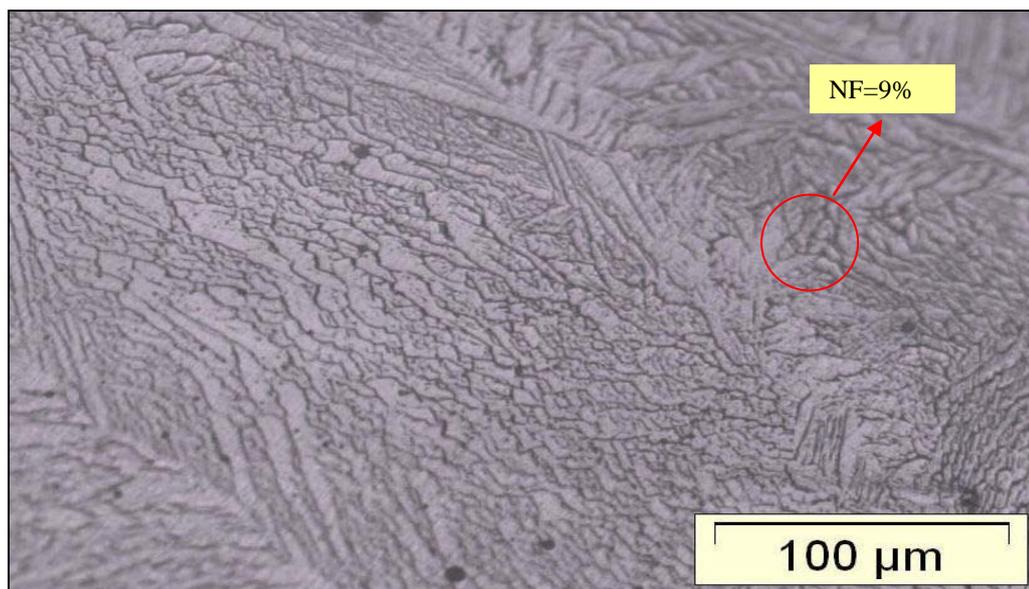


Figura 4.27 – Microestrutura da ZF para H=400J/mm, mostrando rede de ferrita δ contínua.
Ataque: ácido oxálico 10%.

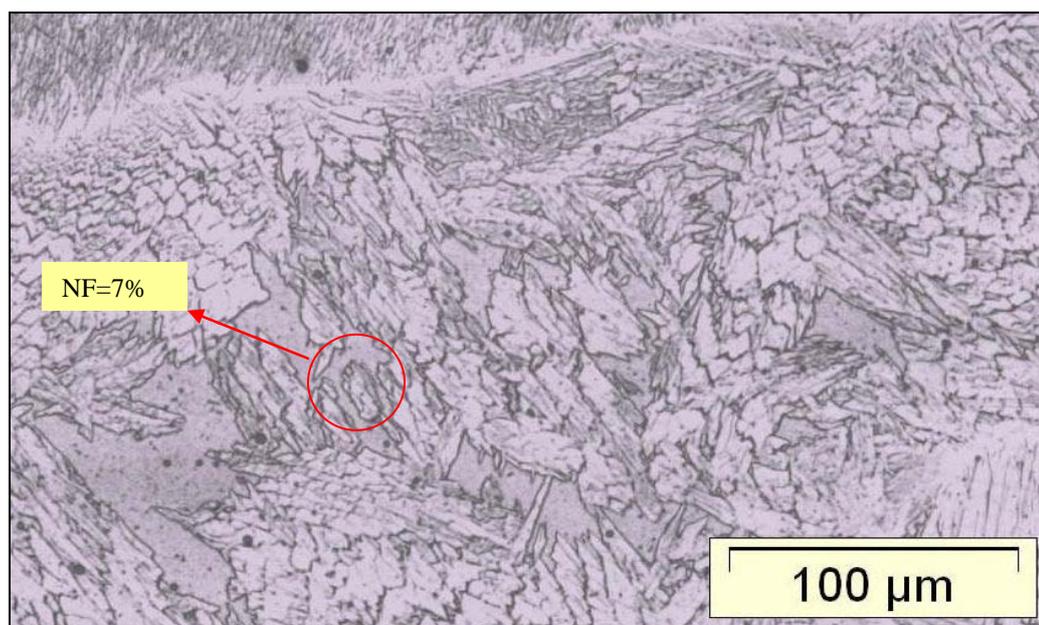


Figura 4.28 – Microestrutura da ZF para H=708J/mm, mostrando a rede de ferrita δ descontínua. Ataque: ácido oxálico 10%.

As análises microscópicas da região fraturada das amostras soldadas mostraram a presença de duas regiões distintas: uma proveniente do processo corrosivo e outra oriunda da fratura. A fratura dúctil/frágil foi observada em todas as amostras conforme detalhe do corpo de prova rompido mostrado nas Figuras 4. 29(a) e (b). Na fase inicial da fratura observa-se um aspecto frágil, pois esta região ficou mais tempo em contato com a solução de $MgCl_2$, ao

passo que na segunda etapa tem-se a ruptura resultante da força mecânica onde nota-se um aspecto dúctil. No fim do ensaio basicamente tem-se apenas tensão de tração e cisalhamento.

Quanto à análise da superfície de fratura, nota-se que a mesma apresentou um aspecto dúctil-frágil, ou seja, a região dúctil caracterizou-se essencialmente pela presença de “dimples” distribuídos homogeneamente por toda a superfície da fratura, além disso, nota-se que esta região (a) tem um aspecto rugoso, enquanto na região frágil nota-se a presença de facetas de clivagens, dando um aspecto mais liso para esta região (b), além disso, nota-se uma pequena deformação linear sofrida pelo corpo de prova após a CST em torno de 0,18%, Figura 4.30.

Vale ressaltar que segundo definição de Callister (2007), os materiais frágeis são considerados como aqueles que possuem uma deformação de fratura em torno de 5% aproximadamente. Um material que experimenta muito pouca ou nenhuma deformação plástica antes da fratura é denominado *frágil* ("brittle").

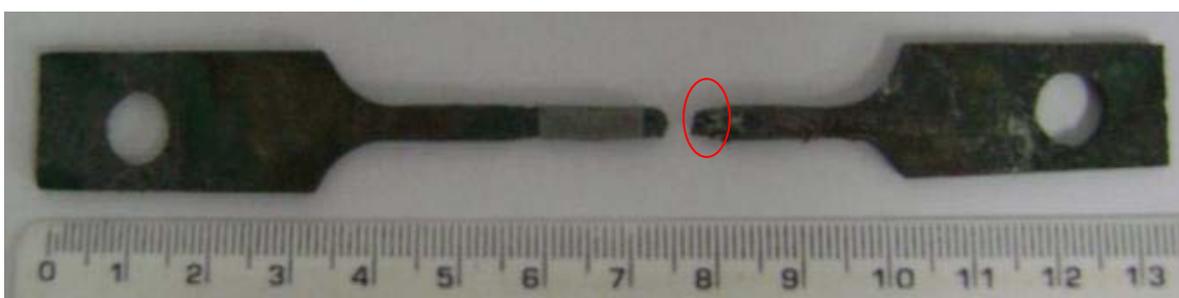


Figura 4.29 (a) – Corpo de prova após a CST.

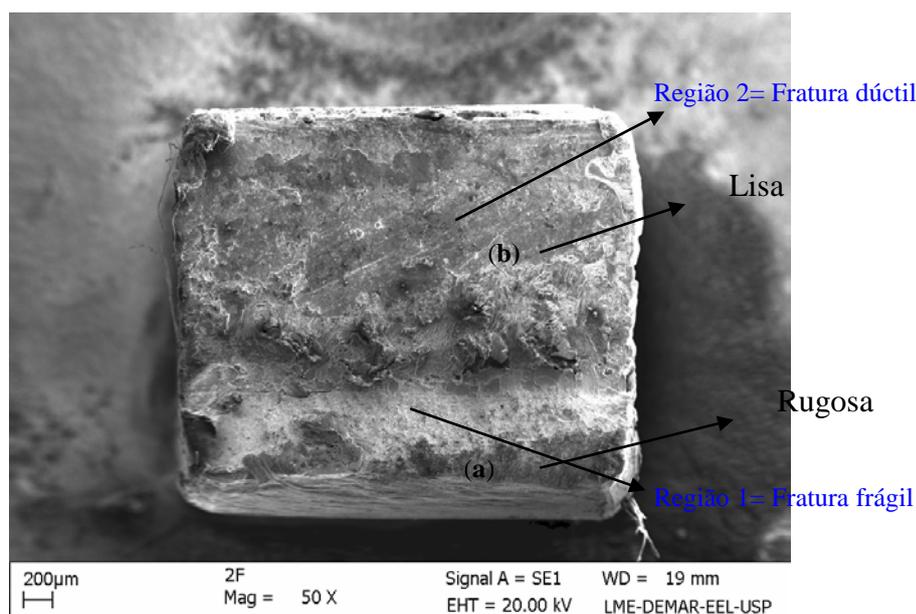


Figura 4.29 (b) – Região da Fratura na ZTA/ZF

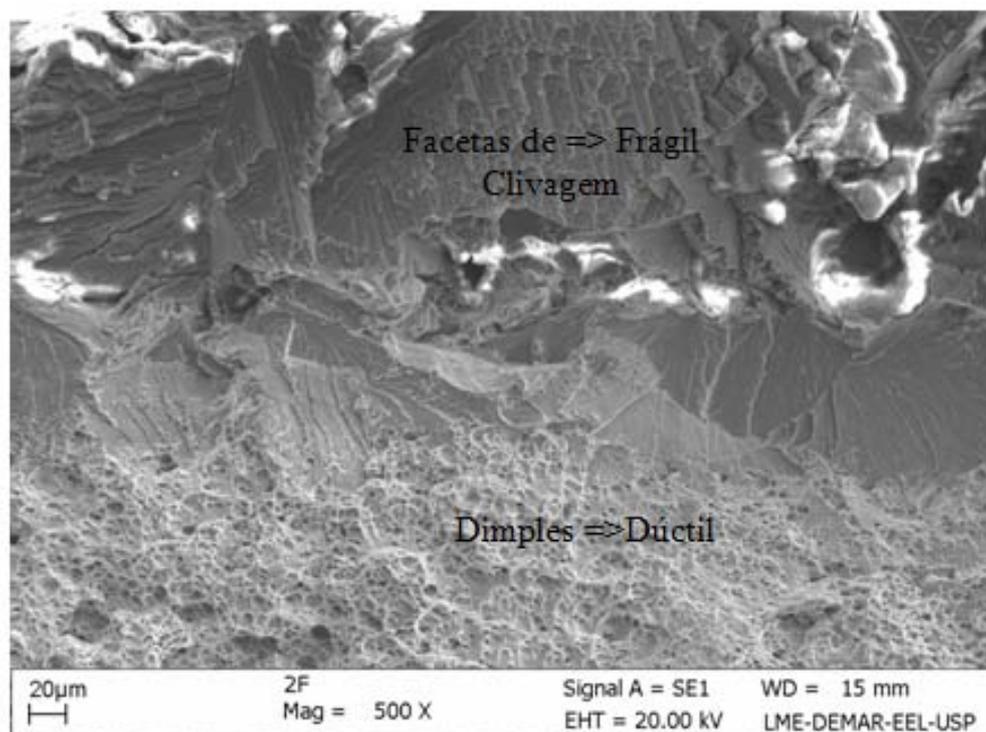


Figura 4.30 - Caracterização da fratura dúctil/frágil na ZTA/ZF.

Considerando que as amostras na condição pré-teste de soldagem foram submetidas ao ensaio de tração convencional, a deformação linear medida através do relógio comparador foi de 5,27%. Assim nota-se que estas amostras sofreram maiores alongamentos que as amostras submetidas ao ataque corrosivo. Portanto, ao observar a superfície de fratura Figuras 4.31(a), (b) e (c) nota-se a presença de dimples, bem característico de um material dúctil.



Figura 4.31 (a) - Corpo de prova sem CST

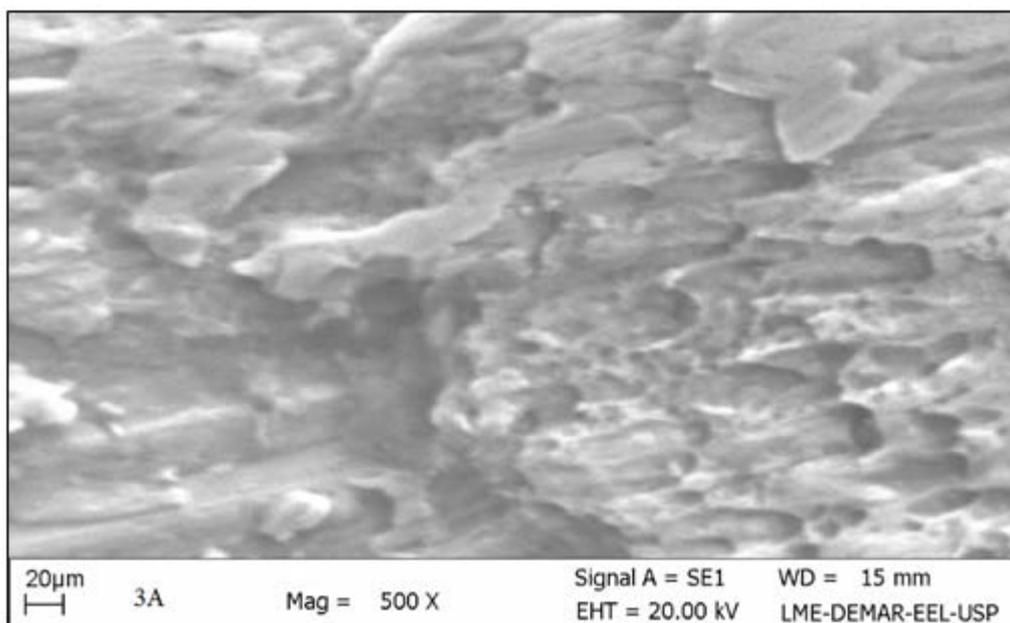


Figura 4.31 (b) – Região da Fratura

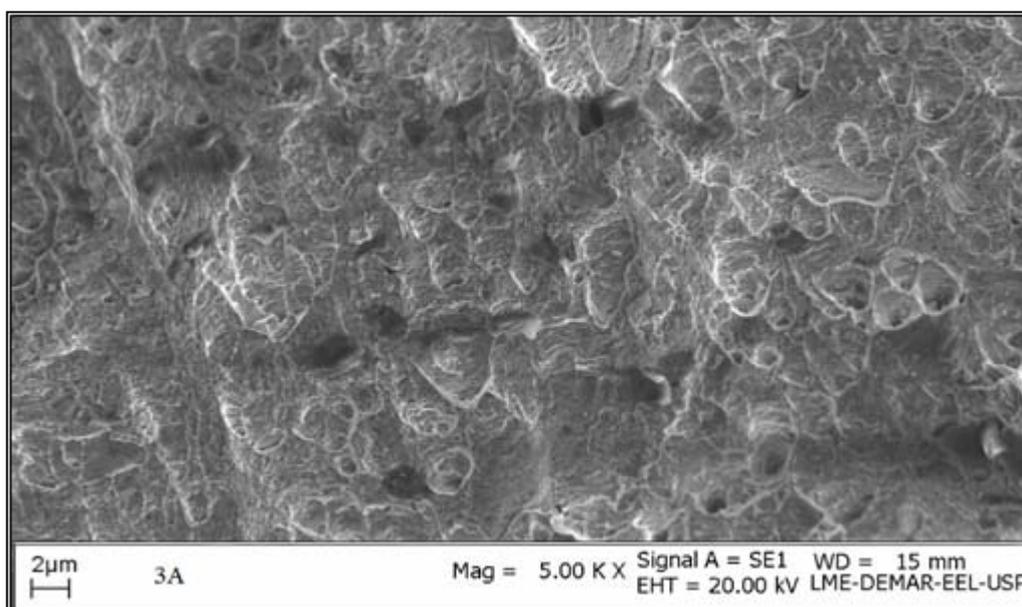


Figura 4.31 (c) – Região da Fratura

O exame microscópico das amostras após a CST mostrou que a ZTA e as zona de ligação entre a ZTA e ZF são as regiões mais susceptível ao trincamento. Visto que estas regiões foram submetidas a vários ciclos térmicos, os quais produzem modificações metalúrgicas significativas em sua estrutura, tais como, precipitação de carbonetos e formação de fases, além do crescimento irreversível da granulometria (Barbosa, 1995).

