

UNIVERSIDADE FEDERAL DE ITAJUBÁ
PROGRAMA DE PÓS-GRADUAÇÃO EM MATERIAIS PARA ENGENHARIA

***“INFLUÊNCIA DO METAL DE ADIÇÃO NA
SUSCEPTIBILIDADE À CORROSÃO SOB TENSÃO
DE JUNTAS SOLDADAS DO AÇO INOXIDÁVEL
FERRÍTICO AISI 444 EM MEIOS CONTENDO
CLORETO DE MAGNÉSIO”***

Pedro Duarte Antunes

Itajubá, julho de 2010

UNIVERSIDADE FEDERAL DE ITAJUBÁ
PROGRAMA DE PÓS-GRADUAÇÃO EM MATERIAIS PARA ENGENHARIA

Pedro Duarte Antunes

***INFLUÊNCIA DO METAL DE ADIÇÃO NA
SUSCEPTIBILIDADE À CORROSÃO SOB TENSÃO
DE JUNTAS SOLDADAS DO AÇO INOXIDÁVEL
FERRÍTICO AISI 444 EM MEIOS CONTENDO
CLORETO DE MAGNÉSIO***

Dissertação submetida ao Programa de Pós-Graduação em Materiais para Engenharia como parte dos requisitos para obtenção do Título de Mestre em Ciências em Materiais para Engenharia.

Área de concentração: Metais

Orientador: Prof. Edmilson Otoni Correa, Dr.

Julho de 2010
Itajubá-MG

Ficha catalográfica elaborada pela Biblioteca Mauá –
Bibliotecária Margareth Ribeiro- CRB_6/1700

A636i

Faria, Nivaldo Gonçalves de

Influência do metal de adição na susceptibilidade à Corrosão Sob Tensão de juntas soldadas do Aço Inoxidável Ferrítico AISI 444 em meios contendo cloreto de magnésio / Pedro Duarte Antunes. -- Itajubá, (MG) : [s.n.], 2010.

104 p. : il.

Orientador: Prof. Dr. Edmilson Otoni Correa.

Dissertação (Mestrado) – Universidade Federal de Itajubá.

1. Aço Inoxidável AISI 444. 2. Juntas soldadas. 3. Corrosão Sob Tensão (CST). I. Correa, Edmilson Otoni, orient. II. Universidade Federal de Itajubá. III. Título.

*Dedico essa dissertação a Dayane e
a minha Grande Família.*

Agradecimentos

À Deus pela vida e por estar sempre ao meu lado, principalmente nos momentos mais difíceis.

Ao Professor Edmilson, pela orientação, ensinamentos, paciência, confiança e principalmente pela amizade.

À todos os Professores do Programa de pós-graduação em Materiais para Engenharia da UNIFEI.

Ao Professor Rosinei Batista da USP/Lorena pelo apoio e paciência durante nossas visitas.

À todos funcionários da PRPPG, em especial Claudia Gama, Cristina Silva, Maria Auta, Maria Magda, Maria Margarete e Ailton, por toda competência, dedicação e empenho na solução dos tramites burocráticos que surgiram nessa jornada.

Aos funcionários do Laboratório de Materiais do Instituto de Engenharia Mecânica da UNIFEI, em especial ao Toninho.

À minha amada mãe “Malu”, fonte de força, esperança e serenidade, pelo exemplo de luta, garra e perseverança;

Ao meu querido pai “Zé do Brejo”, pelo amor, confiança e apoio sempre;

À Monica por todo apoio, carinho e momentos juntos.

Ao Fabinho pela força durante todo esse tempo que estamos juntos.

À Dayane, minha noiva, pelo amor, carinho, paciência (muita paciência) e companheirismo em todos os momentos dessa jornada.

Aos meus irmãos Amanda, Lucas e Juan por acreditarem em mim e mesmo com a distância se mostraram sempre presentes;

Aos meus sobrinhos Mary, Biel e Luiza por compreenderem a minha ausência. Saudades!

Aos fiéis amigos que fiz em Itajubá: Raminho, Juninho, João Preto, Tia Ana, Tia Fátima, Valéria, Suelen e Nicolas.

Aos companheiros e amigos da Rep. Casa Amarela em especial Vitinho, Zé, Santiago, Kebrado, Tosco, Colômbia, Adriano, Indiano e Bixos de 2010 (Limeira, Digão Caiçara e Tiara) pelos grandes momentos.

A todos os companheiros de mestrado.

Ao CNPq e FAPEMIG pelo suporte financeiro.

À CAPES, pela concessão da bolsa de estudos.

Sumário

AGRADECIMENTOS	i
LISTA DE FIGURAS	v
LISTA DE TABELAS	xi
LISTA DE NOTAÇÕES	xiii
RESUMO	xv
ABSTRACT	xvi
1. INTRODUÇÃO	1
2. REVISÃO BIBLIOGRÁFICA	3
2.1 - Corrosão Sob Tensão.....	3
2.2 - Características da Corrosão Sob Tensão.....	5
2.2.1 - Efeito da Tensão.....	7
2.2.2 - Efeito do Meio Corrosivo.....	8
2.2.2.1 - Efeito da Temperatura do Meio Corrosivo.....	10
2.3 - Aspectos Metalúrgicos da Corrosão Sob Tensão.....	13
2.4 - Métodos de Ensaios.....	16
2.4.1 - Teste com Baixa Taxa de Deformação.....	17
2.4.2 - Teste Sob Velocidade de Deformação Constante.....	18
2.4.3 - Teste com Carregamento Constante.....	20
2.5 - Preparação dos Corpos de Prova.....	22
2.6 - Aços Inoxidáveis.....	23
2.6.1 - Aços Inoxidáveis Austeníticos.....	25
2.6.2 - Aços Inoxidáveis Ferríticos.....	28
2.6.2.1 Aço Inoxidável Ferrítico AISI 444.....	33
2.7 - Corrosão em Aços Inoxidáveis.....	36
2.7.1 - Corrosão Sob Tensão em Aços Inoxidáveis.....	40
2.8 - Soldabilidade dos Aços Inoxidáveis.....	42
2.8.1 - Soldabilidade dos Aços Inoxidáveis Austeníticos.....	43
2.8.2 - Soldabilidade dos Aços Inoxidáveis Ferríticos.....	47

2.9 - Processo de Soldagem MIG.....	49
3. MATERIAIS E MÉTODOS.....	51
3.1 - Materiais.....	51
3.1.1 - Metal Base.....	51
3.1.2 - Metais de Adição.....	52
3.1.3 - Solução de Ataque.....	52
3.2 - Métodos.....	53
3.2.1 - Preparação dos Corpos de Prova.....	53
3.2.2 - Ensaios Mecânicos e Metalográficos.....	56
3.2.2.1 - Ensaios de Tração.....	57
3.2.2.2 - Ensaios de Dureza Vickers.....	58
3.2.2.3 - Ensaios Metalográficos.....	58
3.2.3 - Ensaios de Corrosão Sob Tensão.....	60
3.2.3.1 - Dispositivo de Ensaio de Corrosão Sob Tensão.....	60
3.2.3.2 - Procedimento de Ensaio.....	61
3.2.4 - Inspeção Visual.....	63
4. RESULTADOS E DISCUSSÃO.....	64
4.1 - Caracterização Microestrutural das Juntas Soldadas.....	64
4.2 - Ensaios de Tração.....	68
4.3 - Ensaios de Dureza Vickers.....	70
4.4 - Ensaios de Corrosão Sob Tensão.....	72
4.5 - Análise Microestrutural.....	73
5. CONCLUSÕES.....	82
6. SUGESTÕES PARA TRABALHOS FUTUROS.....	84
7. REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS.....	85
ANEXOS.....	95
PRODUÇÃO CIENTÍFICA.....	103

Lista de Figuras

FIGURA 2.1 Pré-requisitos para a ocorrência da Corrosão Sob Tensão.....	4
FIGURA 2.2 Corrosão sob tensão em estado crítico em uma autoclave de aço inoxidável autêntico AISI 304.....	5
FIGURA 2.3 Comportamento do tempo de fratura de alguns aços inoxidáveis em relação à tensão aplicada.....	7
FIGURA 2.4 Comportamento da velocidade da trinca em relação à temperatura do meio corrosivo. Δ : Aço AISI 304 sensitizado; o: Aço AISI 304; \square : Aço AISI 304L. Em solução de NaCl 22% e $\sigma = 240$ Mpa.....	11
FIGURA 2.5 Efeito da temperatura sobre início do tempo de fratura por corrosão sob tensão em aços inoxidáveis.....	13
FIGURA 2.6 Efeito do teor de Ni sobre a CST em ligas Fe-Cr-Ni expostas à solução de $MgCl_2$ (42%) a $154^\circ C$	15
FIGURA 2.7 Taxas de deformação em função da ductilidade de duas ligas em meio corrosivo e em meio inerte.....	18
FIGURA 2.8 Ensaio sob deformação constante para um material em dois meios distintos, um inerte e um que causa CST.....	19
FIGURA 2.9 Gráfico do tempo para a fratura em função da tensão aplicada para CPs lisos em ensaios de corrosão sob tensão.....	20

FIGURA 2.10	Taxa de propagação típica em função do fator de intensidade de tensão.....	21
FIGURA 2.11	Diagrama de equilíbrio binário Fe-Cr.....	25
FIGURA 2.12	Diagrama da série 300 dos aços inoxidáveis austeníticos.....	27
FIGURA 2.13	Diagrama da série 400 dos aços inoxidáveis ferríticos.....	28
FIGURA 2.14	Distribuição percentual dos principais problemas causados por corrosão.....	37
FIGURA 2.15	Velocidade de corrosão em função da concentração de agentes oxidantes para metais não passiváveis.....	38
FIGURA 2.16	Velocidade de corrosão em função da concentração de agentes oxidantes para metais passiváveis.....	39
FIGURA 2.17	Diagrama pseudo-binário Fe-Cr-Ni para um teor de ferro de 70%.....	44
FIGURA 2.18	Trincas intergranulares na ZTA e na região não misturada da zona fundida de uma peça fundida de aço inoxidável. Aumento de 100x.....	45
FIGURA 2.19	Desenho esquemático da secção transversal de uma solda.....	50
FIGURA 3.1	Dimensões das chapas cortadas em milímetros.....	53
FIGURA 3.2	Perfil do chanfro usinado nas chapas de aço Inoxidável ferrítico AISI 444.....	53
FIGURA 3.3	Equipamento utilizado para as soldagens.....	54

FIGURA 3.4	Esquema das juntas soldadas.....	54
FIGURA 3.5	Esquema da retirada das tiras para usinagem.....	55
FIGURA 3.6	Geometria e dimensões dos corpos de prova (mm).....	56
FIGURA 3.7	Máquina utilizada para ensaios de tração.....	57
FIGURA 3.8	Esquema de medição de dureza Vickers.....	58
FIGURA 3.9	Dimensões das amostras em milímetros para ensaios metalográficos.....	58
FIGURA 3.10	Microscópio ótico e microprocessador de dados.....	59
FIGURA 3.11	Banco de teste de corrosão sob tensão em funcionamento.....	61
FIGURA 3.12	Corpo de prova isolado.....	61
FIGURA 4.1	Microestrutura do metal base do aço AISI 444. Ataque: Água Régia.....	64
FIGURA 4.2	Microestrutura da junta soldada com E316L. Ataque: Água Régia.....	65
FIGURA 4.3	Microestrutura da junta soldada com E309L. Ataque: Água Régia.....	65
FIGURA 4.4	Crescimento de grão na interface do MB/ZTA (metal de adição E309L). Ataque: Água Régia.....	66
FIGURA 4.5	Microestrutura da ZF com E316L – Microscopia Eletrônica de Varredura (MEV). Ataque: Água Régia.....	67

- FIGURA 4.6** Microestrutura da ZF com E309L – Microscopia Eletrônica de Varredura (MEV). Ataque: Água Régia.....68
- FIGURA 4.7** Ensaios de tração mecânica realizados na junta soldada com o metal de adição E309L.....69
- FIGURA 4.8** Ensaios de tração mecânica realizados na junta soldada com o metal de adição E316L.....69
- FIGURA 4.9** Perfil de dureza do Aço AISI 444 com os metais de adição E309L e E316L.....70
- FIGURA 4.10** Corrosão superficial da juntas soldada com o metal de adição: a) E316L e b) E309L. Ataque eletrolítico: Ácido Oxálico.....74
- FIGURA 4.11** Trincas de Corrosão sob tensão na zona de ligação da junta soldada com o metal de adição E309L. a) Aumento 100 x; b) Aumento 50 x. Microscopia Ótica. Ataque eletrolítico: Ácido Oxálico.....74
- FIGURA 4.12** Trincas de Corrosão sob tensão na ZTA da junta soldada com o metal de adição E316L. Microscopia Ótica. Ataque eletrolítico: Ácido Oxálico.....75
- FIGURA 4.13** Trinca intergranular de CST desenvolvida na junta soldada com o metal de adição E309L. Microscopia Ótica. Aumento: 200 x. Ataque eletrolítico: Ácido Oxálico.....76
- FIGURA 4.14** Trincas Transgranulares de CST desenvolvida na junta soldada com o metal de adição E309L. Microscopia Ótica. Ataque eletrolítico: Ácido Oxálico.....77
- FIGURA 4.15** Microfratografias de CPs ensaiados por: a) Tração Mecânica – Metal de adição E316L; b) Tração Mecânica – Metal de adição E309L; c)

CST – Metal de adição E316L; d) CST – Metal de adição E309L. MEV.....	78
FIGURA 4.16 Precipitados presentes em CP ensaiado por tração mecânica; Metal de adição: E309L. MEV.....	79
FIGURA 4.17 MEV – EDS do precipitado presentes em CP ensaiado por tração mecânica; Metal de adição: E309L.....	79
FIGURA 4.18 Presença de fases em formato de agulha logo abaixo da linha de fusão na ZTA do aço AISI 444. Metal de adição: E316L. MEV.....	80
FIGURA 4.19 Presença de fases em formato de agulha logo abaixo da linha de fusão na ZTA do aço AISI 444. Metal de adição: E316L. MEV.....	80
FIGURA 8.1 Trincas Transgranulares de CST desenvolvida na junta soldada com o metal de adição E309L. Microscopia Ótica. Ataque eletrolítico: Ácido Oxálico.....	96
FIGURA 8.2 Trincas Transgranulares de CST desenvolvida na junta soldada com o metal de adição E309L. Microscopia Ótica. Ataque eletrolítico: Ácido Oxálico.....	96
FIGURA 8.3 Trincas Transgranulares de CST desenvolvida na junta soldada com o metal de adição E316L. Microscopia Ótica. Ataque eletrolítico: Ácido Oxálico.....	97
FIGURA 8.4 Trincas Transgranulares de CST desenvolvida na junta soldada com o metal de adição E316L. Microscopia Ótica. Ataque eletrolítico: Ácido Oxálico.....	97

- FIGURA 8.5** Trincas de CST desenvolvida na junta soldada com o metal de adição E316L. MEV.....98
- FIGURA 8.6** Trincas de CST desenvolvida na junta soldada com o metal de adição E309L. MEV.....98
- FIGURA 8.7** Trincas de CST desenvolvida na junta soldada com o metal de adição E316L. MEV.....99
- FIGURA 8.8** Trincas de CST desenvolvida na junta soldada com o metal de adição E309L. MEV.....99
- FIGURA 8.9** Corrosão superficial da juntas soldada com o metal de adição E316L. Microscopia Ótica. Ataque: Água Régia.....100
- FIGURA 8.10** Corrosão superficial da juntas soldada com o metal de adição E316L. Microscopia Ótica. Aumento: 50x. Ataque: Água Régia.....100
- FIGURA 8.11** Corrosão superficial da juntas soldada com o metal de adição E309L. Microscopia Ótica. Aumento: 50x. Ataque: Água Régia.....101
- FIGURA 8.12** Corrosão superficial da juntas soldada com o metal de adição E309L. Microscopia Ótica. Aumento: 200x. Ataque: Água Régia.....101
- FIGURA 8.13** Crescimento de grão na ZTA da junta soldada com o metal de adição E316L. Microscopia Ótica. Ataque eletrolítico: Hipossulfito de sódio.....102
- FIGURA 8.14** Crescimento de grão na ZTA da junta soldada com o metal de adição E309L. Microscopia Ótica. Ataque eletrolítico: Hipossulfito de sódio.....102

Lista de Tabelas

TABELA 2.1 Principais meios que causam corrosão sob tensão em alguns metais e suas ligas.....	9
TABELA 2.2 Classes das ligas e nomenclatura dos aços inoxidáveis mais comuns.....	23
TABELA 2.3 Composição química nominal para a primeira geração de aços inoxidáveis ferríticos.....	30
TABELA 2.4 Composição química nominal para a segunda geração de aços inoxidáveis ferríticos.....	31
TABELA 2.5 Composição química nominal para a terceira geração de aços inoxidáveis ferríticos.....	32
TABELA 2.6 Composição química nominal para o aço inoxidável ferrítico AISI 444.....	34
TABELA 2.7 Propriedades mecânica do aço inoxidável ferrítico AISI 444.....	34
TABELA 2.8 Principais propriedades físicas do aço inoxidável ferrítico AISI 444.....	35
TABELA 2.9 Corrosão sob tensão de alguns aços inoxidáveis.....	41
TABELA 3.1 Composição química nominal do aço inoxidável ferrítico AISI 444.....	51

TABELA 3.2 Composição química nominal dos aços inoxidáveis austeníticos AISI 316L e AISI 309L.....	52
TABELA 3.3 Parâmetros de soldagem adotados.....	55
TABELA 3.4 Identificação dos corpos de prova em função do metal de adição e do tipo de ensaio.....	56
TABELA 4.1 Valores aproximados dos tamanhos de grão das juntas soldadas.....	66
TABELA 4.2 Resultados obtidos dos ensaios de corrosão sob tensão.....	73

Lista de Notações

e – Espessura das chapas (mm);

V_p – Velocidade da fratura (m/s);

D_s – Coeficiente de difusão superficial (m²/s);

L – Distância de difusão de uma vacância (m);

σ – Tensão superficial elástica na ponta da trinca (N/m²);

a – Tamanho atômico (m);

K – Constante de Boltzman J/K;

R – Constantes dos gases ($R=1.987$ (cal/molK));

T – Temperatura absoluta (K);

T_m – Ponto de fusão na absorção superficial das impurezas (K);

σ_{th} – Tensão Limiar (mínima para ocorrer trinca);

t_{in} – Tempo para iniciar trinca;

t_f – Tempo para fratura;

t_{cp} – Tempo de propagação da trinca;

K_{ICST} – Fator de intensidade de tensão no Vértice da trinca a partir da qual ocorre propagação de trinca por CST (MPa \sqrt{m});

K_{IC} – Fator de intensidade de tensão crítica (MPa \sqrt{m});

CP – Corpo-de-prova;

CPs – Corpos-de-prova;

CST – Corrosão sob Tensão;

MB – Metal Base;

ZTA – Zona Termicamente Afetada;

ZF – Zona Fundida;

MEV – Microscópio Eletrônico de Varredura;

UFOP – Universidade Federal de Ouro Preto;

UNIFEI – Universidade Federal de Itajubá;

IEM – Instituto de Engenharia Mecânica;

ABNT – Associação Brasileira de Normas Técnicas;

AISI – *American Iron and Steel Institute*;

ASTM – *American Society for Testing and Materials*;

UNS – *Unified Numbering System*;

MIG – *Metal Inert Gas*.