A Figura 4.32 mostra a região da ZTA, onde ocorreu o trincamento por corrosão sob tensão para a amostra soldada com maior energia (805J/mm). Pode se notar a presença de

duas regiões distintas sendo, uma mais clara austenítica e, uma mais escura, ferrítica. Portanto, percebe-se que as trincas se originaram na região austenítica, que é mais susceptível ao fenômeno de CST, e, em seguida, propagaram-se para a região ferrítica, mostrando a severidade desse meio contendo $MgCl_2$. Na tentativa de se caracterizar de forma mais detalhada a região de fratura, foi realizado uma análise por energia dispersiva (EDS) na ZTA cujos resultados são mostrados nas Figuras 4.33 e 4.34.

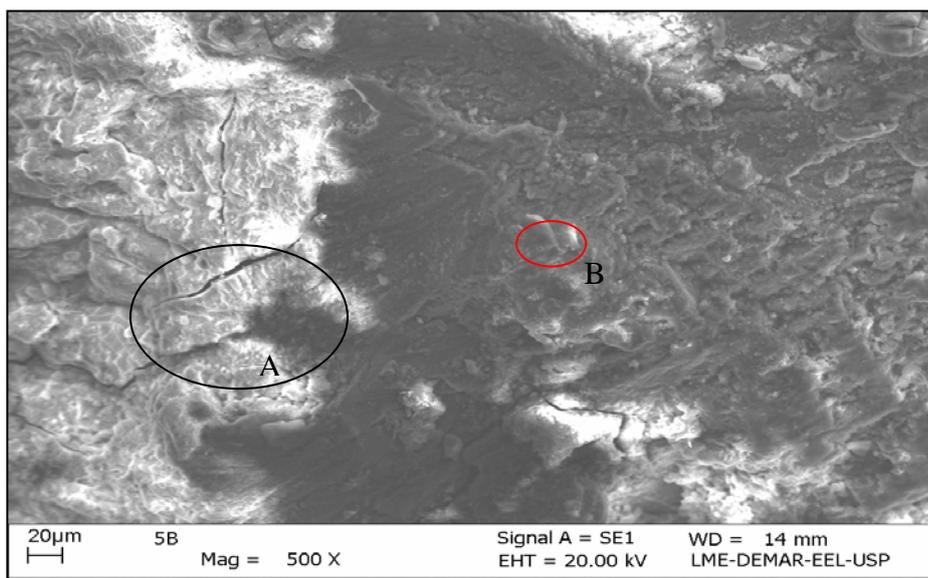


Figura 4.32 – Trincas de CST na região da ZTA, H=805J/mm, (a) microtrincas de CST e (b) precipitados ricos em cromo.

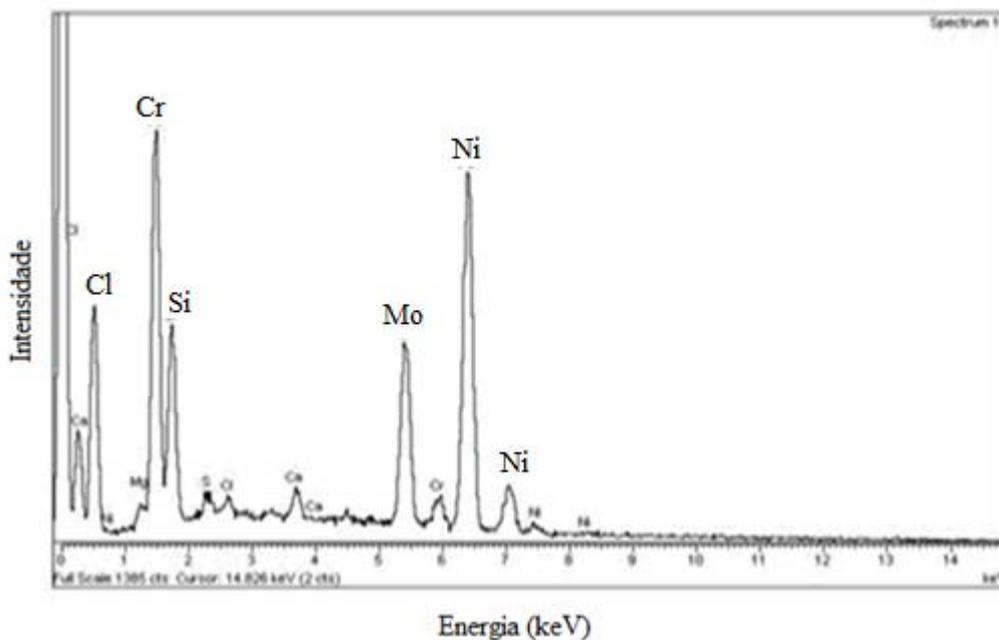


Figura 4.33 – Microanálise por energia dispersiva da região clara (austenítica).

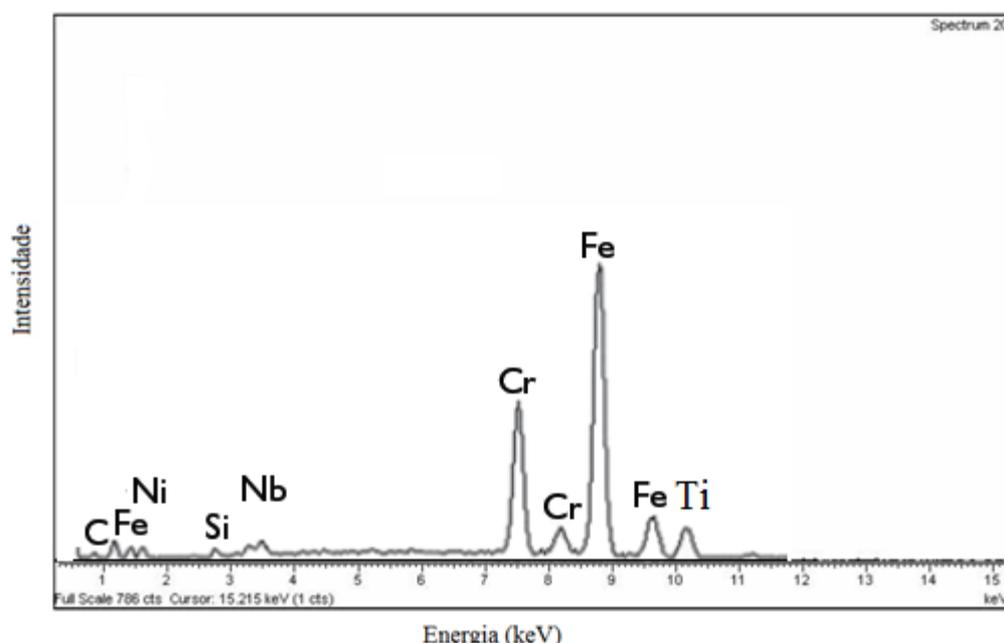


Figura 4.34 – Microanálise por energia dispersiva da região escura (ferrítica).

Analisando o EDS da Figura 4.33 realizado na região clara (austenítica) observa-se a presença de vários elementos químicos, porém em destaque tem-se o Cr, Ni. Além disso, observa-se também a presença de cloro o qual, está contido no meio corrosivo em estudo ($MgCl_2$). A Figura 4.34, mostra o EDS realizado na região escura, ou seja, uma região ferrítica tendo em destaque os elementos Fe, Cr Nb e Ti, sendo que o Nb e Ti elementos estabilizadores pois provocam a precipitação de (NbC e TiC) evitando assim a sensitização.

As morfologias das trincas foram caracterizadas através da análise metalográfica utilizando o ataque eletrolítico com ácido oxálico 10%. Nota-se que as trincas de CST foram predominantemente transgranulares e intergranulares, com várias ramificações, e ocorreram, em todos os testes, na direção perpendicular à força aplicada, detalhes estes mostrados na Figura 4.35.

Pinto (2006) em seus estudos revelou que a região ferrítica apresenta uma maior plasticidade que a região austenítica. Assim esta plasticidade dificulta a propagação da trinca, pois cria uma região de resistência, que torna mais difícil a sua propagação, culminando em um tempo maior até a fratura do material.

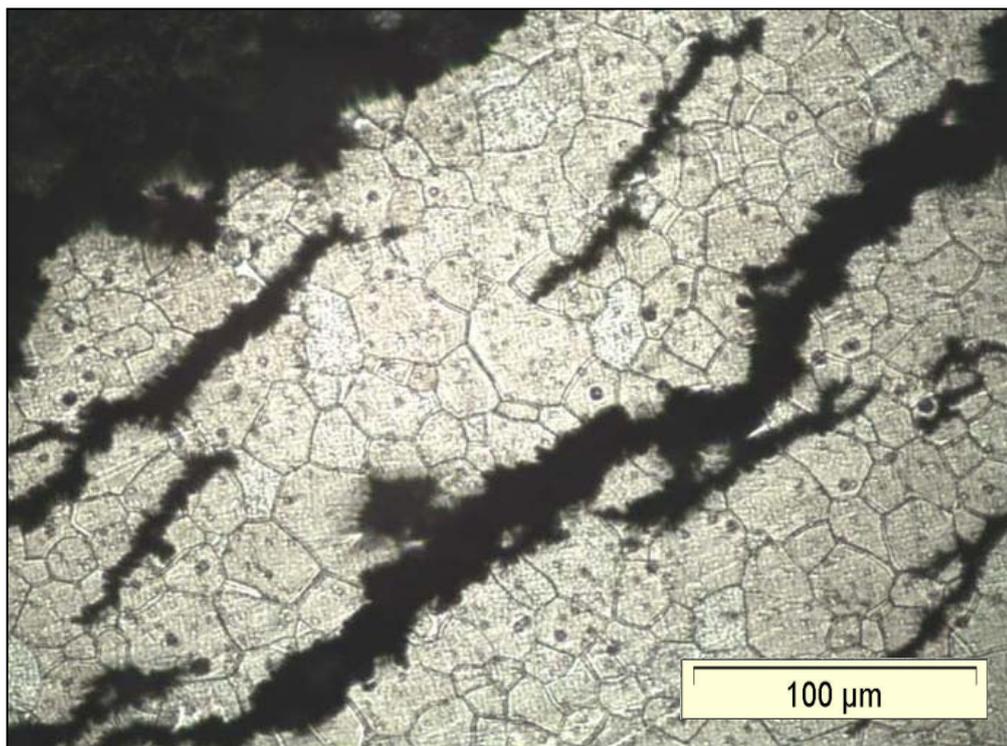


Figura 4.35 – Trincas secundárias transgranulares e intergranulares de CST na ZTA H=400J/mm, Ataque: eletrolítico, tempo de ataque 2,5 min.

Uma análise mais detalhada da região trincada foi feita com o auxílio da microscopia óptica e eletrônica de varredura (MEV). A Figura 4.36 mostra detalhes da presença de trincas de CST na região da ZTA para uma amostra soldada com 650 J/mm. Nesta figura observa-se o aparecimento de várias microtrincas secundárias nos contornos de grão da ZTA, bem como a presença de um intenso ataque corrosivo na forma de pite devido à severidade do meio.

A Figura 4.38 mostra uma análise metalográfica mais detalhada deste aspecto para uma amostra com nível de energia de soldagem de 708 J/mm. Observa-se nesta caracterização que as trincas se iniciaram no metal de solda (zona fundida), originário de um arame tubular austenítico (mais susceptível à CST), propagando-se na direção da zona de ligação e ZTA, constituída de aço ferrítico AISI-409, conforme mostra a Figura 4.37. É importante salientar que, embora o aço AISI-409 seja praticamente imune à CST na condição não soldada, o mesmo passa a apresentar susceptibilidade à CST na condição soldada. Isso provavelmente, se deve ao fato de que elementos como C, Ti, Ni, entre outros, provenientes do metal de adição migram para a ZTA durante a soldagem. Além disso, nota-se que esta região também está sujeita a rápidos ciclos térmicos que causam variações microestruturais. Assim os efeitos

combinados desses dois fenômenos podem levar a precipitação de carbonetos e carbonitretos que resultam em heterogeneidades na região dos contornos de grão, tornando essas áreas anódicas em relação ao restante do grão e, conseqüentemente, acelerando o desenvolvimento do processo corrosivo por CST.

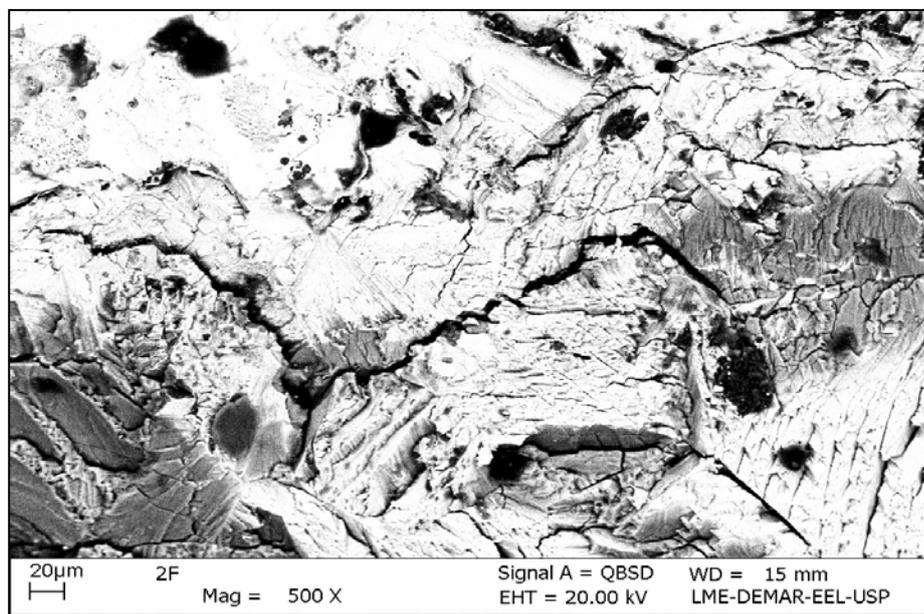


Figura 4.36 – Trincas de CST na região da ZTA, H=650J/mm.