Resumo

Neste trabalho foi investigado a influência do metal de adição sobre a susceptibilidade ao trincamento por corrosão sob tensão (CST) de juntas soldadas do aço inoxidável ferrítico AISI 444 em solução aquosa de $MgCl_2$ (43%). Dois tipos de metal de adição (E309L e E316L) foram usados com o intuito de se produzir juntas soldadas com zonas fundidas de diferentes composições químicas. Para analisar a microestrutura das juntas soldadas foi utilizado um microscópio ótico e MEV. As propriedades mecânicas das juntas soldadas foram analisadas através de ensaios de tração e dureza Vickers. Para avaliar a susceptibilidade das juntas soldadas ao trincamento por corrosão sob tensão, foi usado o método de teste sob carga constante seguido da caracterização microestrutural dos corpos de prova CST testados. A susceptibilidade à CST foi avaliada em termos do tempo para fratura. Os ensaios de tração e dureza mostraram que a junta soldada com o metal de adição E309L apresentou propriedades mecânicas consideravelmente superiores às encontradas na junta soldada com o metal de adição E316L. Os testes de CST mostraram que a zona termicamente afetada (ZTA) e a zona de ligação (ZTA/ZF) do aço inoxidável AISI 444 foram as regiões mais susceptíveis ao trincamento. Os resultados mostraram também que o eletrodo E309L apresentou melhor resistência à CST, e isto 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.

Palavras-chave: Aço Inoxidável AISI 444, Juntas Soldadas, Corrosão Sob Tensão (CST).

Abstract

The objective of this study was to investigate the influence of the filler metal chemical composition on the susceptibility to stress corrosion cracking (SSC) of ferritic stainless steel AISI 444 weldments welded in $MgCl_2$ 43%. Two types of filler metal of austenitic stainless steel (E316L and E309L) were used in order to produce welded joints with molten zones of different chemical compositions. To analyze the microstructure of welded joints was used an optical microscope and MEV. The mechanical properties of welded joints were analyzed through tensile and hardness tests. In order to evaluate the stress corrosion cracking was susceptibility of weldments, constant load tests and metallographic examinations in tested SSC specimens were conducted. Susceptibility to the SCC was evaluated in terms of time to fracture. The tensile and hardness tests showed that the welded joints with the filler metal E309L presented mechanical properties considerably superior with relation to welded joints E316L. The SCC tests showed that the heat affected zone (HAZ) and the connection zone (HAZ/FZ) stainless steel AISI 444 were the most susceptible to cracking. The results also showed that the electrode E309L showed better resistance to SCC, and this can be attributed to the presence of a discontinuous network of delta ferrite in austenitic matrix which acted as a barrier to crack propagation

Key words: Stainless Steel AISI 444, Weldments, Stress Corrosion Cracking (SCC).

1. INTRODUÇÃO

Os problemas de corrosão são frequentes e ocorrem nas mais variadas atividades industriais. A necessidade de redução de custos e aumento da vida útil de componentes estruturais tem dado impulso às pesquisas básicas e aplicadas neste campo, tratando ou modificando os materiais para melhorar seu desempenho principalmente sob o aspecto de corrosão ^[1,2].

O estudo da susceptibilidade à corrosão sob tensão (CST) de um determinado material, num determinado meio corrosivo específico, tem tido grande ênfase nos últimos anos. Particularmente, pela sua importância e grande aplicação industrial, o estudo do fenômeno da CST nos aços inoxidáveis tem sido muito desenvolvido principalmente, em soluções aquosas cloretadas em ebulição.

Os aços inoxidáveis ferríticos ocupam posição de destaque para determinadas aplicações industriais, principalmente onde há necessidade de elevada resistência à corrosão sob tensão tendo em vista que, além da característica de resistência a corrosão, estes apresentam boa condutividade térmica o que é vantajoso em processos que envolvam trocas térmicas ^[3].

Recentemente, a Arcelor Mittal Inox Brasil desenvolveu o aço inoxidável ferrítico do tipo AISI 444 que pode ser aplicado em diversas situações, com destaque para a indústria de açúcar e álcool, podendo reduzir, de acordo com Carvalho *et. al.* ^[4], os gastos de manutenção de equipamentos em mais de 50%, apresentando durabilidade superior em até 20 vezes quando comparados a produtos similares em aço carbono.

Segundo Machado *et al.* ^[5], o aço inoxidável ferrítico AISI 444 é também muito utilizado na indústria de petróleo por reunir boas propriedades à temperaturas elevadas e boa resistência à corrosão. Isto se dá devido ao fato de que o aumento na quantidade de cromo melhora a resistência à corrosão em diversos meios eletrolíticos. No entanto, este aço se torna frágil devido à precipitação da fase α' quando expostos a temperaturas de 500° C, uma vez que esta fase rica em cromo causa um aumento brusco na dureza do material.

Em muitos casos, estes materiais, por estarem submetidos a severas condições de serviços, como elevados níveis de tensão e ambientes agressivos, sofrem desgastes, necessitando muitas vezes de reparo por soldagem, processo no

qual pode afetar as propriedades mecânicas como também a microestrutura do metal base. Além disso, na maioria dos processos de fabricação de componentes mecânicos, usa-se a soldagem como principal processo de união de metais.

Dentro da área de materiais para engenharia, destaca-se o estudo de técnicas e consumíveis para a soldagem de aços inoxidáveis ferríticos com aços inoxidáveis austeníticos. Esta soldagem dissimilar tem como objetivo aliar a elevada resistência à corrosão sob tensão e boa condutividade térmica dos aços inoxidáveis ferríticos (que de uma maneira geral possuem soldabilidade limitada) à boa soldabilidade apresentada pelos aços inoxidáveis austeníticos (mas que, geralmente são susceptíveis a corrosão sob tensão) ^[3].

Nesse contexto, o presente trabalho tem como objetivo estudar o efeito do metal de adição na susceptibilidade à corrosão sob tensão de juntas soldadas de um aço inoxidável ferrítico AISI 444 utilizando metal de adição de aços inoxidáveis austeníticos (AISI 316L e AISI 309L), em meios contendo cloreto de magnésio.

O presente trabalho iniciou-se com uma fundamentação teórica, a qual é apresentada no capítulo 2. São abordados os fundamentos e características do fenômeno da corrosão sob tensão. Na seqüência, é feita uma revisão sobre os principais métodos de ensaios de CST e uma abordagem sobre os aços inoxidáveis de uma maneira geral, mostrando características de composição química e soldabilidade.

No capítulo 3, são apresentadas as metodologias utilizadas para o desenvolvimento deste trabalho. No capítulo 4, são apresentados e discutidos os resultados obtidos e no capítulo 5 são apresentadas as conclusões das análises e observações feitas durante o desenvolvimento deste trabalho. Finalmente, são apresentadas algumas sugestões para trabalhos futuros.

2. REVISÃO BIBLIOGRÁFICA

2.1 CORROSÃO SOB TENSÃO

No início do século XX, o estudo da fratura de materiais metálicos sugeriu uma relação entre tensão e corrosão. A fratura de estojos de munição foi um grande problema que exigiu um meticoloso estudo da situação. Desde então, centenas de ocorrências foram registradas: aos casos clássicos de quebra de peças de latão, de aço inoxidável e fratura de tubos de caldeiras, vieram-se juntar, recentemente, casos de fratura de componentes de aviões e reatores nucleares; que representam a extensão dos danos materiais e questões de segurança que o problema envolve. Quando ocorre uma associação entre meio corrosivo e solicitações mecânicas, alguns materiais (principalmente os metais) podem sofrer um processo corrosivo acelerado, mesmo sem perda acentuada de massa, gerando a ocorrência de fraturas e geralmente, falha do equipamento de forma súbita^[3].

Segundo Callister^[6], o resultado da combinação de uma tensão de tração aplicada, de um ambiente corrosivo e de um material susceptível, pode ser o surgimento de um tipo de corrosão denominado Corrosão Sob Tensão (CST), conforme a Figura 2.1.



FIGURA 2.1: Pré-requisitos para a ocorrência da Corrosão Sob Tensão.

Alguns materiais são virtualmente inertes em um meio particularmente corrosivo, porém se tornam suscetíveis a essa forma de corrosão quando uma tensão é aplicada. Pequenas trincas se formam e então se propagam em uma direção perpendicular à tensão ^[7].

De acordo com Revie *et. al.* ^[8], a corrosão sob tensão é um tipo de falha que ocorre quando um material é simultaneamente tensionado e exposto a um meio corrosivo. A tensão-tração no processo de corrosão sob tensão pode ser residual, aplicada, ou apresentar-se nas duas formas. A tensão residual resulta do processo de fabricação, tal como deformação e soldagem, já a tensão-tração aplicada está relacionada com esforços mecânicos.

Durante a corrosão sob tensão, o metal ou a liga praticamente não é atacado em sua superfície, porém ocorre a formação de pequenas trincas no interior do material. Este fenômeno de surgimento de trinca tem sérias conseqüências considerando que este pode ocorrer em tensões encontradas dentro da escala de tensão típica de projeto ^[9].

Segundo Fontana ^[9], a corrosão sob tensão começou a ser estudada a partir de dois casos clássicos: o “*season cracking*” do latão, e o “*caustic embrittlement*” do aço, onde ambos os termos obsoletos descrevem as condições ambientais presentes que levaram a corrosão sob tensão. “*Season cracking*” refere-se à fratura por corrosão sob tensão de cartuchos de latão durante tempos de chuvas intensas. Já o “*caustic embrittlement*” veio do exame de explosões de caldeiras rebitadas de locomotivas a vapor, que ocorriam porque as operações de rebitamento eram feitas a frio, o que geravam tensões residuais nos buracos dos rebites quando ocorriam variações na temperatura, acarretando o surgimento de trincas por corrosão sob tensão. A expressão “*caustic embrittlement*” é devido ao acúmulo de hidróxido de sódio nas áreas examinadas após os acidentes.