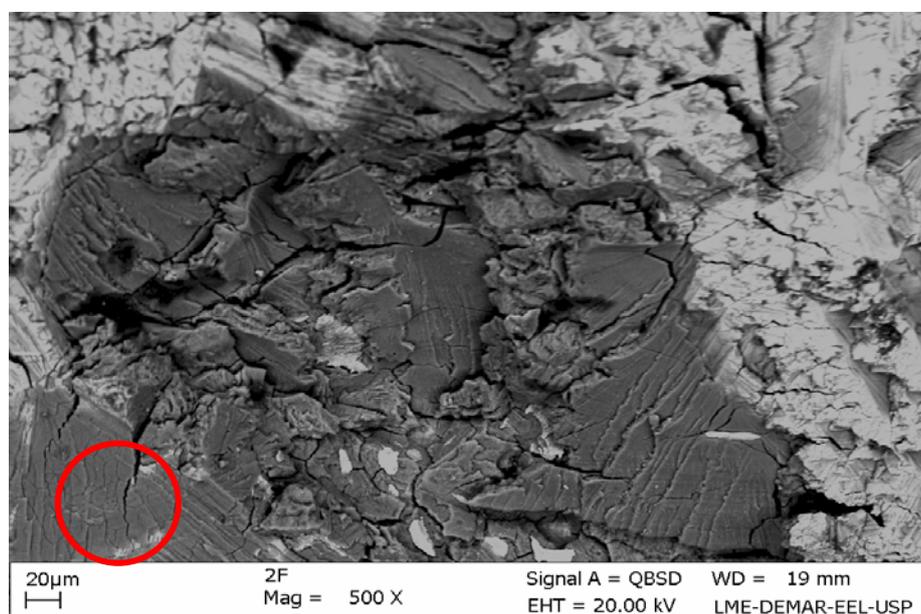


Figura 4.37 – Análise de MEV na região de iniciação das trincas (região austenítica).

4.5 CARACTERIZAÇÃO MAGNÉTICA APÓS A CST

Após realizar os testes de CST, os corpos de prova foram novamente seccionados, pesados e testados no magnetômetro de amostra vibrante para aferir as propriedades magnéticas. Em função dos resultados obtidos, Figuras 4.38, 4.39, 4.40 e 4.41, observa-se que o material apresenta, nos diferentes níveis de energia de soldagem utilizados, características de um material magnético mole ou permeável, em função dos ciclos de histereses bastante estreitos, com fácil magnetização.

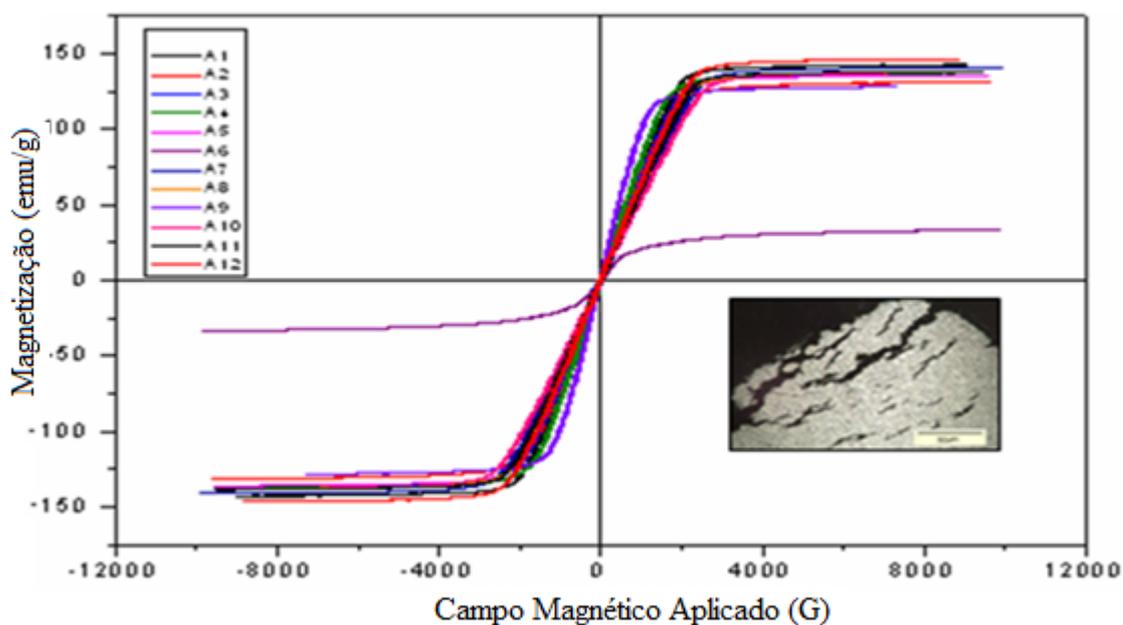


Figura 4.38 - Curvas de histerese para o aço AISI-409 soldado com H=400J/mm.

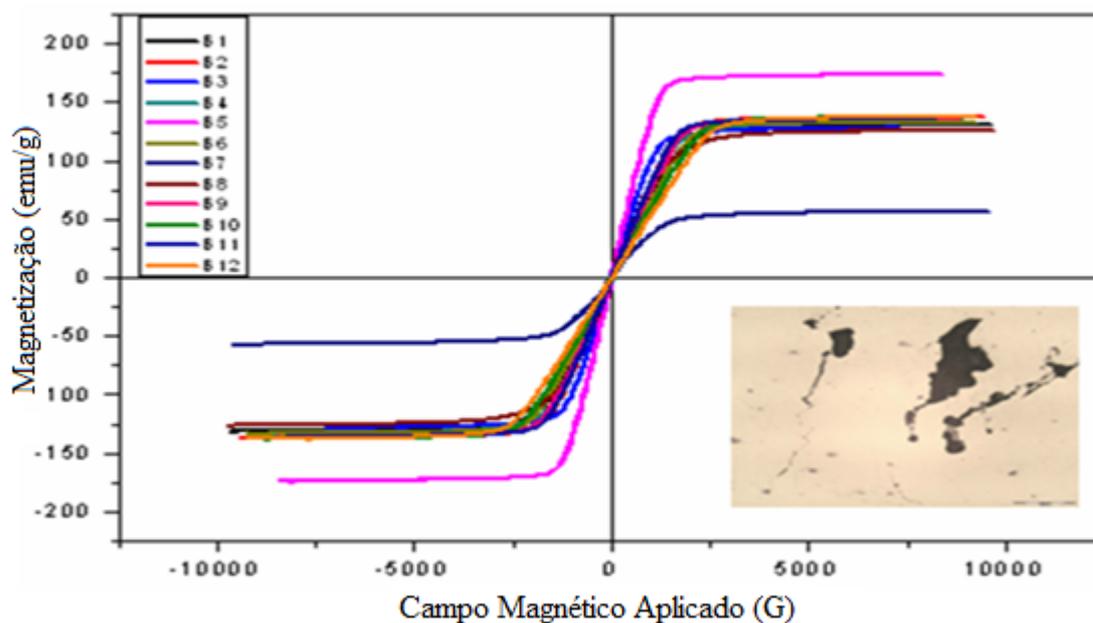


Figura 4.39 - Curvas de histerese para o aço AISI-409 soldado com H=650J/mm.

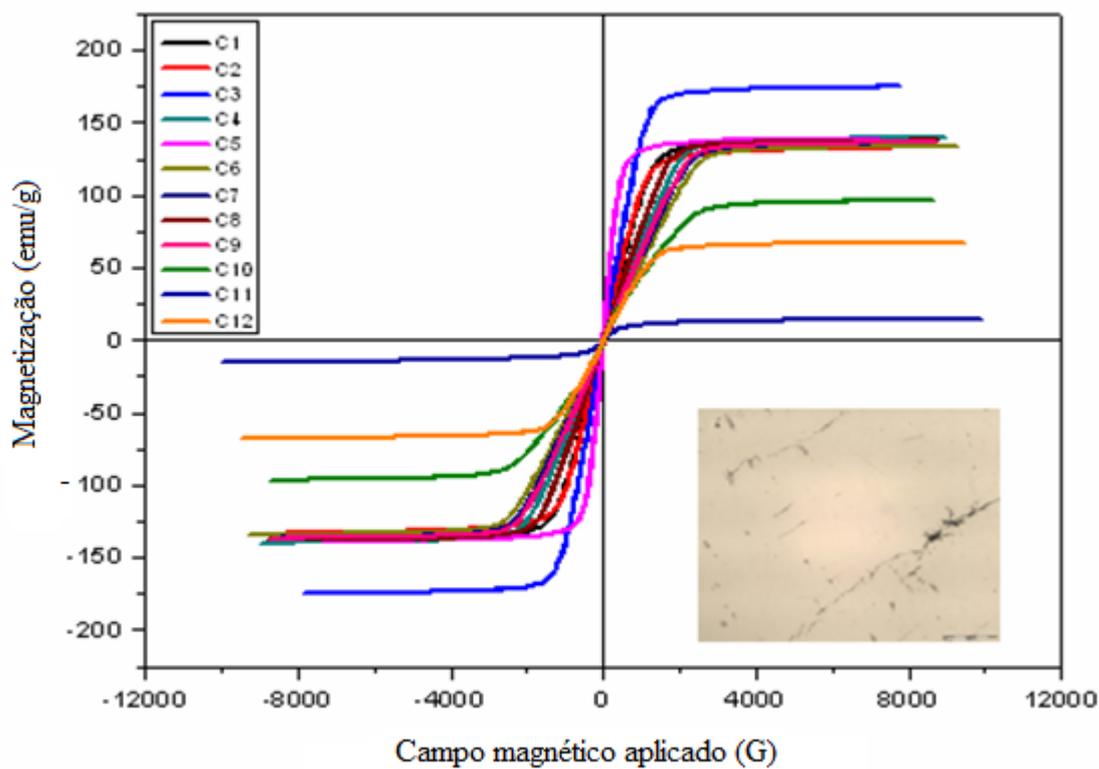


Figura 4.40 - Curvas de histerese para o aço AISI-409 soldado com H=708J/mm

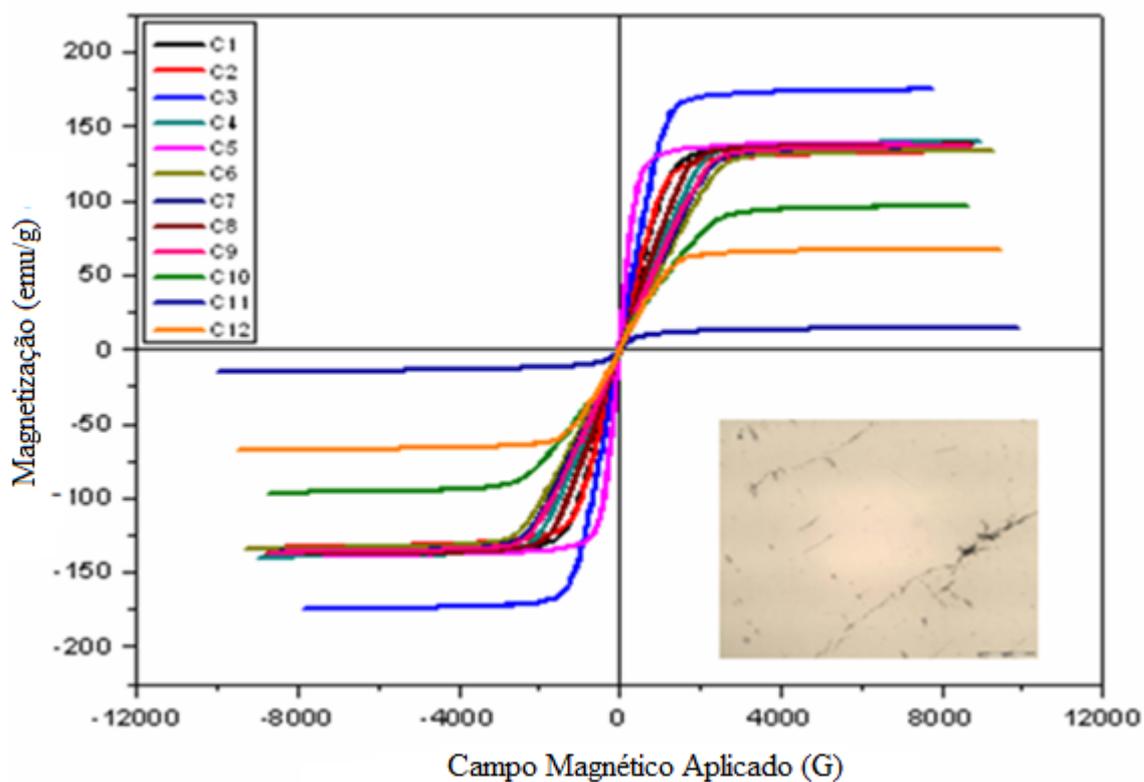


Figura 4.41 - Curvas de histerese para o aço AISI-409 soldado com H=805J/mm

Analisando as curvas de histereses das Figuras 4.38, 4.39, 4.40 e 4.41, nota-se que existe um comportamento diferente para as mesmas. Observa-se uma variação das propriedades magnéticas dos corpos de prova após o processo de CST. Isto provavelmente ocorreu devido à presença de inclusões não magnéticas, principalmente carbonetos presentes na microestrutura dos materiais ferromagnéticos provocam o aumento da dureza e a degradação das propriedades magnéticas como a redução da permeabilidade e aumento da coercividade. Além disso, as presenças de trincas e de cloretos na microestrutura podem ter contribuído para a modificação das propriedades magnéticas, conforme observado nos testes A6, B7, C7 e D8, respectivamente. Caso estas trincas se prolongam até a superfície, ou se estão suficientemente próximas à mesma, as linhas de fluxo distorcidas nesta região darão origem aos chamados campos de fuga, os quais aumentam com o aumento da área trincada, promovendo o aparecimento de pólos magnéticos. Assim, uma trinca induz uma heterogeneidade local no caminho do fluxo magnético em um material e qualquer mudança na área da trinca resulta em alteração na densidade do fluxo magnético, alterando assim as propriedades magnéticas do material.

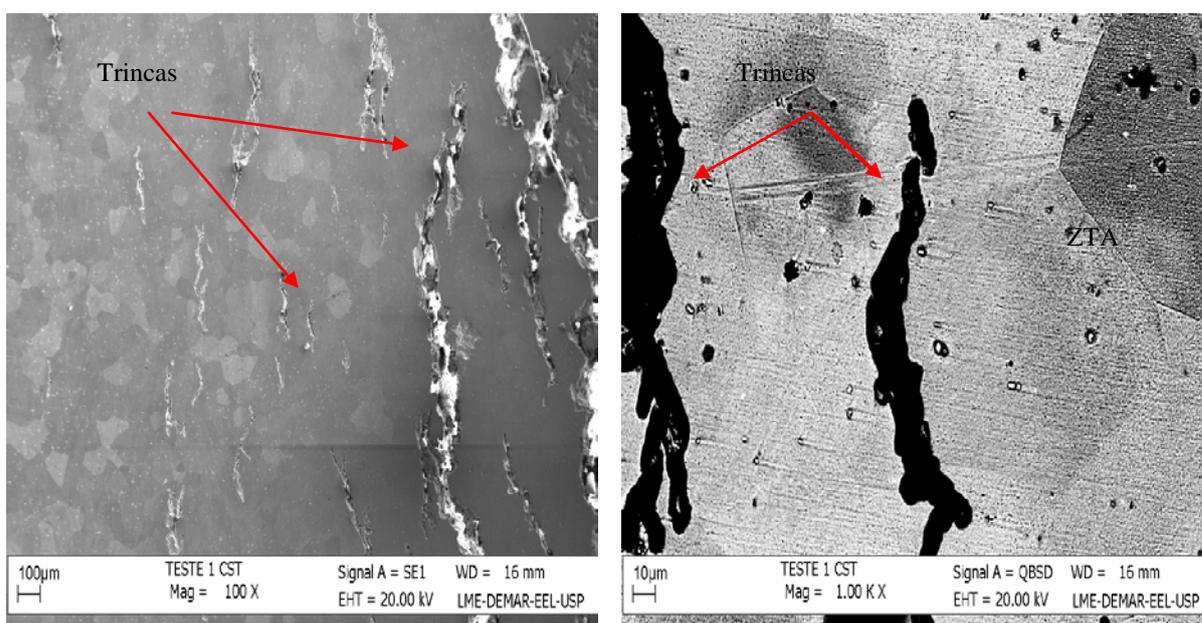


Figura 4.42 – MEV do Trincamento por CST, teste A6. Aumento 1000x

Portanto é importante salientar que a energia de soldagem provoca modificações no tamanho de grão, e na cinética de precipitação de carbonetos. Entretanto nota-se que, quanto maior o tamanho do grão menor será a resistência mecânica. Este fato é justificado pela atuação dos contornos de grão como barreiras naturais à propagação de descontinuidades e à

deformação plástica, sendo a ZTA a região mais crítica. Nota-se também que a energia de soldagem influencia nas tensões residuais e nas distorções que ocorrem numa junta soldada, ou seja, quanto maior a energia de soldagem maior será o nível de tensões residuais podendo provocar fadiga, corrosão sob tensão e fratura frágil.

A Figura 4.43, mostra a variação do campo coercivo e remanente em função da área trincada. Observa-se que o aumento na área trincada provoca uma diminuição no campo coercivo e remanente, sendo este último mais influenciado que o primeiro. Isto também foi observado na pesquisa realizada por Bi & Jiles (1998), os quais estudaram, através do método de elementos finitos, a dependência das propriedades magnéticas com o do tamanho das trincas nos aços, e verificaram que o aumento na área da trinca provoca a diminuição do campo coercivo e do campo remanente. Portanto percebe-se que, quando o material apresenta uma área trincada maior existe uma dificuldade do mesmo em reter a magnetização imposta, por outro lado quanto mais homogêneo esta a microestrutura do material mais fácil será o alinhamento dos domínios facilitando assim a magnetização desse material.

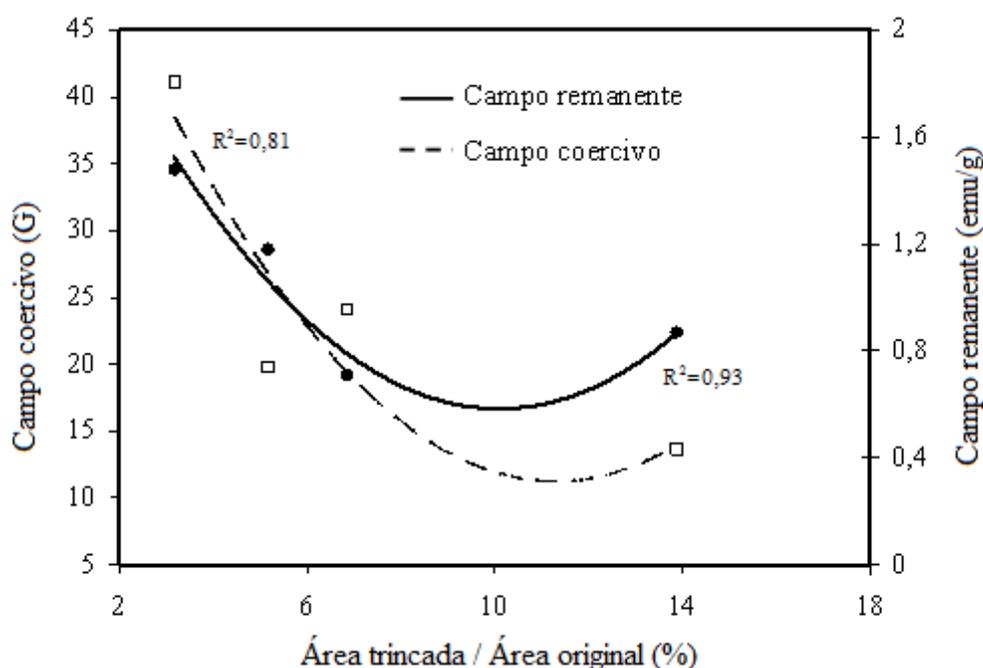


Figura 4.43 – Efeito da área trincada sobre o campo coercivo e remanente.

A Tabela 4.7 mostra as propriedades magnéticas para o aço AISI-409 após o processo de CST, com variação dos níveis de energia. Analisando esta tabela observa-se que existe uma dependência da magnetização (B) e o campo aplicado (G) para as amostras. Assim por meio das curvas de histerese determinaram-se os valores de campo coercivo (H_c), magnetização de saturação (M_s) e o campo remanente (M_r).

Tabela 4.7 – Propriedades Magnéticas para o aço AISI-409 Após a CST

Energia (J/mm)	Testes	M_r (emu/g)	H_c (G)	M_s (emu/g)
400	A1	0,96	13,00	142,73
	A2	1,06	15,42	138,13
	A3	0,84	13,19	136,00
	A4	1,48	32,88	33,43
	A5	0,84	14,40	141,14
	A6	0,87	14,05	137,92
	A7	1,15	15,92	131,32
	A8	1,37	16,16	137,35
	A9	1,74	14,68	128,34
	A10	0,72	13,31	137,84
	A11	0,79	12,88	138,45
	A12	0,83	12,29	146,58
650	B1	1,85	12,46	148,29
	B2	0,84	12,53	142,43
	B3	0,83	12,39	138,67
	B4	0,88	13,02	141,58
	B5	0,95	14,25	122,61
	B6	1,42	25,80	66,48
	B7	0,71	22,05	138,37
	B8	1,70	43,94	19,77
	B9	0,72	13,28	138,96
	B10	1,19	13,79	128,02
	B11	0,79	13,32	138,16
	B12	0,90	13,52	138,30
708	C1	0,65	11,88	133,46
	C2	0,76	12,45	136,51
	C3	1,11	13,66	137,85
	C4	0,88	13,78	136,53
	C5	1,45	19,50	96,50
	C6	1,52	41,51	14,88
	C7	1,18	20,24	67,86
	C8	1,88	16,44	138,52
	C9	2,04	16,90	133,42
	C10	1,96	12,23	174,91
	C11	0,84	12,27	139,93
	C12	4,33	13,06	138,52
805	D1	1,15	12,14	139,32
	D2	2,44	13,17	132,59
	D3	0,89	12,81	142,68
	D4	1,32	12,90	131,38
	D5	1,92	13,44	138,72
	D6	4,74	16,35	125,67
	D7	3,28	17,65	102,65
	D8	1,48	20,22	13,48
	D9	1,54	15,59	131,03
	D10	1,01	13,76	138,28
	D11	1,30	12,77	128,94
	D12	1,62	12,05	139,64

Neste contexto, nota-se uma pequena variação nas propriedades magnéticas após o processo corrosivo a qual as amostras foram submetidas. Como os aços inoxidáveis ferríticos são usados com sucesso em componentes magnéticos e devem resistir à ambientes corrosivos, foi realizada uma análise comparativa das propriedades magnéticas antes e após o processo de CST sob diferentes níveis de aporte térmico, detalhes estes mostrados através dos histogramas na Figura 4.44.

Analisando, os resultados na Figura 4.44, percebe-se que o campo remanente sofreu uma pequena alteração em torno de 1,14 % para a menor energia de soldagem e de 2,63% para a maior energia de soldagem. Muito embora esta alteração no campo remanente seja pequena nota-se que o processo corrosivo influenciou nesta variável no sentido de reduzi-la.

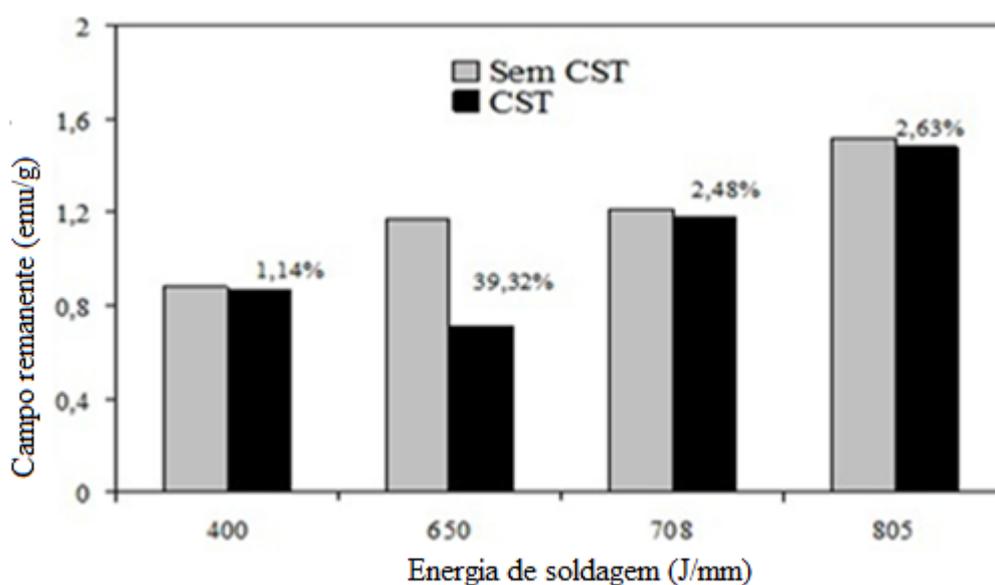


Figura 4.44 – Influência da CST no campo remanente.

A Figura 4.45, mostra a influência da corrosão sob tensão no campo coercivo, analisando esta figura observa-se uma pequena redução de 6,97% para o menor nível de energia de 400J/mm, enquanto para o maior nível de energia de 805J/mm nota-se uma redução de 1,61%. Porém analisando a magnetização de saturação após o processo corrosivo, nota-se um decréscimo de 2,15% para a menor energia de soldagem e de 90,8 %, para a maior energia de soldagem, conforme Figura 4.46.

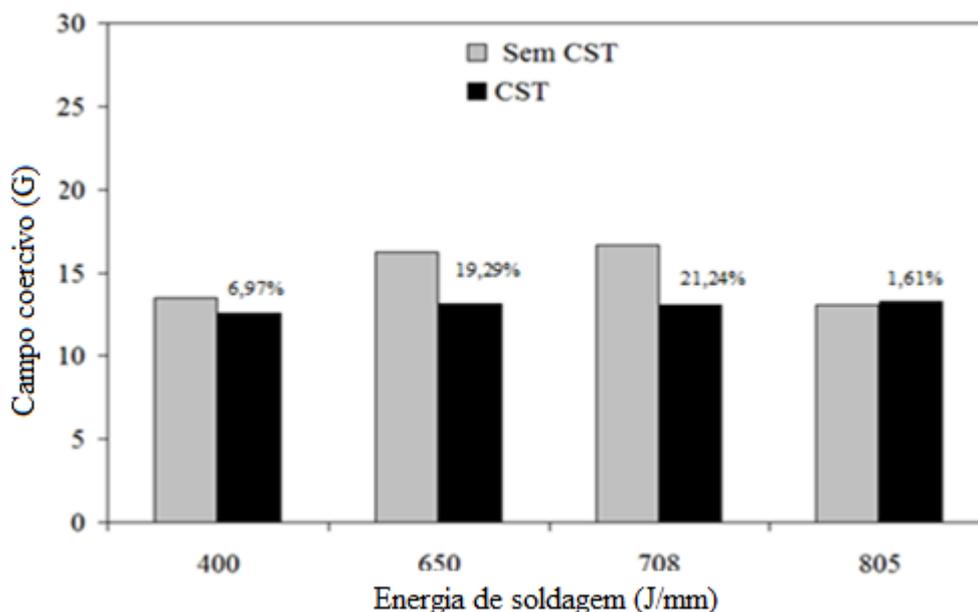


Figura 4.45 – Influência da CST no campo coercivo.

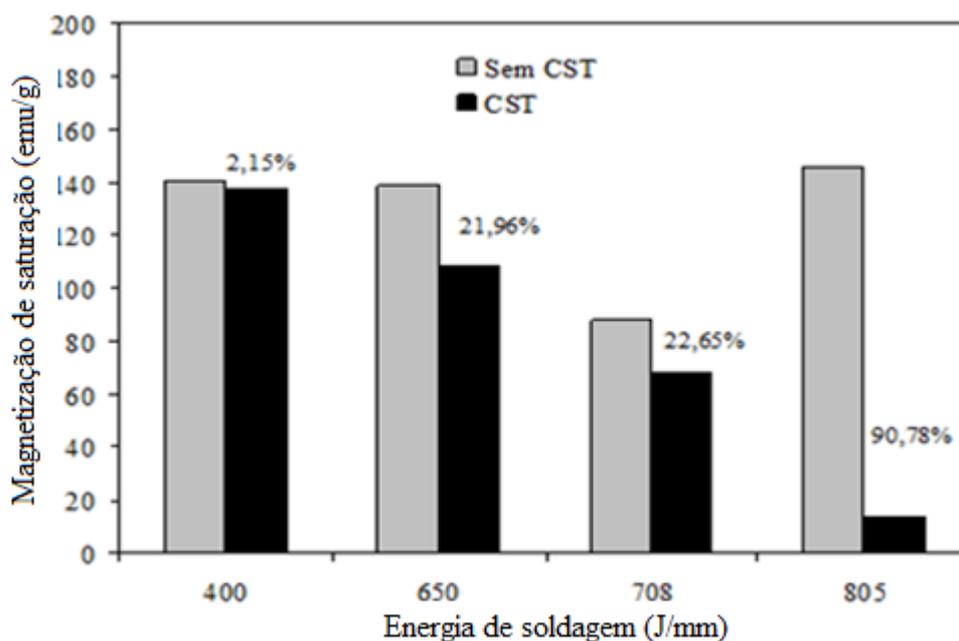


Figura 4.46 – Influência da CST no campo coercivo.

A Figura 4.47 faz uma comparação entre permeabilidade magnética do aço inoxidável ferrítico antes e após o processo corrosivo. Analisando esta figura nota-se que após o processo corrosivo, a permeabilidade magnética tende a diminuir em torno de 11% aproximadamente. Assim percebe-se que o decréscimo desta resposta é fortemente influenciado pelas variações microestruturais provocadas pela variação da energia de soldagem, a qual provoca

precipitação de carbonetos, aumento nas tensões residuais, culminando com o aparecimento de trincas, favorecendo assim o processo de corrosão sob tensão.