Na Figura 2.2 está apresentada uma manifestação do fenômeno da corrosão sob tensão em uma autoclave de aço inoxidável austenítico AISI 304.

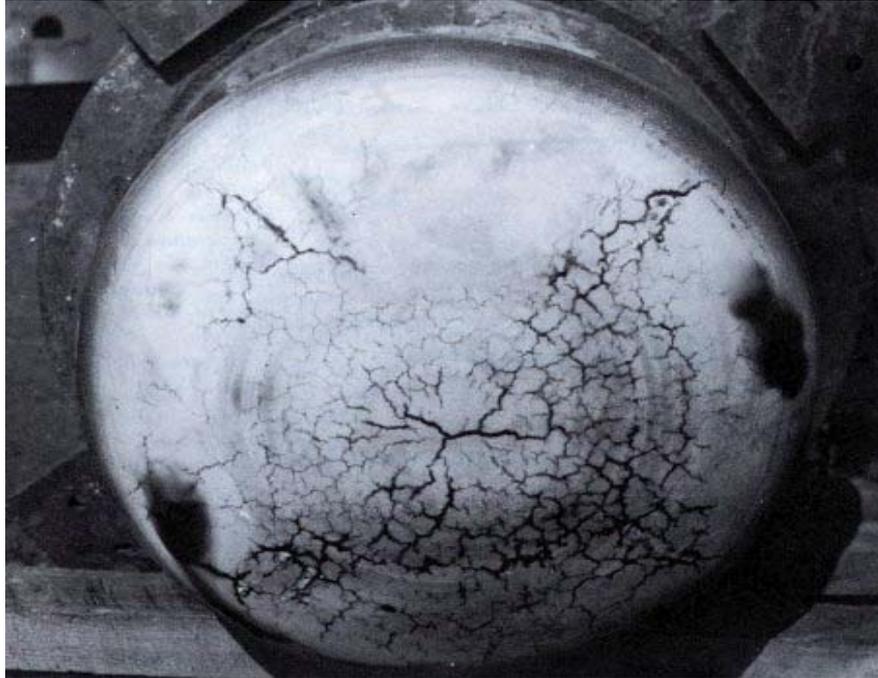


FIGURA 2.2: Corrosão sob tensão em estado crítico em uma autoclave de aço inoxidável autêntico AISI 304 ^[43].

2.2 CARACTERÍSTICAS DA CORROSÃO SOB TENSÃO

A corrosão sob tensão é um processo destrutivo que se manifesta através do trincamento de um material. Este tipo de corrosão não é facilmente detectável, mesmo que esteja em estado avançado, podendo originar falhas catastróficas em equipamentos pressurizados. As características fundamentais da CST que permitem distingui-la dos demais processos corrosivos estão a seguir relacionadas ^[10]:

- a) As soluções aquecidas neutras ou ácidas contendo cloreto, ácido politiônico, ambientes cáusticos e meios contendo H_2S , são os principais meios onde a corrosão sob tensão ocorre ^[11];
- b) A fratura devido à corrosão sob tensão ocorre num plano perpendicular à tensão-tração principal a que o material está submetido;
- c) Quanto mais puro o metal, mais imune à corrosão sob tensão é o material;

- d) As trincas por corrosão sob tensão podem ser intergranulares e/ou transgranulares, dependendo do material e do meio ^[12];
- e) Mesmo os metais com comportamento dúctil apresentam uma fratura macroscopicamente frágil por corrosão sob tensão;
- f) As espécies responsáveis pela corrosão sob tensão, em geral, não precisam estar em grandes concentrações;
- g) A CST envolve três estágios: o primeiro consiste num ataque corrosivo lento e que ocasiona as concentrações de tensão; o segundo corresponde ao crescimento lento da trinca, a partir dos danos causados pela corrosão do primeiro estágio; e no terceiro estágio há continuidade da propagação da trinca unicamente pela ação da tensão de tração, devido à redução de espessura do componente ^[12];
- h) As fraturas podem ser simples ou ramificadas;
- i) As trincas por CST se propagam a uma taxa relativamente lenta que varia de 10^{-9} a 10^{-6} m/s ^[13];
- j) A combinação de ligas e meios agressivos que leva a fraturas mais severas são usualmente aquelas em que a liga não é inerte ao meio ^[14];
- k) Existe uma grande gama de suscetibilidade entre variações de ligas e meios agressivos ^[15];
- l) Podem ocorrer em tensões menores que as requeridas para tensões de ruptura.

2.2.1 Efeito da Tensão

A tensão mínima necessária para provocar uma trinca por corrosão sob tensão é normalmente conhecida como “tensão crítica”, no qual abaixo dela geralmente a trinca não se propaga. Esta tensão é dependente da temperatura, composição da liga e da composição do meio, podendo variar de 10 a 70% da tensão de escoamento do material conforme estes parâmetros [8].

De acordo com Fontana [9], aumentando-se a tensão-tração, o tempo gasto para que o material sofra uma fratura macroscópica diminui, e que para cada combinação “liga – meio corrosivo” existe uma tensão mínima ou limiar para o surgimento da trinca.

Os critérios para essas tensões são simplesmente que elas sejam tensões de tração e que tenham uma magnitude suficiente. Estas tensões podem ser de diferentes fontes: aplicada, residual, térmica, ou de soldagem [9].

A susceptibilidade a fratura (*time to fracture*) em relação à tensão aplicada foi avaliada para vários aços inoxidáveis em solução de cloreto de magnésio em temperatura de ebulição [17]. A Figura 2.3 representa os resultados obtidos.

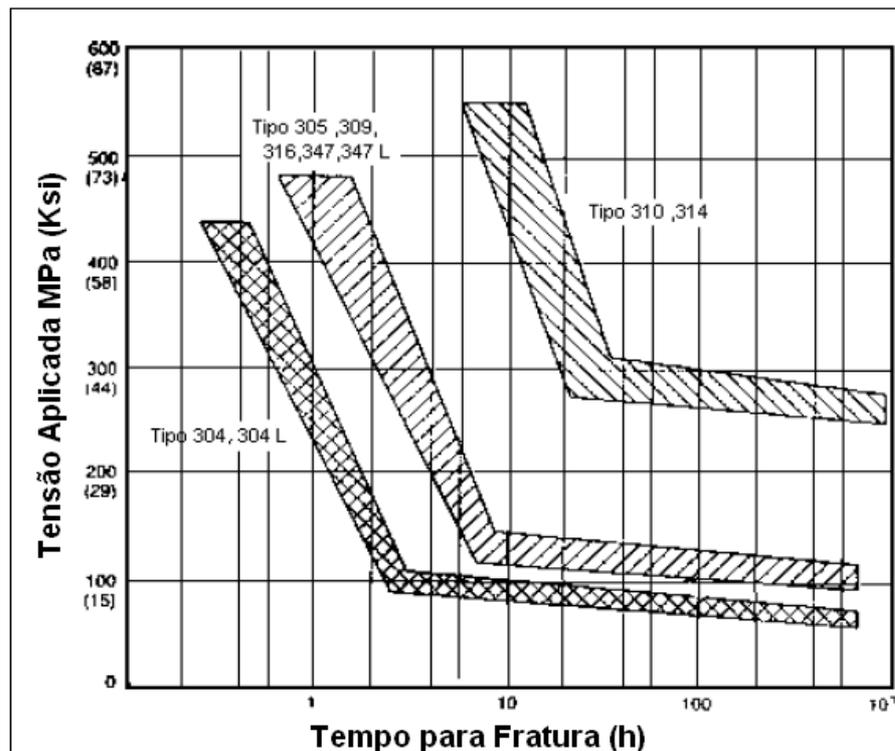


FIGURA 2.3: Comportamento do tempo de fratura de alguns aços inoxidáveis em relação à tensão aplicada [Adaptado de 17].

Foi representado o tempo de fratura em função da tensão aplicada para alguns aços inoxidáveis, onde se verifica que com o aumento da tensão aplicada ocorre uma diminuição no tempo de fratura.

Durante algumas décadas a necessidade de uma tensão mínima girando em torno de 140 MPa para originar a fratura em arames de aço inoxidável foi bem aceitável até que Krafft *et. al.* ^[16], concluiu que esta tensão mínima depende das tensões residuais existentes, e a densidade de trinca é proporcional ao valor da tensão aplicada.

O parâmetro do tempo na corrosão sob tensão é de muita importância, uma vez que os principais danos físicos do processo ocorrem na fase posterior. Como as trincas da CST penetram no material, a área da seção transversal é reduzida e os resultados finais da falha são totalmente causados pela ação mecânica ^[9].

2.2.2 Efeito do Meio Corrosivo

Os principais problemas de corrosão estão associados aos seguintes meios ^[17]:

- a) Aquosos: que são responsáveis pela maior parte dos problemas de corrosão e que incluem águas naturais ou tratadas, chuva, atmosfera úmida, além dos milhares de soluções aquosas nos processos industriais;
- b) Metais líquidos e sais fundidos;
- c) Gases (Normalmente em elevadas temperaturas).

Segundo Brasil ^[18], a corrosão sob tensão é usualmente associada com soluções aquosas, mas não se deve tomar isso como base, pois, pode ocorrer em líquidos contendo sais fundidos, gases e líquidos não aquosos orgânicos e inorgânicos. Como exemplo, os aços inoxidáveis são susceptíveis a CST na presença de soluções cáusticas.