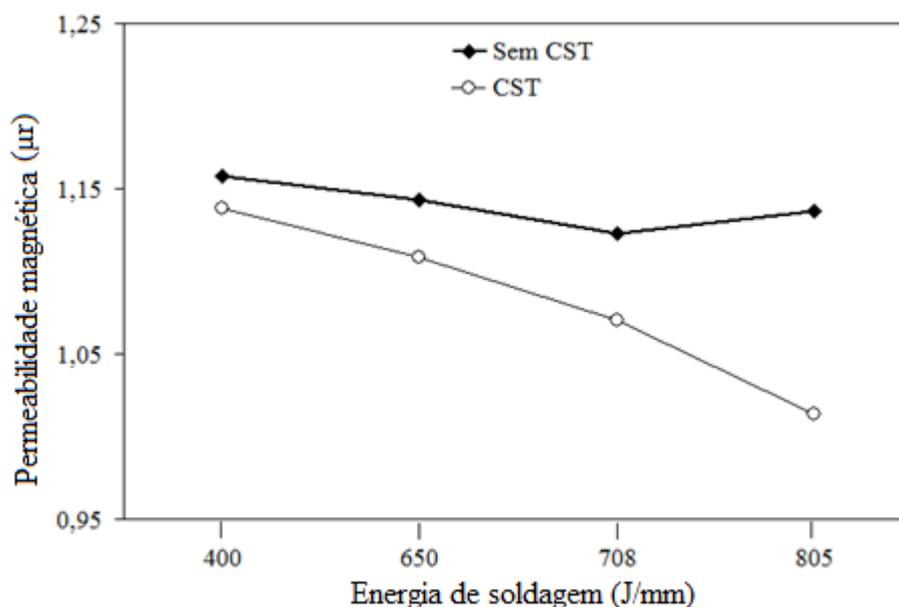


Figura 4.47 – Influência da CST na permeabilidade magnética.

4.6 CONSIDERAÇÕES FINAIS

As análises dos resultados obtidos permitiram observar que ao variar a energia de soldagem houve também alterações significativas nas propriedades magnéticas do material em estudo, principalmente devido à variação dos ciclos térmicos experimentados por essas soldas. Assim, os resultados deste trabalho permitiram observar que, muitas das alterações microestruturais como tamanho de grão e fases foram provocadas pela imposição de calor e também pela taxa de resfriamento, deixando o material mais susceptível ao fenômeno de corrosão sob tensão. Muito embora nestas condições houvesse um aumento no perfil de microdureza, percebeu-se que esta propriedade está diretamente correlacionada com as propriedades magnéticas do material. Por outro lado, percebe-se que o processo de CST provocou o aparecimento de trincas na microestrutura, levando a pequenas alterações nas propriedades magnéticas do material. Desta forma, estas alterações microestruturais principalmente na ZTA, provocadas pelo aumento da energia de soldagem levaram a um aumento na precipitação de carbonetos nos contornos de grãos de ferrita, bem como alterações nas propriedades magnéticas como o campo coercivo, campo remanente, além da

permeabilidade magnética e da susceptibilidade magnética. Como resultado final houve um decréscimo na resistência à CST das amostras analisadas indicando haver uma correlação entre todos estes aspectos. Neste contexto percebe-se que o aumento no nível de tensões residuais provocadas pela variação da energia de soldagem pode gerar diversos problemas tais como a formação de trincas e uma maior propensão para a ocorrência de fadiga do material além da perda de estabilidade dimensional e distorções acentuando ainda mais o fenômeno da corrosão sob tensão. Portanto, o entendimento dos mecanismos envolvidos na formação da poça de fusão de uma junta soldada em conjunto com o processo corrosivo mostra ser este um fenômeno bastante complexo e envolve um grande número de variáveis. Assim a caracterização microestrutural e magnética desta região passam a ser relevante para evitar falhas prematuras em equipamentos. Nesse sentido percebe-se que existe uma correlação entre as tensões residuais provocadas pela imposição de calor, as propriedades magnéticas e o processo corrosivo, visto que dentre estas propriedades o campo remanente e a permeabilidade magnética são mais sensíveis às mudanças microestruturais provocadas pela CST. Portanto espera-se que estas variáveis possam ser utilizadas como índices indicadores do fenômeno de CST, contribuindo desta forma para o gerenciamento do envelhecimento de estruturas soldadas e de componentes, garantindo-lhe que os limites de segurança estabelecidos em projeto sejam mantidos até o término de sua vida útil. Uma vez caracterizada a degradação dos componentes, sua estrutura física e até mesmo funcional podem ser avaliadas no sentido de tomada de decisão de reparar ou substituir tais componentes e, dessa forma, contribuir para maior segurança, além da redução dos custos de manutenção.

Capítulo 5

CONCLUSÕES E RECOMENDAÇÕES

5.1 CONCLUSÕES

Em função dos resultados e das análises realizadas sobre o estudo da correlação entre o aporte térmico, propriedades magnéticas e corrosão sob tensão em juntas de aço inoxidável ferrítico soldado com arame tubular austenítico, este trabalho permitiu concluir que:

- O exame microscópico das amostras mostrou ser a zona termicamente afetada pelo calor (ZTA) a região mais susceptível ao trincamento por corrosão sob tensão, pois esta região está submetida a rápidos ciclos térmicos, os quais produzem modificações metalúrgicas em sua estrutura.
- As soldas realizadas com menor aporte térmico apresentaram uma tendência a ter uma microdureza mais elevada na ZTA, favorecendo a precipitação de carbonetos nos contornos de grãos de austenita, contribuindo assim para a diminuição na

resistência a CST, pois estas regiões tornam-se anódicas em relação ao restante do material, favorecendo o mecanismo de dissolução anódica como precursor das trincas de CST.

- As soldas realizadas com maior aporte térmico apresentaram uma maior resistência à corrosão sob tensão, contudo a pequena diferença entre os valores de aporte utilizados, não permite que este resultado seja considerado indiscriminadamente.
- A análise microscópica da região fraturada das amostras submetidas à CST mostrou-se a presença de duas regiões distintas: uma proveniente do processo corrosivo e outra oriunda da fratura. Na fase inicial da fratura observa-se um aspecto frágil, já na segunda etapa tem a ruptura resultante da força mecânica onde nota-se um aspecto dúctil.
- Quanto à morfologia das trincas, a análise metalográfica revelou que as trincas foram predominantemente transgranulares, e com várias ramificações, e estas iniciaram no metal de solda (austenítico) e propagou-se para o metal base (ferrítico).
- As amostras soldadas com menor aporte térmico apresentaram na sua microestrutura uma rede contínua de ferrita delta nos contornos dos grãos favorecendo assim a propagação das trincas. Por outro lado, as amostras soldadas com maior energia apresentaram na sua microestrutura uma rede descontínua de ferrita delta nos contornos das dendritas que ao solidificarem age como uma barreira que minimiza o crescimento de grão ferrítico durante o resfriamento da junta soldada.
- Existe uma correlação positiva de 98,4% entre o campo coercivo e a energia de soldagem, e uma forte correlação positiva de 96,8% entre a magnetização de saturação e a energia de soldagem e uma alta correlação negativa de 99,9% entre a microdureza e a energia de soldagem.
- O processo corrosivo alterou as propriedades magnéticas do material, assim percebe-se uma diminuição no campo remanente em torno de 1,14% a 39,34% e um pequeno aumento no campo coercivo de 4,15% a 35,8%. Enquanto a magnetização de saturação houve um decréscimo de 2,17% a 90,8% para os testes realizados. Portanto a identificação dos efeitos provocados pelo aporte térmico na microestrutura e nas propriedades magnéticas nos permite uma avaliação prévia das possibilidades de ocorrência da CST em juntas soldadas.

5.2 SUGESTÕES PARA TRABALHOS FUTUROS

- Aprimorar o banco de testes já desenvolvido, colocando sensores para monitorar a deformação linear ao longo do tempo.
- Estudar o fenômeno da corrosão sob tensão em juntas soldadas de aços inoxidáveis duplex e hiperduplex;
- Verificar a influência dos ciclos de fadiga nas propriedades magnéticas do aço inoxidável ferrítico AISI-409;
- Estudar o efeito do refinamento da granulometria e a sua influencia nas propriedades magnéticas de uma junta soldada de aço inoxidável ferrítico AISI-409, por meio da utilização de processos de soldagem que permitam uma dupla pulsação térmica.

REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS

- ABHAY K. J.; DIWAKAR, V.; SREEKUMAR, K. (2003).** “*Stress Corrosion Cracking of Stainless Steel Bellow of Satellite Launch Vehicle Propellant Tank Assembly*”. Science Directy, Engineering Failure Analysis, v.10, February, pp.699-799.
- ALYOUSIF, O.M. & NISHIMURA, R. (2006).** “*The Effect of Test Temperature on SCC Behavior of Austenitic Stainless Steel in Boiling Saturated Magnesium Chloride Solution*”. Corrosion Science, v.48, pp.4283-4293.
- ALLUM, C.J. & QUINTINO, L. (1985).** “*Control of Fusion Characteristics in Pulse Current MIG Welding- Part I*”. Metal Construction, vol.4, n17, pp.242-245.
- ARAI, H.; TAKEDA, S.; ARATA, Y. (1987).** “*Theoretical Analysis of Susceptibility of Ferritic Stainless Steel to Intergranular Corrosion Caused by Welding*”. Transaction of JWRI, v.16, n°1, pp.131-137.
- ARCELLOR MITTAL INOX BRASIL (2006).** Disponível em: <<http://www.arcellormittal.com.br> /acessado em 13 de agosto de 2009.
- ARCELLOR MITTAL INOX BRASIL (2009).** Disponível em: <[http://www.arcellormittalinox.com.br/Aços Inoxidáveis - Ficha Técnica.htm](http://www.arcellormittalinox.com.br/Aços%20Inoxidáveis%20-%20Ficha%20Técnica.htm)>>. Acesso em: 11 de agosto de 2009.
- ASHCROFT, N.W. & MERMIM, N.D. (1976).** “*Solid State Physics*”. Brooks Cole, ed New York, 1th ed, 848p.
- ASM HANDBOOK (2003).** “*Corrosion: Fundamentals, Testing and Protection*”, v.13A, 1135p.

ASM SPECIALITY HANDBOOK (1994). *“Stainless Steel Materials Park”*. American Society for Materials.

ASM HANDBOOK (1989). *“Corrosion”*. ASM International, Metals Park, USA, v.13, 9^a.ed.1415p.

ASTM G58 (1978). *“Standard Practice for the Preparation of Stress Corrosion Test Specimens for Weldments”*. Annual Book of ASTM Standards, American Society of Testing and Materials.

ASTM E8 (1979). *“Standard Methods of Tension Testing of Metallic Materials”*. Annual Book of ASTM Standards, American Society of Testing and Materials.

ASTM E384 (1999). *“Standard Test Method for Microindentation Hardness of Materials”*. Annual Book of ASTM Standards, American Society of Testing and Materials.

ASTM G36-94 (2006). *“Standard Practice for Evaluating Stress-Corrosion-Cracking Resistance of Metals and Alloys in a Boiling Magnesium Chloride Solution”*. Annual Book of ASTM Standards, American Society of Testing and Materials.

ASTM E112-10 (2004). *“Standard Test Methods for Determining Average Grain Size”*. Annual Book of ASTM Standards, American Society of Testing and Materials.

ASTM G1 (1972). *“Standard Recommended Practice for Preparing Cleaning and Evaluation Corrosion Test Specimens”*. Annual Book of ASTM Standards, American Society of Testing and Materials.

AWS (1987). *“Welding Handbook: Welding Technology”*. American Welding Society, v. 1, 8^o ed, 638p.

BAESLACK, W.A.; SAVAGE, W.F.; DUQUETTE, D.J. (1979). *“Effect of Nitrogen on the Microstructure and Stress Corrosion Cracking of Stainless Steel Weld Metals”*. Welding Journal, v.58, n°3, pp.734 - 742.

- BARBOSA, R.P. (1995).** *“Efeito do tipo de Metal de Adição e do Aporte Térmico na Corrosão sob Tensão de Juntas Soldadas de Aço Inoxidável Austenítico AISI-304”*. Dissertação de Mestrado, Universidade Federal de Santa Catarina-UFSC, 104p.
- BARBOSA, R.P.; BUSCHINELLI, J.A.; CORREA, E.O. (2008).** *“Influência do Aporte Térmico e do Metal de adição na Susceptibilidade à Corrosão sob Tensão de Juntas soldadas de Aço AISI-304”*. V Congresso Nacional de Engenharia Mecânica-CONEM, Salvador, Brasil, pp.1-10.
- BARRA, S.R. (2003).** *“Influência do Processo MIG/MAG Térmico sobre a Microestrutura e a Geometria da Zona Fundida”*. Tese de Doutorado, Universidade Federal de Santa Catarina - UFSC, 198p.
- BATTISTINI, L., BENASCIUTTI, R., TASSI, A. (1994),** *“Effects of Heat Treatment on Crystallographic and Magnetic Properties of Magnetic Steels”*, Journal of Magnetism and Magnetic Materials, v.133, pp.603-606.
- BAUERNFEIND, D.; ROMOTOWSKI, J.; HABERL, J.; MORI, G.; BERNAUER, J.;SALLER, G. (2004).** *“Stress Corrosion Cracking of Highly Alloyed Austenitic Stainless Steel in Chloride Media”*. University of Leoben, Austria, pp.1-8.
- BERNHARDSON, S. (1991).** *“The Corrosion Resistance of Duplex Stainless Steels”*.IN:*Proc.Conf.Duplex Stainless Steel*. Les Editions de Physique, Les Ulis Cedex, Beaune, França, v.1, pp.185-210.
- BI, Y. & JILES, D.C. (1998).***“Dependence of Magnetic Properties on Crack Size in Steels”*, IEEE Transactions on Magnetics, v.34, n°4, July, pp.2021-2023.
- BOHN, F.; GÜNDEL, A.; SEVERINO, A.M.; LANDGRAF, F.J.G.; SOMMER, R.L. (2004).** *“Propriedades Magnéticas de Aços Elétricos de Grão Não - Orientados”*. XVI Congresso Brasileiro de Engenharia e Ciência dos Materiais (Cbecimat), Porto Alegre, Nov, pp.1-13.

- BOND, A.P. (1969).** “*Mechanism of Intergranular Corrosion in Ferritic Stainless Steels*”. Transactions of the Metallurgical Society of ASME, v.245, pp.2127-2134.
- BOZORTH, R.M. (1993),** “*Magnetism and Metallurgy of Soft Magnetic Materials*”. Dover Publications, New York ,pp. 60-61.
- BOVEN, G.V.; CHEN, W.; ROGGE, R. (2007).** “*The Role of Residual Stress in Neutral pH Stress Corrosion Cracking of Pipeline Steels-Part I: Pitting and Cracking Occurrence*”. Acta Materialia, v.55, pp.29-42.
- BROOKS, J.A. & THOMPSON, A.W. (1991).** “*Microestrutural Development and Solidification Cracking Susceptibility of Austenitic Stainless Steel Welds*”. International Materials Reviews, pp.16-44.
- CALLISTER, W.D. (2007).** “*Ciência e Engenharia de Materiais*”, Livraria Técnica Científica, v.5°, 7°ed., 589p.
- CAMPBELL, R.D. (1992).** “*Ferritic Stainless Steel Welding Metallurgy*”.Key Engineering Materials, v.69&70, pp.167-216.
- CHAWLA, S.L. & GUPTA, R.K. (1995).** “*Materials Selection for Corrosion Control*”. ASM International, 1°ed., 508p.
- CHEN, C.W. (1986).** “*Magnetism and Metallurgy of Soft Magnetic Materials*”.Dover Publications, New York, pp.61-62.
- CHEN, Y.Y.; LIOU, Y.M.; SHIH, H.C. (2005).** “*Stress Corrosion Cracking of Type 321Stainless Steels in Simulated Petrochemical Process Environments Containing Hydrogen Sulfide and Chloride*”.Materials Science and Engineering: A, v.407, pp.114-126.
- CHIAVERINI, V. (2005).** “*Aços e Ferros Fundidos: Características Gerais, Tratamentos Térmicos e Principais Tipos*”. São Paulo: ABM, 7° ed. ampliada, 599 p.
- CHIKAZUMI, S. (1964).** “*Physics of Magnetism*”.JohnWiley, 1°ed.New York.554p.

- COSTA, A.D.S.B.; ABREU, H.F.G.; MIRANDA, H.C.; TEIXEIRA, L.; COSTA, R.C.S.; PHILIPPOV, S. (2007).** “*Comparação entre os Níveis de Tensões Residuais e a Engenharia do Contorno de Grão para Tubulações Utilizadas em Sistemas de Hidrodessulfurização*”. 4º PDPETRO, Campinas, SP, pp.1-10.
- COUTINHO, C.B. (1992).** “*Materiais Metálicos para Engenharia*”. Fundação Christiano Ottoni, Belo Horizonte, pp.1-75.
- CRAIG, B.D. (2006).** “*Material Failure Modes, Part III: A Brief Tutorial on Corrosion-Related Material Failure Modes*”. Journal of Failure Analysis and Prevention, v.9, nº3, pp.1-8
- CULLITY, B.D & GRAHAM.C.D. (1972).** “*Introduction to Magnetic Materials*”. Addison-Wesley Publishing Company, 2ºed., 487p.
- DE ANTÔNIO, D. (2003).** “*Soft Magnetic Ferritic Stainless Steels*”, Advance Materials & Process, Outubro, pp.29-32.
- DE SOUZA, J.A.; ABREU H.F.G.; LIMA NETO P.; TAVARES, S.S.M.; NASCIMENTO, A.M.; DE PAIVA, J.A.C. (2005).** “*Effects of Low-Temperature Aging on AISI 444 Steel*”. Journal of Materials Engineering and Performance”.v.14, nº3, pp.367-372.
- DEMO, J.J. (1971).** “*Mechanism of High Temperature Embrittlement and Loss of Corrosion Resistance in AISI Type 446 Stainless Steel*”. Corrosion, v.27, nº12, pp.531-544.
- DEVASENAPATHI, A. & ASAWA, M. (1997).** “*Effect of High Mn on SCC Behaviour of an Austenitic Stainless Steel in 42% MgCl₂ Solution*”. Journal of Materials Science Letters, v.16, pp.1363-1365.
- DIAS, A.O. (2009).** “*Análise dos Parâmetros de Soldagem do Aço Inoxidável do AISI 304 Através do Eletrodo Tubular AWS E316LT1-4 no Modo de Transferência Pulsado*”. Dissertação de Mestrado, Universidade Federal de Itajubá-UNIFEI, 115p.

- DIETER, G. E. (1981).** *“Metalurgia Mecânica”*. Editora Guanabara Dois, Rio de Janeiro, 2^oed., 653 p.
- DUFFO, G.S.; MAIER, I.A.; GALVELLE.J.R. (1988).** *“The Influence of Temperature on the Susceptibility of Stress Corrosion Cracking in LiCl Solution”*.Corrosion Science, v.28, n° 10, pp.1003-1008.
- ESAB. (2010).** Disponível em: <<http://www.esab.com.br/br/por/Produtos/consumíveis/tubulares/tubularesPG.cfm>>.Acesso em:04 de março de 2011.
- ETTORE, B. F. (1986).** *“Seleção de Materiais Metálicos”*. Campinas, UNICAMP, 326p.
- EVANS, G. M. (1991).** *“The Effect of Níquel on the Microestrutura and Properties of C-Mn All-Weld Metal Deposits”*. Welding Research Abroad, v 27, n°2-3, February/March, pp.2-13.
- FARIAS J.P.; LUZ, T.S.; RODRIGUES, C.E.A.L.(2002).** *“Estudo da Operacionalidade do Arame Tubular AWS E71T-1”*. CONAMET/SAM-Simpósio Matéria, Universidade Federal do Ceará-UFC, Fortaleza, Brasil, pp.1-5.
- FARIA, R.N. & LIMA , L.F.C.P. (2005).** *“Introdução ao Magnetismo dos Materiais”*. Editora Livraria da Física, 1^oed. , 198p.
- FLEWITT, P.E.J., WILD, R.K., (1986).** *“Microstructural Characterization of Metals and Alloys”*.The Institute of Metals, London, pp.212.
- FOLKHARD, E. (1998).** *“Welding Metallurgy of Stainless Steels”*.Spring-Verlag Wien, New York, 279p.
- FONTANA, M.G. (1986).** *“Corrosion Engineering”*. McGraw-Hill, 3 th, ed, 544p.
- FORONI, F. D. ; MENEZES, M. A. ; MOREIRA FILHO, L. A. (2006).** *“Uso do Aço AISI- 409 para Fabricação de Pás para Ventiladores”*. 17^o CBECIMat - Congresso Brasileiro de Engenharia e Ciência dos Materiais, Novembro, Brasil, pp1-12.

- FRANCO, C.V.; BARBOSA, R.P.; MARTINELLI, A.E.; BUSCHINELLI, A.J.A. (1998).** “*Study of the Influence of Welding Parameters on the Stress Corrosion Resistance of AISI 304 Steel*”. *Materials and Corrosion*, v.49, pp.496-504.
- FUJITA, N.; OHMURA,K.;KIKUCHI,M.;SUZUKI,T.;FUNAKI,S.;HIROSHIGE,I.(1996).** “*Effect of Nb on High Temperature Properties for Ferritic Stainless Steel*”. *Scripta Materials*, v.35, n.6, pp.705-710.
- FUJIWARA, K.; TOMARI, H.; SHIMOGORI, K. (1985).** “*Stress Corrosion Cracking Behavior of Weldments of Ferritic Stainless Steels in High Temperature Pure Water*”. *Transactions ISIJ*,v.25,pp.333-339.
- GENTIL, V. (2007).** “*Corrosão*”. Livros Tecnicos e Cientificos, Rio de Janeiro, 5ªed. 360 p.
- GERTSMAN, V.Y. & BRUEMMER, S.M. (2001).** “*Study of Grain Boundary Character Along Intergranular Stress Corrosion Crack Paths in Austenitic Alloys*”. *Acta Materialia*, v.49, pp.1589-1598.
- GIRALDO, S.C.P. (2007).** “*Avaliação de Juntas Soldadas de Aço Através do Ruído Magnético de Barkhausen*”. Tese de Doutorado, Universidade de São Paulo-USP, 136p.
- GIRALDO, C.A.S. (2006).** “*Resistência à Corrosão Intergranular do Aço Inoxidável Ferrítico UNS43000: Avaliação por Método de Reativação Eletroquímica,Efeito de Tratamento Isotérmico e Mecanismo de Sensitização*”. Tese de Doutorado , Universidade de São Paulo-USP,197p.
- GOLDSTEIN,J.;NEWBURY,D.;JOY,D.;LYMAN,C.;ECHIN,P.;LIFSHIN,E.;SAWYER ,L.;MICHAEL,J.(1992).** “*Scanning Electron Microscopy and X-Ray Microanalysis*”. Plenum Isbn, Third edition, 689p.
- GOOCH, T. G. (1985).** “*Agrietamiento por Corrosion Bajo Tensiones Del Acero Inoxidable Austenitico Soldado*”. *Revista de Soldadura*,v.15, n°2, pp.84-95.

- GONTIJO, F. R. M. (2007).** *“Investigação das Propriedades Elétricas e Magnéticas no Composto BaNbXFe₂-XO₄”*. Dissertação de Mestrado, Universidade Federal de Itajubá-UNIFEI, 104 p.
- GORDON, W. & VAN BENNEKOM, A. (1996).** *“Review of Stabilisation of Ferritic Stainless Steel”*. Journal Electrochemical Society, v.12, n°2, pp.23-26.
- HAMADA, I. & YAMAUCHI, K. (2003).** *“Intergranular Stress Corrosion Cracking Behavior of Niobium-Added Type 308 Stainless Steel Weld Overlay Metal in a Simulated BWR Environment”*. Nuclear Engineering and Design, v.2143,nJun, pp.205-220.
- HONEYCOMBE, R.W.K. (1982).** *“Aços: Microestrutura e Propriedades”*. Calcuste Culbenkian, 1ºed., 350p.
- INUI, S.Y.T. & MINAMINO, Y. (2003).** *“Effects of Carbon Content on Microstructures and Magnetic Properties of Annealed or Solution Treated Fe-Cr-Ni-C Alloys”*. Journal of Materials Science ,v.38, pp.4335-4540.
- ISHIHARA, T.; SHIMIZU, Y.; ITO, G. (1975).** *“Stress Corrosion Cracking of Austenitic Stainless Steel Weld Overlays in High Temperature Water”*. Welding Research Abroad, v.21, n°4, pp.11-18.
- JILES, D. (1994).** *“Introduction to Magnetism and Magnetic Materials”*. Chapman and Hall, New York, 1st edition, 440p.
- JIVKOV, A.P. & STAHL P. (2002).** *“Strain-driven Corrosion Crack Growth: A Pilot Study of Intergranular Stress Corrosion Cracking, Engineering”*. Fracture Mechanics, v.69, n°18, dez, pp.2095-2111.
- JONES, R.H. (1992).** *“Stress Corrosion Cracking Materials Performance and Evaluation”*. ASM International, Ohio, 1st edition, 448 p.
- JÚNIOR, L.G. (1997).** *“Tratamento Térmico em Juntas Soldadas,”* Apostila Infosolda, 38. p

- KALH, D.H. & DICKINSON, D.W. (1981).** “Weldability of the Ferritic Stainless Steels”, *Welding Journal*, Aug., v.1,n°1, pp.135s-142s.
- KISER, S.D. & COX, C.W. (1992).** “*Understanding the Mysteries of Stress Corrosion Cracking*”. *Welding Journal*,v.71, pp.55-57.
- KOU, S. (1999).** “*Welding Metallurgy*”. John Wiley & Sons, New York, 480p.
- KRAFFT, G.H.G. (1985).** “*Threshold Stress and Incubation Period in Stress Corrosion Types 302 and 316 Wire in Boiling Magnesium Chloride*”. *Corrosion*, v.21, pp.188-195.
- KRISHNAN, K.N. & RAO, K.P. (1990).** “*Room Temperature Stress Corrosion Cracking Resistance of Post-Weld Heat-Treated Austenitic Weld Metals*”. *Corrosion*, v.46, n°9, pp.734-742.
- KRISHNAN, K.N. & RAO, K.P. (1991).** “*Effect of Microstructure on Stress Corrosion Cracking Behaviour of Austenitic Stainless Steel Weld Metals*”. *Materials Science and Engineering: A*, v.142, pp.79-85.
- KWUN,H., & BURKHARDT,G.L.(1987).**”*Effects of Grain Size, Hardness, and Stress on the Magnetic Hysteresis Loops of Ferromagnetic Steels*” *J.Appl. Phys.*, v.61, n°4, February ,pp.1-4.
- LANCASTER, J.F. (1999).** “*Metallurgy of Welding*”. George Allen & Unwin, London, 6 th ed, 439p.
- LINCOLN, J.F. (2000).** “*The Procedure Handbook of Arc Welding*”. 4th ed, 93p.
- LINNERT, G. E. (1994).** “*Welding Metallurgy – Carbon and Alloy Steels*”. American Welding Society, Miami, 4th ed, 940 p.
- LIPPOLD, J.C. & KOTECKI, D.J. (2005).** “*Welding Metallurgy and Weldability of Stainless Steels*”. John Willey & Sons, 356p.

- LOGAN, H.L. (1992).** “*Stress Corrosion Cracking-Materials Performance and Evolution*”.ASM International, First edition, v.1, 448p.
- LOPES, J.T.B. (2006).** “*Influência da Presença de Fases Frágeis e da Temperatura nas Propriedades de Propagação de Trinca por Fadiga do Aço Inoxidável Duplex UNS S31803*”. Tese de doutorado, Universidade Estadual de Campinas - UNICAMP, 155p.
- LUNDQVIST, B. (1977).** “*Soldagem de Aços Inoxidáveis nas Indústrias de Celulose e Papel*”. Soldas e Eletrodos, jun, pp.8-18.
- MACIEL, T.M.; SANTOS, M.A.; MESQUITA, M.; NETO, F.A.S. (2006).** “*Avaliação da Soldabilidade dos Aços AISI-444*”.Revista Eletrônica de Materiais e Processos,v.1,pp.19-27.
- MANFREDI, C.; MAIER,I.A.; GALVELE,J.R. (1987).**“*The Susceptibility of Type AISI-304 Stainless Steel to Transgranular and Intergranular SCC in 40% MgCl₂ solution at 100 °C*”. Corrosion Science, v.27, pp.887-903.
- MARIANO, N.A. (1997).** “*Corrosão sob Tensão de um Aço Inoxidável em Soluções Aquosas Contendo Cloretos*”, Tese de Doutorado, Universidade de São Paulo, EESC, 194p.
- MARQUES, P.V.; MODENESI, P.J.; BRACARENSE, A.Q. (2009).** “*Soldagem: Fundamentos e Tecnologia*”, UFMG, BH, 3° ed, 363p.
- MASUBUCHI, K. (1980).** “*Analysis of Welded Structures*”.Pergamon Press.fed, v.33, 642p.
- McINTYRE, D.R. (1980).** “*How to Prevent Stress Corrosion Cracking in Stainless Steels-I & II*”.Chemical Engineering, May, pp.131-136.
- MITRA, A.; MOHAPATRA, J.N; PANDA, A.K.; DAS, A.; NARASIAIH, N.; JILES,D.C.(2006).** “*Effect of Plastic Deformation on the Magnetic Properties 304 Stainless Steel During Tensile*”, ECNDT, pp.1-8.

- MODENESI, P.J. (2001^a).** “*Soldabilidade dos Aços Inoxidáveis*”. Coleção Tecnologia da Soldagem, São Paulo, SENAI-SP, v.1, 100p.
- MODENESI, P.J. (2001^b).** “*Efeitos Mecânicos do Ciclo Térmico*”, Universidade Federal de Minas Gerais, Apostila, 25p.
- MODENESI, P.J., & BRACARENSE, A.Q. (2001).** “*Introdução a Física do Arco Elétrico e sua Aplicação na Soldagem dos Metais*”, Universidade Federal de Itajubá, Apostila, 163p.
- MONTGOMERY, D.C. (2001).** “*Designs and Analysis of Experiments*”, John Willey & Sons, 4th ed, 759p.
- NACE MR 0175. (2001).** “*Petroleum and Natural Gas Industries Materials for Use in H₂S-Containing Environments in Oil and Gas Production*”. The Corrosion Society, USA, First edition, 144p.
- NIFFENEGGER, M.; LEBER, H.J.; KALKHOF, D. (2005),** “*Life-Time Prediction of Austenitic Stainless Steel by Applying Magnetic NDT-Methods*”, 18th International Conference on Structural Mechanics in Reactor Technology, Beijing, China, August, pp.898-913.
- NISHIMURA, R. & MAEDA, Y. (2004).** “*Metal Dissolution and Maximum Stress During Stress Corrosion Cracking Process of Ferritic Type 430) and Austenitic Type 304 and Type 316) Stainless Steels in Acidic Chloride Solutions Under Constant Applied Stress*”. Corrosion Science, v.46, n°3, march, pp.755-768.
- NOORDIN, M.Y.; VENKATESH, V.C.; SHARF, S.; ELTING, S.; ABDULLAH, A. (2004).** “*Application of Response Surface Methodology in Describing the Performance of Coated Carbide Tools when Turning AISI-1045 Steel*”. Journal of Materials Processing Technology, v.145, pp.46-58.
- NUNES, L.P. (2007).** “*Fundamentos de Resistência à Corrosão*”. ABRACO, Editora Interciência, Rio de Janeiro, v.2, 330p.