Nos aços inoxidáveis, os casos mais comuns nos quais ocorre a corrosão sob tensão, são os meios contendo cloretos, sendo necessário um estudo aprofundado

sobre a influência deste íon (cloreto) em relação aos aços inoxidáveis. O íon cloreto está contido em diversos meios como: água do mar, atmosfera marinha, águas de rios, suor das mãos, dejetos humanos, comidas salgadas, ácido clorídrico (HCl), entre outros componentes que contêm cloro ^[18].

Os principais meios que causam a corrosão sob tensão nos metais e em suas ligas estão apresentados na tabela 2.1.

Tabela 2.1 Principais meios que causam corrosão sob tensão em alguns metais e suas ligas ^[19].

MATERIAL	MEIO
Ligas de Al	Soluções $NaCl - H_2O_2$ / Soluções $NaCl$ / Água do Mar / Ar / Água
Ligas de Cu	Solução de Amônia / Vapor de Amônia / Ar / Vapor D'água
Ligas de Au	Solução $FeCl_3$ / Solução Salina – Ácido Acético
Inconel	Solução Soda Cáustica
Chumbo	Solução Acetato de Chumbo
Níquel	Soda Cáustica Fundida
Magnésio	Solução KHF_2
Ligas Mg – Al	Água destilada / Solução $HNO_3, NaOH, HF$
Ligas Mg-Al-Zn-Mn	Atmosfera Marinha / Ar úmido + $SO_2 + CO_2$ / Solução $NaCl + H_2O_2$
Aços comuns	Solução $NaOH$ / Solução $NaOH-Na_2SiO_2$ / Solução Nitrato Na e Ca / Solução HCN / Solução Ácida H_2S / Água do Mar / Ligas Na-Pb
Aços Inox	Solução $NaOH - H_2S$ / Água Cloretada de Vapores Condensados / Água do Mar / H_2S / Soluções Ácidas de $MgCl_2$ e $BaCl_2$
Ligas de Ti	$NaCl$ Fundido / N_2O_4 Líquido / Metano e outros líquidos orgânicos / Vapores de HNO_3 / Cl_2 úmido
Zircônio	Solução $FeCl_3$

A corrosão sob tensão apenas ocorrerá 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 e pressão, também podem influenciar o processo ^[10].

De acordo com Barbosa ^[19], em alguns casos, para haver ocorrência da corrosão sob tensão, além da presença do agente causador da CST, é essencial a presença de outro elemento que, aparentemente age como catalisador.

Em alguns aços inoxidáveis, a presença de oxidantes freqüentemente tem uma nítida influência sobre a tendência à fratura.

De acordo com Williams ^[20], a presença do oxigênio ou de outras espécies oxidantes dissolvidas em soluções de cloretos, é crítico para a falha de aços inoxidáveis austeníticos, mas se o oxigênio for removido, provavelmente a falha pode ser amenizada.

2.2.2.1 Efeito da Temperatura do Meio Corrosivo

A temperatura do meio corrosivo é um fator de muita importância no estudo da corrosão sob tensão de aços inoxidáveis, uma vez que determinados metais e ligas somente sofrem CST, em certo meio, se a temperatura do mesmo ultrapassa um determinado valor ^[21].

Na literatura alguns documentos citam que a temperatura afeta diretamente à CST nos aços inoxidáveis austeníticos, onde a velocidade da fratura aumenta com o aumento da temperatura. Speidel ^[22] reportou uma série de medidas de velocidade da trinca para o aço inoxidável austeníticos AISI 304 na presença de cloretos, para várias temperaturas, como mostra a Figura 2.4.

O experimento demonstrou que próximo a temperatura de 70° C, observa-se taxas de propagação de fratura teórica intermediárias, ou seja, a curva da Figura 2.4 perde a linearidade, de forma que a cinética da reação ocorre mais lentamente para temperaturas muito elevadas.

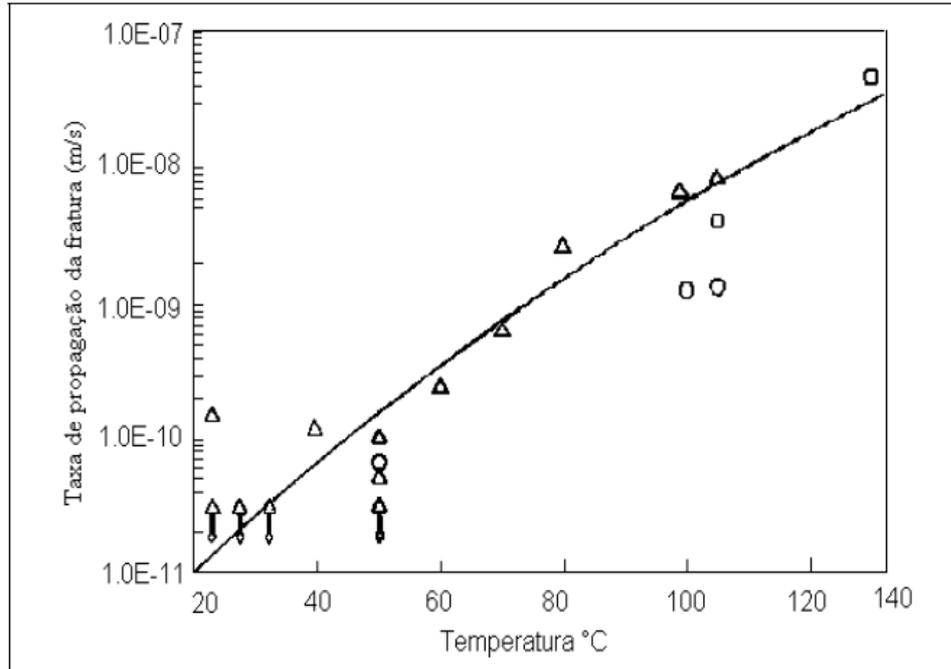


FIGURA 2.4: Comportamento da velocidade da trinca em relação à temperatura do meio corrosivo. Δ : Aço AISI 304 sensibilizado; \circ : Aço AISI 304; \square : Aço AISI 304L. Em solução de NaCl 22% e $\sigma = 240$ Mpa ^[22].

Segundo a Atlas Specialty Metals ^[23], o mecanismo da CST não foi completamente definido, mas sabe-se que envolve a ação conjunta do meio corrosivo, da presença de uma tensão de tração, e que tem uma relação não linear com a temperatura. Com o aumento da temperatura, aumenta a contribuição do cloreto, mas diminui o efeito do hidrogênio devido à sua maior mobilidade na matriz ferrítica. O resultado líquido é uma máxima susceptibilidade na faixa de temperatura de 60 a 100° C. Uma série de fatores secundários também foi identificado, incluindo a quantidade de ferrita, a condição da superfície, a presença de trabalho a quente e a frio e processos de soldagem.

O mecanismo de mobilidade superficial prediz que, não há mudança significativa nas taxas de controle da corrosão sob tensão durante a mudança de temperaturas, sendo assim a velocidade da fratura pode ser calculada para temperaturas conhecidas ^[9].

Conforme estes argumentos são usadas as equações 1 e 2:

$$V_p = \frac{Ds}{L} \left[\exp \left(\frac{\sigma a^3}{KT} \right) - 1 \right] \quad [1]$$

Onde:

V_p = velocidade da fratura (m/s);

D_s = coeficiente de difusão superficial (m²/s);

L = distância de difusão de uma vacância (m);

σ = tensão superficial elástica na ponta da trinca (N/m²);

a = tamanho atômico (m);

K = constante de Boltzman J/K;

T = temperatura (K).

Ou ainda uma segunda equação:

$$D_s = 740 \times 10^{-4} \exp\left[-\left(\frac{30Tm}{RT}\right)\right] + 0.014 \times 10^{-4} \exp\left[-\left(\frac{13Tm}{RT}\right)\right] \quad [2]$$

Onde:

D_s = coeficiente de auto-difusão superficial (m²/s);

R = constantes dos gases (R=1.987 (cal/molK);

T = temperatura absoluta (K);

Tm = ponto de fusão na absorção superficial das impurezas (K).

Fontana ^[9] diz que da mesma forma que as reações químicas aumentam com a temperatura, a CST também apresenta essa relação. Em alguns sistemas, tais como ligas de magnésio, a fratura ocorre facilmente à temperatura ambiente. Em outros sistemas a temperatura de ebulição é necessária. Ligas mais susceptíveis à fratura começarão a trincar em temperaturas mais baixas que 100°C.

O efeito da temperatura na falha de aços inoxidáveis austeníticos por corrosão sob tensão foi estudado por Kirk *et. al.* ^[24] e está apresentado na Figura 2.5.

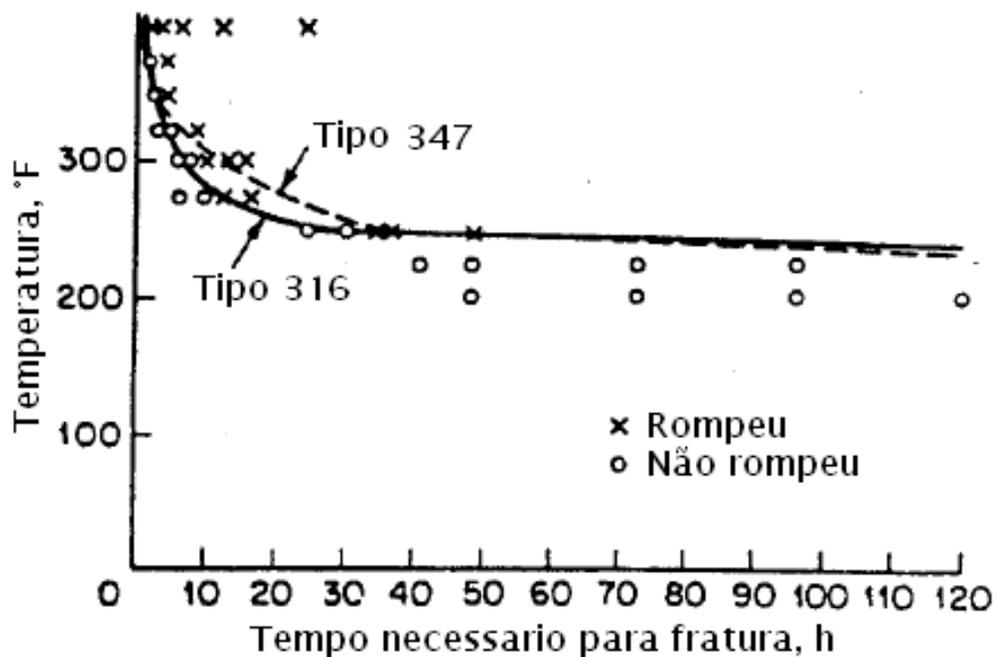


FIGURA 2.5: Efeito da temperatura sobre início do tempo de fratura por corrosão sob tensão em aços inoxidáveis ^[24].