- NÚCLEO INOX. (2011).** “*Coletânea de Informações Técnicas - Aço Inoxidável*”, Apostila, pp.1-22.
- OKA, M.; YAKUSHIJI, T.; TSUCHIDA, Y.; ENOKIZONO, M. (2009).** “*Non-Destructive Evaluation of Fatigue Damage in the Stainless Steel by Using Electromagnetic Methods*”, *Journal of Advanced Maintenance*, v.1, April, pp.77-82.
- OGWU, A.A. & DAVIES, T.J. (1997).** “*Improving the Sensitisation Resistance of Ferritic Stainless Steel*”. *Scripta Materials*, v.37, n°3, pp.259-263.
- OLIVEIRA, L.M. (2005).** “*Uma Investigação da Influência dos Parâmetros de Pulso em Soldagem com Eletrodo Tubular com Proteção Gasosa*”. Dissertação de Mestrado, UNIFEI, Itajubá, Setembro, 103 p.
- PADILHA, A.F & GUEDES, L.C. (1994).** “*Aços Inoxidáveis Austeníticos, Microestrutura e Propriedades*”. Hemus, Universidade de São Paulo, São Paulo, 171p.
- PADILHA, A.F. (2000).** “*Materiais de Engenharia: Microestrutura e Propriedades*”. Hemus, Curitiba, 343p.
- PANOSSIAN, Z. (1993).** “*Corrosão e Proteção Contra Corrosão em Equipamentos e Estruturas Metálica*”, IPT, São Paulo, v. 2, 280p.
- PINTO, D.F. (2006).** “*Comportamento em Corrosão sob Tensão de um Aço Inoxidável Ferrítico AISI444 Soldado com Aço Inoxidável Austenítico AISI316LSi em Meios Contendo Cloretos*”. Dissertação de Mestrado, Universidade Federal de Ouro Preto, 106p.
- PLAUT, R. L., HERRERA, C., ESCRIBA, D.M., RIOS, P.R., PADILHA, A.F. (2007).** “*A short review on wrought austenitic stainless steels at high temperatures: processing, microstructure, properties and performance*”. *Materials Research*, v.10, n° 4, pp1-4.
- PRAWOTTO, Y.; IBRAHIM, K.; NIK, W.W.B. (2009).** “*Effect of PH and Chloride Concentration on the Corrosion of Duplex Stainless Steel*”. *Journal for Science and Engineering*, v.34, n° 2, Dez.pp.1-13.

- RAMANATHAN, L.V. (1988).** *“Corrosão e seu Controle”*. Hemus, São Paulo, v.1, 344p.
- REDDY, G.M. & MOHANDAS, T. (2001).** *“Explorative Studies on Grain Refinement of Ferritic Stainless Steel Welds”*. Journal of Materials Science Letters, September, pp.721-723.
- RESENDE, S.M. (1996).** *“Materiais e Dispositivos Magnéticos, Introdução a Física de Materiais e Dispositivos Eletrônicos”*. Universidade Federal de Pernambuco, Recife, pp.367-416.
- REVIER, W. & UHLIG, H.H. (2008).** *“Corrosion and Corrosion Control: An Introduction to Corrosion Science and Engineering”*. John Willey & Sons, 4^oed, 489p.
- SCHVARTZMAN, M.M.A. M; NEVES, C.F.C.; MATIAS, A.; FILHO, N.N.A.; LOURENÇO. L.I.; CÂNDIDO, L.C. (2004).** *“Avaliação Preliminar da Corrosão sob Tensão de um Aço Tipo ABNT 321, Em Ambientes de Reatores Nucleares”*. VII Seminário Brasileiro do Aço Inoxidável, SP, Novembro, pp.1-12.
- SCHVARTZMAN, M.M.A. M; QUINAN, M.A. D; CAMPOS, W.R.; LIMA, L.I.L. (2009).** *“Avaliação da Susceptibilidade à Corrosão sob Tensão da ZAC do Aço inoxidável AISI 316L em Ambiente de Reator Nuclear PWR”*. Soldagem & Inspeção, v.14, n^o. 3 ,SP, Julho/Setembro,pp.1-10.
- SCOTTI, A. & PONOMAREV, V.(2008).** *“Soldagem MIG/MAG: Melhor Entendimento, Melhor Desempenho”*. Artliber Editora, SP, 1^o ed, 284p.
- SEDRIKS, A.J.; SLATTERY, P.W.; PUGH, E.N. (1996).** *“Fundamental Aspects of Stress Corrosion Cracking”*.NACE, Houston, Texas, 673p.
- SEDRIKS, A.J. (1996).** *“Corrosion of Stainless Steel”*.John Wiley & Sons Inc, EUA, 2^o ed, pp.47-53.
- SHERMAN,D.H.; DUQUETTE,D.L.; SAVAGE,W.F.(1974).** *“Stress Corrosion Cracking Behaviour of Duplex Stainless Steel Weldments in Boiling $MgCl_2$ ”*.Corrosion, v.31,n^o10,pp.376-380.

- SILVA, C.C.; NETO, J.C.A.; SANT'ANA, H.B.; FARIAS J.P. (2006).** “*Alterações Microestruturais na ZAC do Aço Inoxidável AISI 410S- Efeitos Sobre a Resistência à Corrosão*”. Soldagem & Inspeção, vol.11, n°4, out/dez, pp.188-199.
- SILVA, C.R.; FERRARESI, V.A.; SCOTTI, A. (2000).** “*A Quality and Cost Approach for Welding Process Selection*”. Journal of the Braz. Soc. Mechanical Sciences, v.22, n° 3, pp. 389-398.
- SILVA, M.R. (1998).** “*Materiais Magnéticos e Ferroelétricos Modificados*”. Tese de Doutorado, Universidade Federal do Rio de Janeiro - UFRJ, 104p.
- SILVA, P.M.O. (2005).** “*Influência da Deformação a Frio na Microestrutura, Propriedades Mecânicas e Magnéticas, Textura e Corrosão por Pite de Aços 301LN e 316L*”. Dissertação de Mestrado, Universidade Federal do Ceará- UFC, 179p.
- SMITH, W.F. (1999).** “*Materials Science and Engineering*”. McGraw-Hill, 3°ed, New York, 547p.
- SOUZA, S. A. (2004).** “*Ensaio Mecânicos de Materiais Metálicos – Fundamentos Teóricos e Práticos*”. Edgar Blücher Ltda, São Paulo, 5ª ed, 286 p.
- SOUZA, S.A. (1989).** “*Composição Química dos Aços*”. Edgard Blucher Ltda, São Paulo, 134p.
- SPALDIN, N.A. (2003),** “*Magnetic Materials Fundamentals and Device Applications*”. Cambridge University Press, 1st edition, 213p.
- STEIGERWALD, R.F. (1978),** “*Intergranular Corrosion of Stainless Alloys*”. American Society for Testing and Materials, 268pp.
- SUI, G.; CHARLES, E.A.; CONGLETON, J. (1996).** “*The Effect of Delta-Ferrite Content on the Stress Corrosion Cracking of Austenitic Stainless Steels in a Sulphate Solution*”. Corrosion Science, v.38, n°5, pp.687-703.

- TAKAYA, S.; SUZUKI, T.; MATSUMOTO, Y.; DEMACHI, K.; UESAKA, M. (2004).** “*Estimation of Stress Corrosion Cracking Sensitivity of Type 304 Stainless Steel by Magnetic Force Microscope*”. Journal of Nuclear Materials, v.327, pp.19–26.
- TAKAYA, S. & KENZO, M. (2005).** “*Application of Magnetic Phenomena to Analysis of Stress Corrosion Cracking in Welded Part of Stainless Steel*”. Journal of Materials Processing Technology, v.161, pp.66-74.
- TAVARES,S.S.M.;SOUZA,J.A.;HERCULANO,L.F.C.;ABREU,H.F.G.;SOUZA,JR.C. M. (2008),** “*Microstructural Magnetic and Mechanical Property Changes in an AISI-444 Stainless Steel Aged in the 500 to 800 C range*”, Materials Characterization, pp.112-116.
- TAVARES, S.S.M.; BASTOS, I.N.; NETO, J.M.; SILVA, M.R. (2002),** “*Efeitos da Laminação a Frio no Ferromagnetismo dos Aços Inoxidáveis AISI304 e 304L*”. Educação Tecnológica, Belo Horizonte, v.7, n°2, Jul/ Dez, pp.41-45.
- TING, K. (1999),** “*Problems of Stainless Steel Piping in Taiwan BWR-6 Nuclear Power Plant*”. Nuclear Engineering and Design, v.191, April, pp.245-254.
- TOMARI, H.; FUJIWARA, K.; SHIMOGORI, K.; FUKUZUKA, T.; KANDA, M. (1982),** “*Intergranular Stress Corrosion Cracking of 13% Cr and 18% Cr Ferritic Stainless Steels in High Temperature High Purity Water*”. Corrosion, v.38, n°5, May, pp.283-294.
- TSAY, L. W.; CHEN, Y. C.; CHAN, S. L. I. (2001),** “*Sulfide Stress Corrosion Cracking and Fatigue Crack Growth of Welded TMCP API 5L X65 Pipeline Steel*”. International Journal of Fatigue, v.23, pp. 103-113.
- VALOSIO, H.J.; SILVA, J.; OLIVEIRA, J.I.M.; SABOR, W.C.; J.R.L.G. (2009),** “*Corrosão Intergranular em Juntas Soldadas de Aços Inoxidáveis Austeníticos*”. Disponível em www.infosolda.com.br/núcleo/downloads/er.pdf, acessado em 14 de setembro de 2009.

- VANZWIETEN, A.C.T.M. & BULLOCH, J.H. (1993)**, “*Some Considerations on the Toughness Properties of Ferritic Stainless Steels A Brief Revision*”. International Journal of Pressure Vessels & Piping, v.56.pp.1-31.
- VASHISTA, M. & PAUL, S. (2009)**, “*Correlation Between Surface Integrity of Ground Medium Carbon Steel with Barkhausen Noise Parameters and Magnetic Hysteresis Loop Characteristics*”, Materials and Design, v.30, n°5, pp.1595-1603.
- VIEIRA, D.H.; PINTO, D.F.; DE CARVALHO, J.A.N.; BÁLSAMO, P.S.S.; GODEFROID, L.B.; CÂNDIDO, L.C. (2006^a)**. “*Estudo do Fenômeno de Corrosão em Juntas Soldadas de Aços Inoxidáveis*”. Anais do Congresso Anual da ABM 60, Belo Horizonte ,pp. 555-565
- VIEIRA, D.H. PINTO, D.F. CARVALHO, J.A.N. BÁLSAMO, P.S.S. GODEFROID, L.B. CÂNDIDO (2006^b)**. “*Comportamento em Corrosão de Juntas Soldadas de Aços Inoxidáveis em Meios Contendo Íons Cloretos*”. Tecnologia em Metalurgia e Materiais, São Paulo, v.3, n°2, Out/Dez, pp.6-10.
- VILLAFUERTE, J.C. & KERR, H.W. (1992)**, “*Phase Transformations in Stainless Steel Weld Metal and Heat-Affected Zones*”. Key Engineering Materials, v.69&70, pp.841-854.
- ZEEMAN, A. (2003)**, “*Tensões Residuais na Soldagem*”. Infosolda, pp.1-5.
- ZHANG, S.; SHIBATA, T.; HARUMA, T. (1999)**. “*Crack Initiation and Propagation of Sensitized Type 304 Stainless in the Mixed Solutions of Sulfate and Borate*”. Corrosion Science, v.41, pp.853-867.
- ZHANG, Z. & FARRAR, A.R. (1997)**. “*Influence of Mn and Ni on the Microstructure and Toughness of C-Mn-Ni Welds Metals*”. Welding Research, May, pp.183s-196s.
- ZHOU, W. (1998)**. “*Stress Corrosion Cracking Causes and Solutions*”. Singapore Welding Society, Newsletter, September, pp.1-6.

WANG, S.H.; CHIU, P.K.; YANG, J.R.; FANG, J. (2006). “*Gamma (γ) Phase Transformation in Pulsed GTAW Weld Metal of Duplex Stainless Steel*”. *Materials Science and Engineering: A*, v.420, pp.26-33.

WHITE, S.; KRAUSE, T.; CLAPHAM,L.; (2008), “*Quantitative Analysis of Surface Barkhausen Noise Measurements*”. *Quantitative Nondestructive Evaluation*,v.27, pp.445-452.

WOLYNEC, S. (1988), “*Corrosão sob Tensão*”. In: *Análise de Fraturas*, Associação Brasileira de Metais (ABM), São Paulo, 248p.

WOLYNEC, S. (2003), “*Técnicas Eletroquímicas em Corrosão*”. Editora da Universidade de São Paulo, 167p.

APÊNDICE A

Para a confecção dos corpos de prova para os testes de corrosão sob tensão, desenvolveu-se um programa no centro de usinagem Fadal Engineering VMC15- Vertical Machining Center, da UNIFEI, com o intuito de garantir a padronização e a repetibilidade nos testes de corrosão sob tensão.

PROGRAMA CORPO DE PROVA PARA ENSAIO DE CORROSÃO SOB TENSÃO

Elaborado por: Eduardo Miguel da Silva e Luiz Fernando Rodrigues Alves

Data 22/6/2009

UNIFEI - Universidade Federal de Itajubá - MG-Brasil

.....
Início

N1 050 (CDP)

N2 L100

N2.1 G91 Z-0,5

N2.2 G90 ,

N2.3 X-20,Y9,F300,G1

N3 G40 G1 X0 Y9,F300

N4 G1 X52,

N5 Y3

N6 X86,G1,

N7.1 Y9,

N7.2 X139,

N8.93 G40 Y-25,

N9.93 X86,

N10.93 Y-19,

N11.93 X52,

N12.93 Y-25,

N13.93 X-9,

N14.93 Y20,

N15 M17,

N16 M30

N17 (Tool Call)

N18 G0 G17 G40 G80 G90 M5 M9 H0 Z0

N19 T1 M6 (Fresa 14mm)

N19.1 M3 M8 S1000

N20.1 G0 X-30,Y0 E1

N21.11 Z0 D1 H1

N22 L108

APÊNDICE B

Desenho do banco de testes para o ensaio de corrosão sob tensão.