O estado físico do meio corrosivo também é muito importante. Ligas exposta a um meio aquoso de uma única fase são algumas vezes menos severamente atacados do que metais na mesma temperatura e tensão, expostos a um meio que apresenta duas fases distintas (líquida e gasosa) ^[9].

Porém, nesse contexto, sabe-se que ainda existem poucos trabalhos sobre o efeito da temperatura do meio corrosivo na susceptibilidade à CST em aços inoxidáveis ferríticos soldados com aços inoxidáveis austeníticos, de forma que nesse estudo torna-se necessário considerar fatores como: efeito da soldagem dissimilar, microestrutura dos materiais após a soldagem, processo de usinagem dos corpos de prova, entre outros.

2.3 ASPECTOS METALÚRGICOS DA CORROSÃO SOB TENSÃO

Fatores metalúrgicos como orientação preferencial de grãos, composição química média, composição e distribuição de precipitados, interações dos deslocamentos de planos e progresso de transformações de fases (ou grau de

metaestabilidade) tem um papel muito importante na susceptibilidade à corrosão sob tensão ^[9].

Geralmente metais com tamanhos de grão menores são mais resistentes à corrosão sob tensão do que o mesmo material com tamanhos de grão maiores ^[1].

Segundo a ASM (American Society of Metals) ^[17], os aspectos metalúrgicos que mais influenciam na corrosão sob tensão são: o alto nível de força-tensão residual, a presença de uma segunda fase na matriz e/ou nos contornos de grão, a composição das fases, o tamanho do grão, e a precipitação de compostos nos contornos de grão.

A estrutura cristalina também influencia a corrosão sob tensão, por exemplo, o aço inoxidável ferrítico (estrutura cúbica de corpo centrado, CCC) é muito mais resistente a corrosão sob tensão quando exposto a soluções aquosas de cloreto do que o aço inoxidável austenítico (estrutura cúbica de face centrada CFC) ^[1].

Conforme Brasil ^[18], a composição química do metal altera a susceptibilidade de algumas ligas em relação à corrosão sob tensão, portanto faz-se necessário à escolha de materiais que sejam imunes a este tipo de corrosão. Por exemplo, os aços inoxidáveis compostos por *Fe-Cr-Ni*, atingem uma susceptibilidade máxima com o Níquel em torno de 9 %.

Copson ^[25] em seus estudos observou que o tempo para ocorrência da fratura aumentava rapidamente com o teor de níquel, sendo que, as ligas com teores entre 45 a 50% de Ni pareciam imunes ao trincamento por CST, enquanto que ligas com 8% de Ni rompiam em menos de uma hora. Os resultados estão ilustrados na Figura 2.6.

Fontana ^[9] reforça essa idéia dizendo que nos aços inoxidáveis austeníticos existe um tempo de fratura mínimo que varia em função da composição do material, e que de fato, essa observação é válida para vários outros sistemas susceptíveis à corrosão sob tensão.

No caso dos aços inoxidáveis, o aumento da resistência ao trincamento por CST em meios contendo cloretos devido ao níquel, aplica-se somente à série austenítica, uma vez que mesmo em pequenas quantidades, a presença de níquel nos aços inoxidáveis ferríticos é prejudicial à resistência à corrosão por cloretos ^[11].

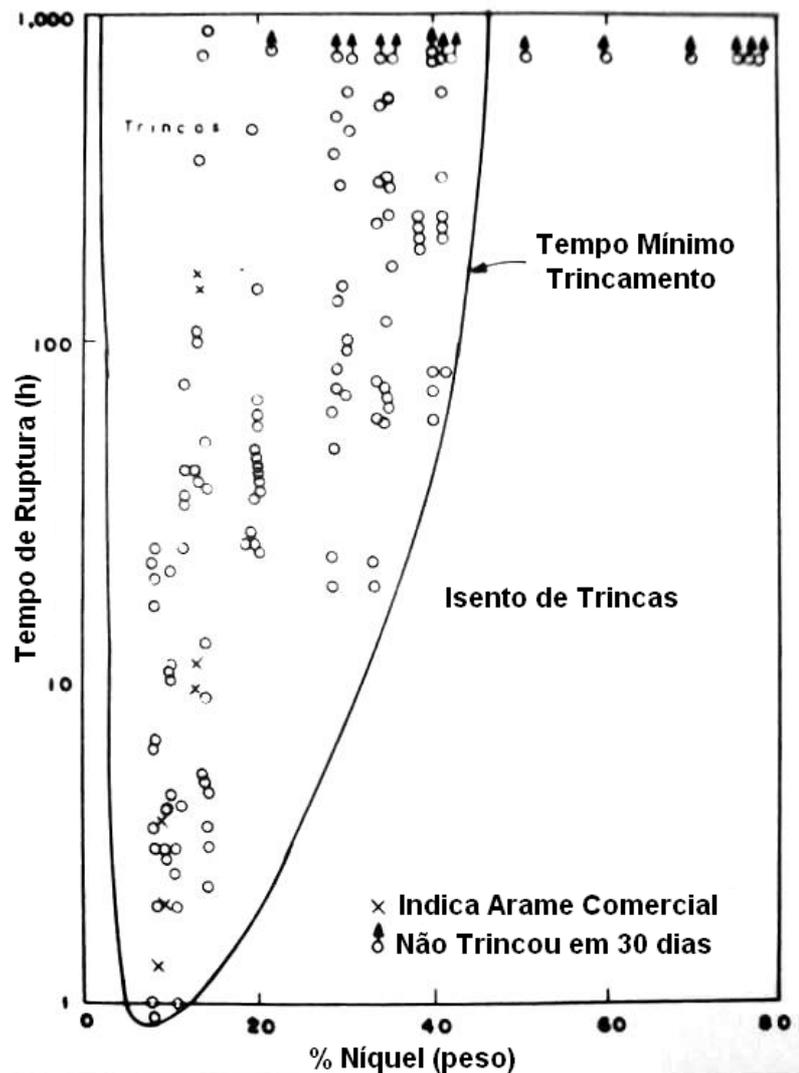


FIGURA 2.6: Efeito do teor de Ni sobre a CST em ligas Fe-Cr-Ni expostas à solução de $MgCl_2$ (42%) a $154^\circ C$ [25].

Os fenômenos associados à corrosão sob tensão são aqueles nos quais mais claramente se observam as características da interação de tensões estáticas e corrosão: pequena dissolução e deformação do metal, fraturas frágeis e seletividade dos meios corrosivos em relação aos metais [1].

Aços inoxidáveis em cloretos normalmente apresentam trincas de corrosão sob tensão tipicamente transgranulares e extensivamente ramificadas, exceto em aços sensitizados, nos quais esta pode ser também intergranular [18].

Um estudo realizado por Logan [26] indica fratura ramificada intergranular a baixas concentrações e fratura ramificada transgranular a altas concentrações. Nos aços inoxidáveis austeníticos (sensitizados), a fratura por ácidos poliônicos é invariavelmente intergranular. A fratura ocasional de aços inoxidáveis AISI 304

sensitizados e sob altas tensões, que ocorrem em água com concentração de cloro extremamente baixa, porém contendo aproximadamente 0,2 ppm de oxigênio, é invariavelmente intergranular.

2.4 MÉTODOS DE ENSAIOS

Diversos grupos de normalização internacional têm-se preocupado em definir métodos unificados de ensaios de corrosão sob tensão. Como exemplos citam-se as atividades da Federação Européia de Corrosão, da ASTM (*American Society for Testing and Materials*) e da ISO (*International Standard Organization*) [7].

O método de teste de corrosão sob tensão não deve ser tão severo de forma que venha rejeitar um material que esteja adequado para uma aplicação particular; por outro lado, o teste deve ser tal que não permita que material com possibilidade de quebra em serviço venha a ser liberado [19].

De um modo geral todo ensaio de corrosão sob tensão consiste em submeter um determinado material à solicitações mecânicas e a ação de um agente causador de rompimento (temperatura e pressão controlada) [1].

Segundo Sather e Perdigão [27], o uso de técnicas eletroquímicas é um método alternativo para avaliar a susceptibilidade à corrosão sob tensão de juntas soldadas. A medição do potencial do eletrodo de uma junta, polarizada ou não, pode auxiliar na detecção de modificações estruturais causadas pelo processo de soldagem e, desta forma, indicar a presença de áreas anódicas. Se ocorrer um ataque preferencial nos contornos de grão, este pode ser observado pelo crescimento da corrente e pelo exame metalográfico.

Uma ampla variedade de tamanhos e formas de corpos de provas (CPs) e métodos de ensaio são atualmente usados. Alguns simples, mas outros requerem aparelhos um tanto quanto complicados. O fator mais importante na realização do ensaio é que a amostra esteja submetida a uma tensão-tração, e que esta tensão seja conhecida com exatidão. Em cargas aplicadas, estas tensões podem ser facilmente calculadas por meio de fórmulas encontradas em livros de engenharia, mas é desejável calibrar os instrumentos por meio da determinação da tração dos fios do aparelho ou por outros métodos. Testes de corrosão sob tensão podem ser

realizados de diversas formas tais como ensaios com carregamento constante, ensaios com taxa de deformação constante (CSRT – *Constant-Strain-Rate Test*), e ensaios com baixa taxa de deformação (SSRT – *Slow-Strain-Rate Test*)^[9].

Tais técnicas são atualmente as mais usadas, portanto nos tópicos seguintes, estas técnicas serão brevemente revisadas.

2.4.1 Teste com Baixa Taxa de Deformação

Ensaio de corrosão sob tensão podem ser conduzidos aumentando lentamente a carga ou pressão sobre um corpo de prova liso ou pré-trincado. Normalmente, uma máquina de tração puxa um corpo de prova liso que está exposto a um ambiente corrosivo, com uma baixa taxa de velocidade de aproximadamente 10^{-5} a 10^{-9} m/s^[13].

Partindo desse princípio foi desenvolvido um método para acelerar o processo de corrosão sob tensão em laboratório, onde estes testes podem ser aplicados a uma variedade de produtos, dos quais incluem-se os componentes soldados. Os testes podem ser realizados em amostras de tração ou dobramento, com ou sem entalhe. Este teste apresenta como maior vantagem a rapidez com que a susceptibilidade à corrosão sob tensão de uma dada liga em um meio específico pode ser avaliada. Como algumas ligas experimentam deterioração rápida das propriedades mecânicas quando em contato com certos meios corrosivos, qualquer efeito adicional da deformação aplicada pode ser melhor avaliado por comparação com o comportamento de amostras não deformadas ou deformadas em meios inertes^[19].

As taxas de deformação em um ambiente corrosivo e em um ambiente inerte em função da ductilidade de duas ligas estão apresentadas na Figura 2.7.

Pode-se observar que há uma enorme diferença entre as curvas que representam a deformação em meio agressivo e em meio inerte. Em meio corrosivo ocorreu uma variação brusca na ductilidade do material, o que reforça a idéia de que a ocorrência de fratura frágil (mesmo em um metal dúctil) é devido à corrosão sob tensão.

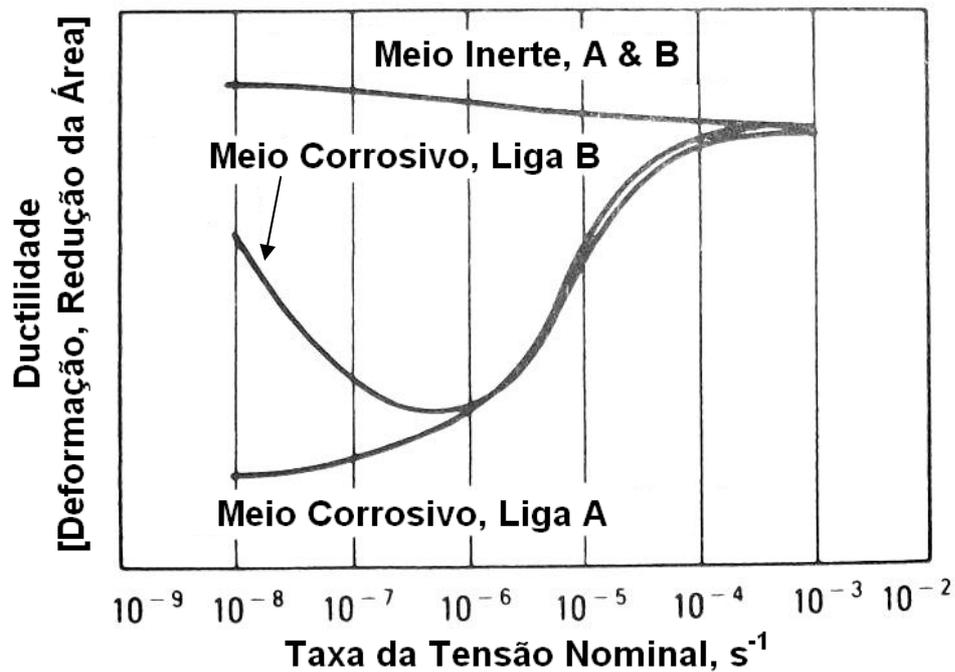


FIGURA 2.7: Taxas de deformação em função da ductilidade de duas ligas em meio corrosivo e em meio inerte ^[13].

Este método de ensaio é excelente para comparar a susceptibilidade relativa à fratura das ligas em um determinado ambiente, ou mesmo para estudar a influência dos aspectos metalúrgicos sobre a susceptibilidade a CST de uma liga ^[13].

2.4.2 Teste Sob Velocidade de Deformação Constante

O método de ensaio à corrosão sob tensão com velocidade de deformação constante basicamente consiste em testar duas series de corpos de prova de tração, não entalhados, sob velocidade de deformação constante em diferentes atmosferas. Parte dos corpos de prova é ensaiada em meio inerte e outra parte no meio em que se pretende avaliar. Após determinado período de tempo, observa-se a estrição resultante. Caso haja ocorrência de trincas, verifica-se uma redução na estrição ^[10].

Segundo Gentil ^[7] os corpos de prova sujeitos ao ensaio de deformação constante tem suas tensões relaxadas pelo processo de fratura, e o processo pode vir a ser detido antes que a fratura completa se verifique.

Na Figura 2.8 está ilustrado os resultados típicos dos ensaios sob velocidade de deformação constante para um material em dois meios distintos, um inerte e outro que causa a corrosão sob tensão.

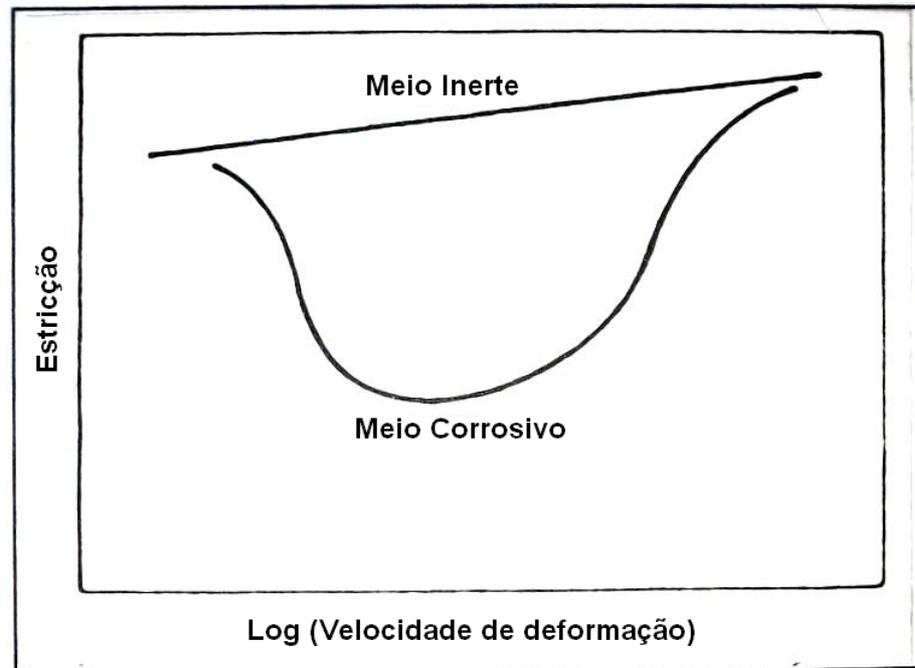


FIGURA 2.8: Ensaio sob deformação constante para um material em dois meio distintos, um inerte e um que causa CST ^[10].

2.4.3 Teste com Carregamento Constante

De acordo com Jones ^[28] os experimentos de corrosão sob tensão com carregamento estático podem ser em corpos de prova lisos ou em corpos de prova pré-trincados.

Os corpos de prova lisos ou não entalhados podem ser das mais variadas formas e dimensões, dependendo do tipo de teste usado. Um corpo de prova bastante utilizado é o de flexão em “U” por apresentar deformação elástica e plástica. Outros corpos de prova utilizados são a placa com impressão Brinell e o corpo de prova deformado num ensaio Erichen, os quais dão poucas informações sobre a influência do nível de tensões no trincamento ^[10].

Segundo a norma da ASTM G49-76 ^[29] os corpos de prova de tração usados no ensaio de tração convencional são facilmente adaptados para o ensaio de corrosão sob tensão.

Neste método de ensaio a tensão padrão é uniforme e pode ser exatamente determinada, de forma que este método de ensaio é um dos mais versáteis devido à flexibilidade permitida no tipo e no tamanho do corpo de prova e, na faixa do nível de tensão a ser usada. Outra vantagem é que na ocorrência do trincamento por CST, ele geralmente resulta numa fratura completa do corpo de prova, permitindo sua fácil detecção ^[19].

Ensaio com carregamento estático em corpos de prova lisos são usualmente conduzidos com vários níveis de tensões fixas e o tempo para falha da amostra é medido. Na Figura 2.9, o logaritmo da medida do tempo para fratura, t_f , está apresentado em função da tensão aplicada.