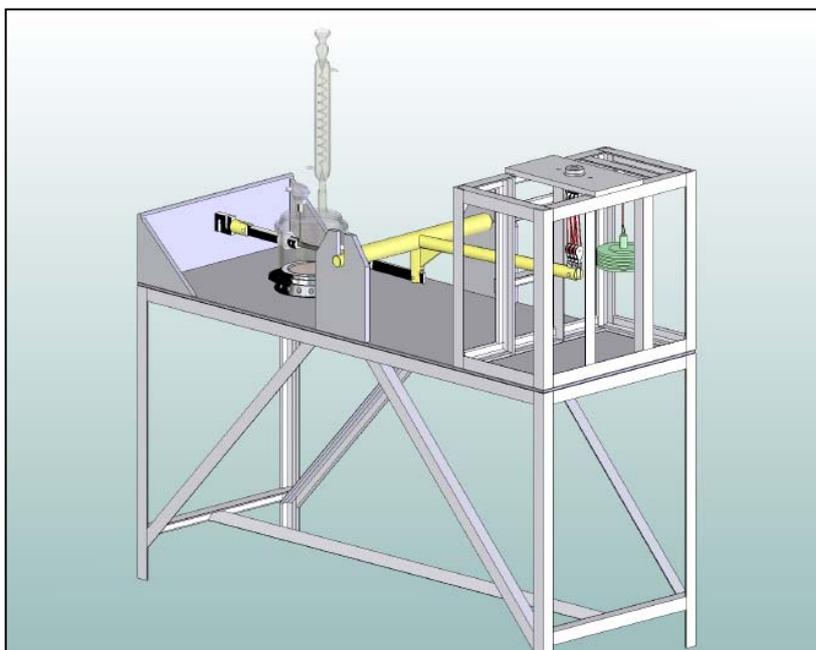


Figura B1 - Isométrico do conjunto

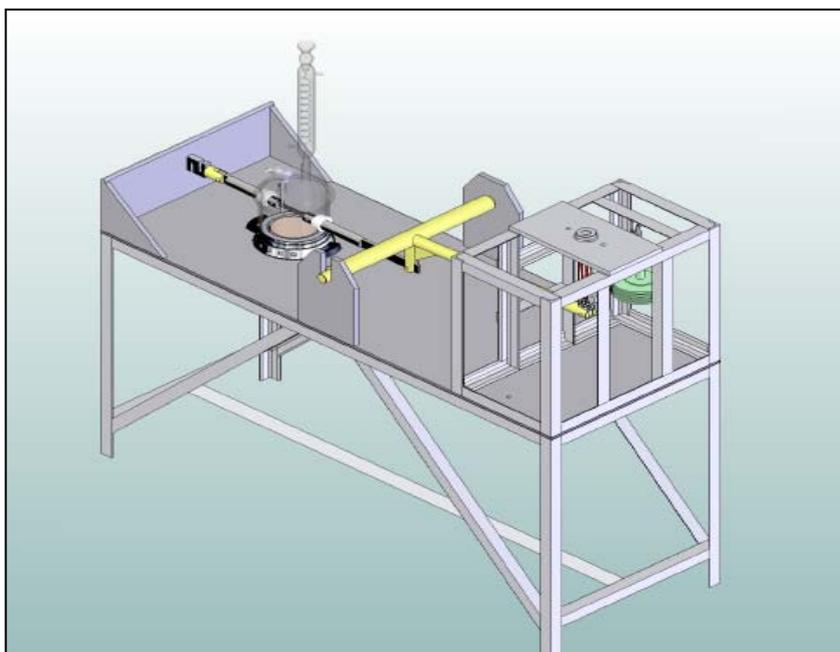


Figura B2 - Vista frontal

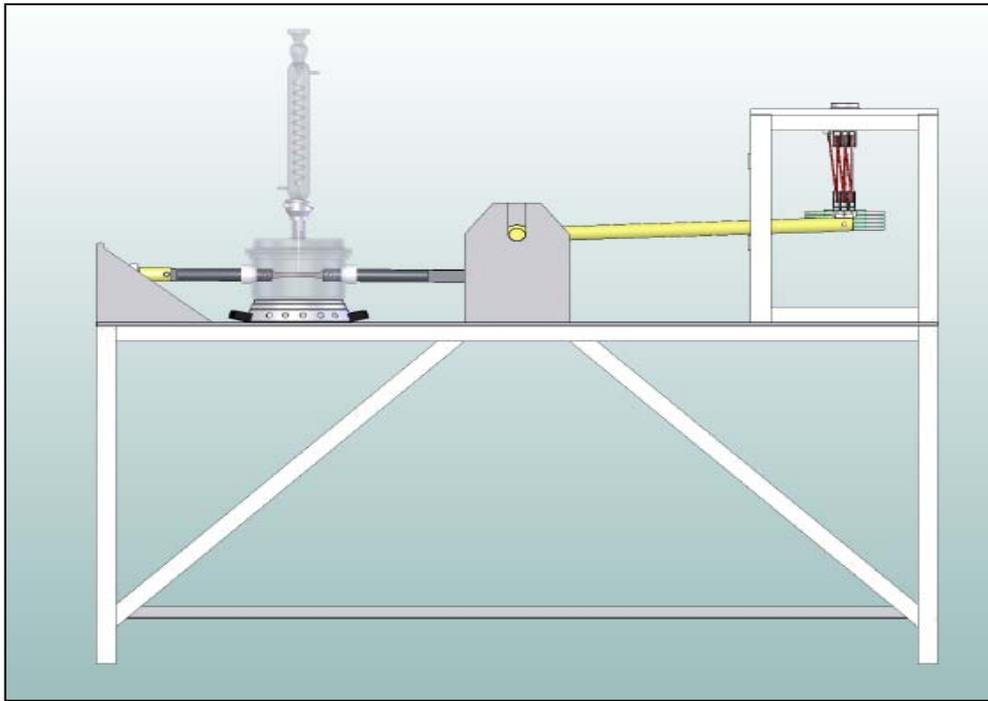


Figura B3 - Vista lateral

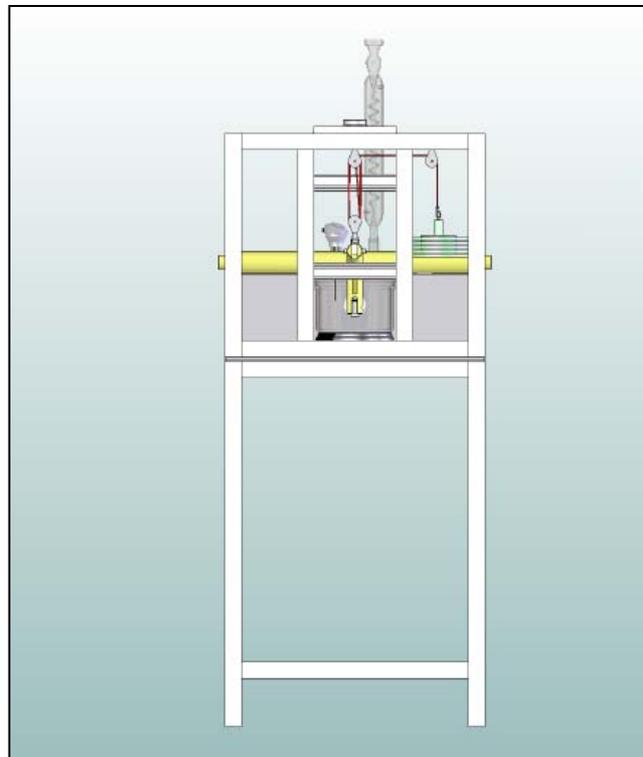


Figura B4 - Vista oposta

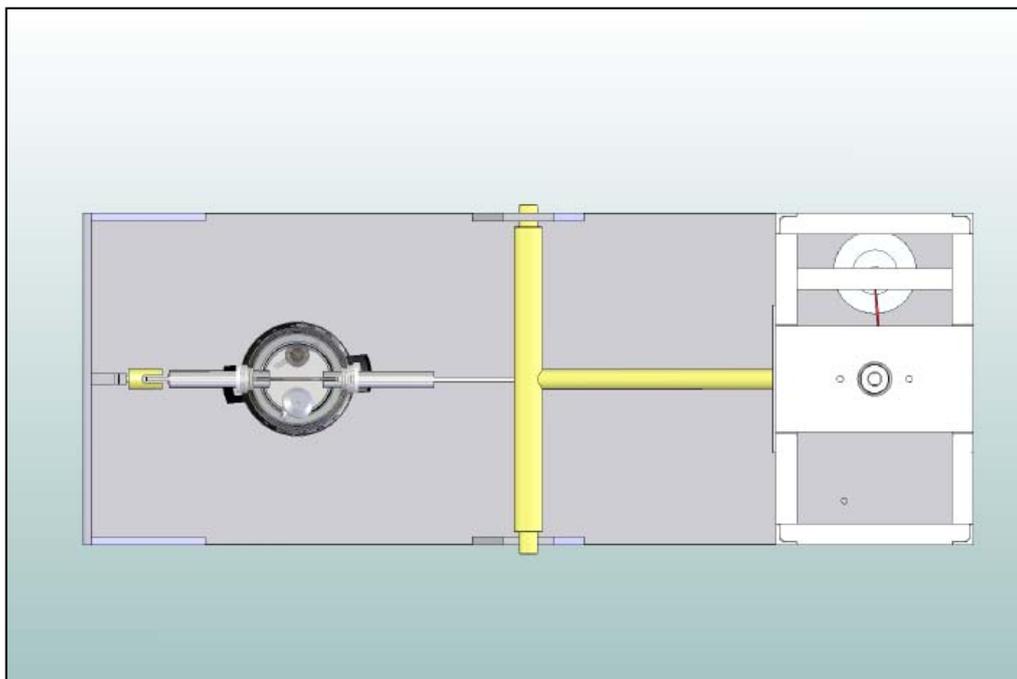


Figura B5 - Vista Superior

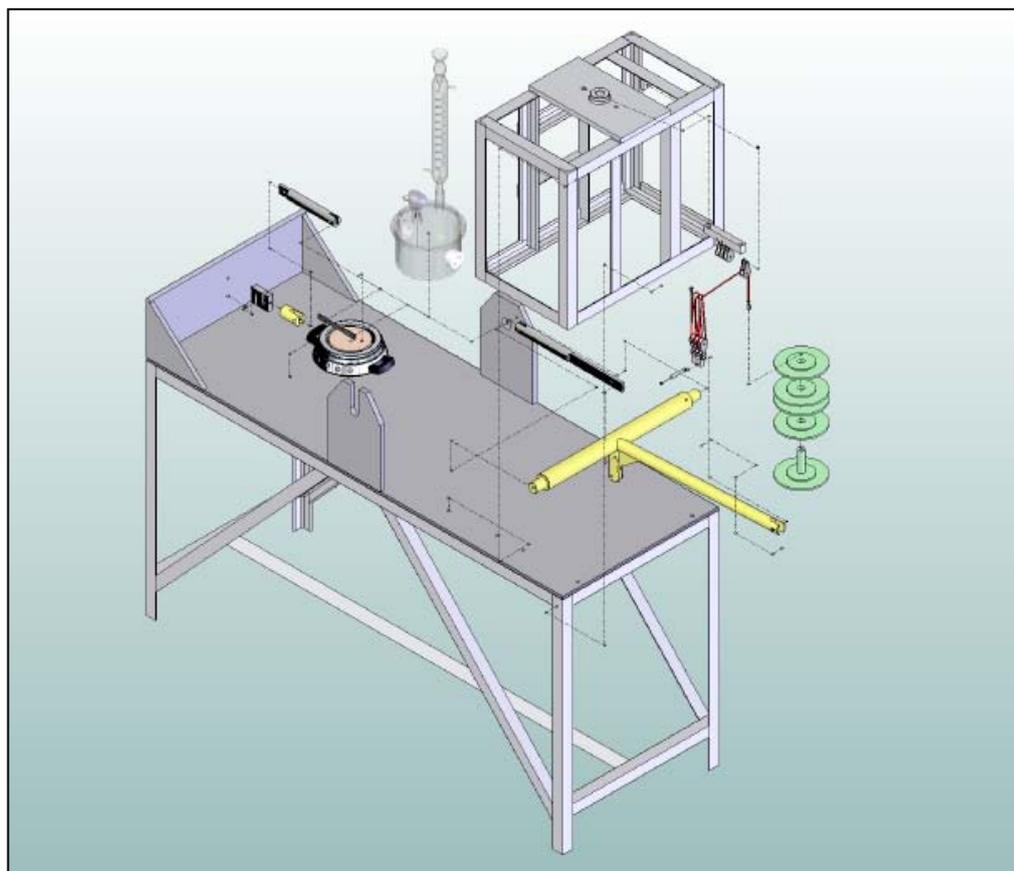


Figura B6 - Vista Explodida do Conjunto

ESQUEMA ELÉTRICO

A Figura B7, apresenta o esquema elétrico do banco de testes para realizar os ensaios de corrosão sob tensão.

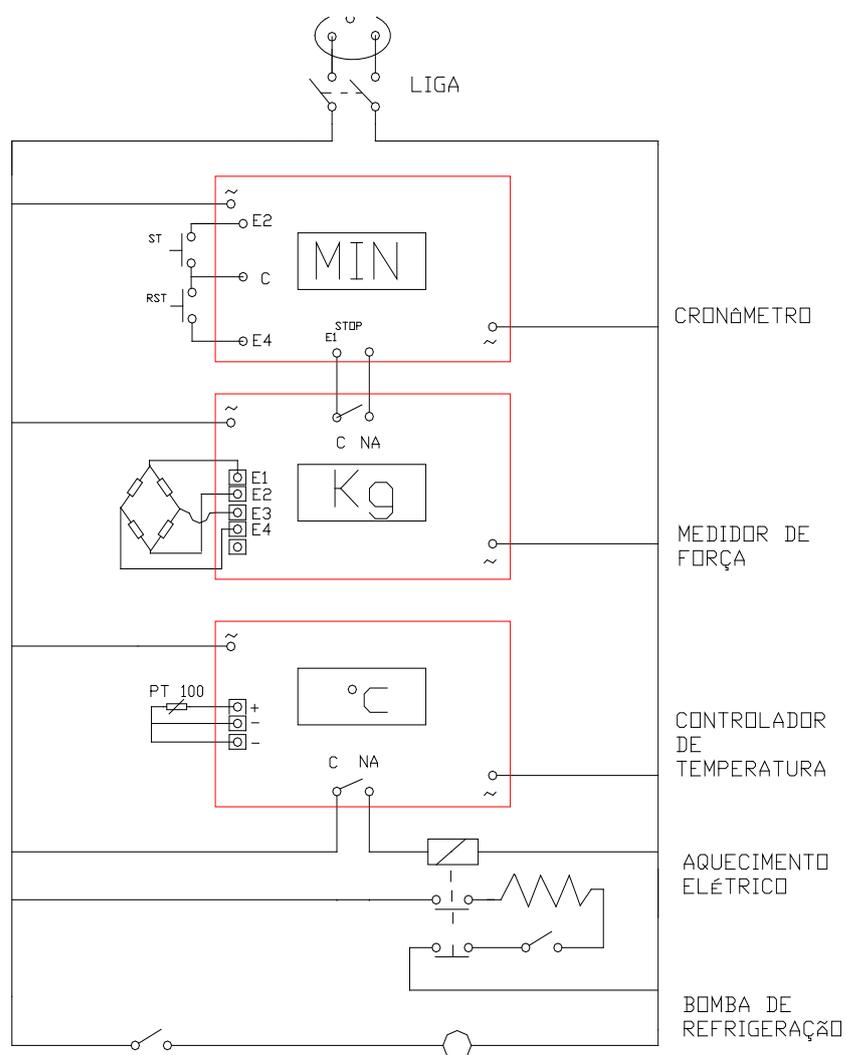


Figura B7 – Esquema elétrico do banco de testes