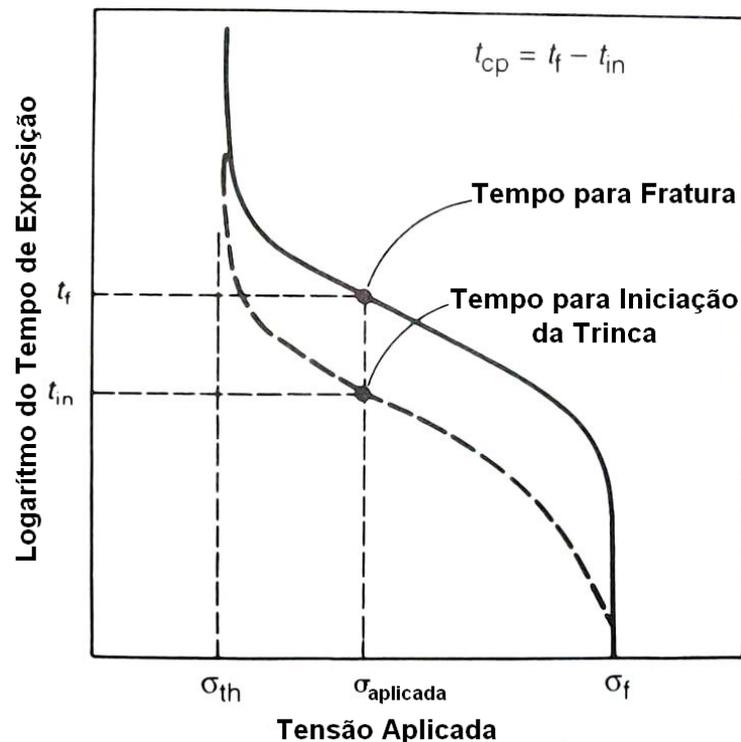


FIGURA 2.9: Gráfico do tempo para a fratura em função da tensão aplicada para CPs lisos em ensaios de corrosão sob tensão ^[13].

Pode-se observar que ocorre um rápido aumento no tempo para fratura com o decréscimo da tensão aplicada, de forma que ao atingir a tensão mínima para iniciar o mecanismo de fratura σ_{th} (limiar), o tempo para fratura tende ao infinito. Portanto, o

tempo total para falha (t_f), em uma determinada tensão, corresponde à soma do tempo necessário para a formação da trinca (tempo de início, t_{in}) e do tempo para propagação da trinca ^[13].

Porém, no método de ensaio de corrosão sob tensão com carregamento estático em corpos de prova pré-trincados, utiliza-se o conceito da mecânica da fratura linear elástica para descrever a distribuição de tensão em um corpo de prova contendo uma trinca em função do fator de intensidade de tensões (K_I). Para valores iguais ou superiores a K_I , a corrosão sob tensão em um material susceptível se iniciaria e se propagaria em determinados meios, levando o corpo de prova a ruptura, porém, para valores inferiores a K_I , nenhuma propagação mensurável é observada ^[17].

De acordo com Pinto ^[3] os ensaios com carregamento estático em CPs pré-trincados são usualmente conduzidos com carregamento constante aplicado. Outra forma é medir a velocidade de propagação da/dt por meio do deslocamento de uma trinca presente no corpo de prova.

A magnitude da distribuição de tensão no vértice da trinca é quantificada pelo fator de intensidade de tensão K , para geometria de trinca e carregamento específicos. Na Figura 2.10 é apresentado um resultado no qual a taxa de propagação da trinca, da/dt , em função de K , é obtida.

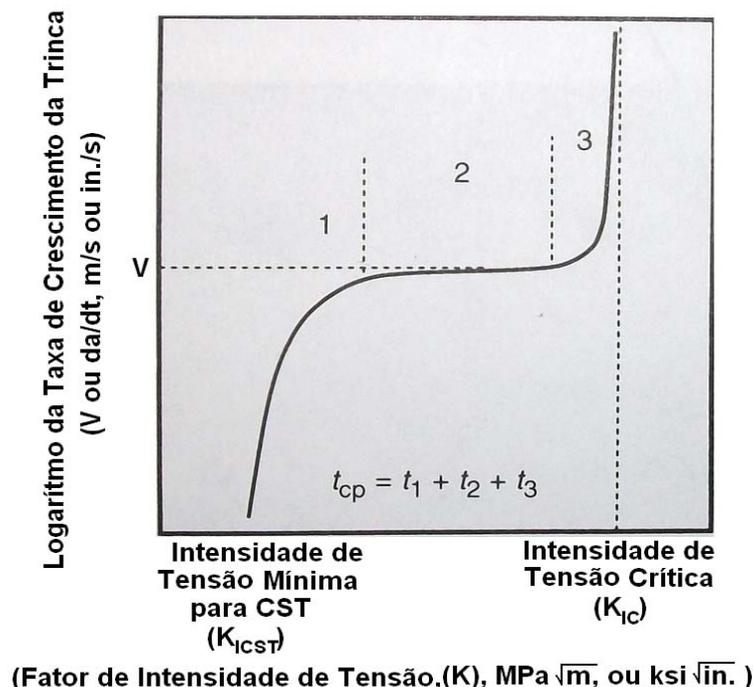


FIGURA 2.10: Taxa de propagação típica em função do fator de intensidade de tensão ^[13].

A curva esquemática da Figura 2.10 mostra as regiões de propagação de trinca 1, 2 e 3 identificando o patamar de velocidade e a tensão crítica. A propagação de trinca não é observada abaixo de alguns níveis de intensidade de tensão limiar, K_{ICST} . O meio e as condições metalúrgicas da liga, também são funções deste nível de intensidade de tensão. Para baixos níveis de intensidade de tensão (estágio 1), a taxa de propagação da trinca cresce rapidamente com o fator de intensidade de tensão. Para níveis intermediários de intensidade de tensão (estágio 2), geralmente a taxa de propagação se aproxima de uma taxa constante. No estágio 3, a taxa de propagação de trinca excede o patamar de velocidade enquanto o nível de intensidade de tensão atinge um nível crítico para fratura mecânica do material [28].

Segundo Jones e Paula [28,35], a grande vantagem deste método se encontra no fato de que, como a carga aplicada tem um valor constante, pode-se variar esta carga de um ensaio para outro, verificando, por exemplo, o tempo de fratura do material para um dado potencial eletroquímico, temperatura e concentração de soluções.

Este tipo de ensaio foi escolhido visando, principalmente, o fato de ser bastante flexível e seguro quanto à obtenção de dados, além de ser um tipo de ensaio relativamente rápido.

2.5 PREPARAÇÃO DOS CORPOS DE PROVA

Para uma confecção segura dos corpos de prova é necessário obter algumas informações importantes sobre eles: composição química, métodos de fabricação e microestrutura. Estas informações podem ajudar no entendimento dos resultados da pesquisa e levar a uma conclusão mais pertinente.

Segundo Ramanathan [30] o tamanho e a forma da amostra podem ser variados e sua seleção é uma questão de conveniência. As amostras usadas freqüentemente apresentam perfis quadrados, retangulares redondos ou cilíndricos. O número de corpos de prova a serem testados depende da acuracidade do método e da uniformidade do material a ser testado, de forma que esta acuracidade aumenta se um número maior de corpos de prova for testado, porém, pelo menos dois corpos de prova idênticos são recomendados.

As superfícies dos corpos de prova devem reproduzir aquelas usadas em serviço. No entanto, nem sempre isso é possível, devido ao fato de que a condição da superfície do metal depende do seu processo de fabricação, de tal forma que se utiliza processos mecânicos, ataques químicos e polimentos eletroquímicos na preparação da superfície final.

2.6 AÇOS INOXIDÁVEIS

Os aços inoxidáveis são definidos como ligas de Fe-Cr contendo um mínimo de 11% Cr. Sua resistência a corrosão é função de uma película fina que se forma na superfície do material chamada película passiva. Estes aços são divididos em diferentes classes que variam de acordo com os elementos químicos presentes nos mesmos, tais elementos são responsáveis pela estabilização da microestrutura ferrítica, austenítica ou ambas. Alguns aços inoxidáveis chegam a ter em sua composição uma quantidade de até 30% Cr, além de outros elementos que podem ser adicionados tais como; Ni, N, Mo, Ti, Nb, Al, Cu ^[11,31].

Na Tabela 2.2 estão apresentadas as classes e a nomenclatura dos aços inoxidáveis mais conhecidos.

Tabela 2.2 Classes das ligas e nomenclatura dos aços inoxidáveis mais comuns ^[23].

Classes das Ligas	Aços mais comuns				
Austenítico	S30100	S30400	S30403	S31600	S31603
	S32100	S31000	S30815	N08904	S31254
Ferrítico	S40900	S41003	S43000	S43932	S44400
Martensítico	S41000	S42000	S43100	S44004	-
Duplex	S32101	S32304	S32205	S32750	S32520
Endurecidas por precipitação	S17400	S17700	S15500	-	-

Atualmente existem mais de 180 diferentes ligas que podem ser consideradas como sendo pertencentes ao grupo dos aços inoxidáveis. A cada ano, novas ligas surgem e modificações são feitas nas já existentes [11].

Conforme foi mostrado na Tabela 2.2, os aços inoxidáveis podem ser divididos em cinco famílias: quatro são baseadas nas características cristalográficas/microestruturais da liga: ferríticos, martensíticos, austeníticos, duplex (austenita + ferrita). A 5ª família, ligas endurecidas por precipitação, é baseada no tipo de tratamento térmico usado, ao invés da microestrutura [33].

Os aços inoxidáveis são bastante utilizados na indústria de transporte, alimentos e bebidas, química, petroquímica, de fertilizantes, médico-odontológica, farmacêutica, de artigos de cozinha, etc. Além de possuírem as propriedades mecânicas, físicas e metalúrgicas necessárias a este número variado de aplicações, oferecem vantagens adicionais nesta área [34].

Para compreender a constituição dos aços inoxidáveis (ligas Fe-Cr) e analisar as reações metalúrgicas que ocorrem em função do resfriamento e composição química destes aços, faz-se necessário o conhecimento do diagrama de equilíbrio de fases Fe-Cr que está ilustrado na Figura 2.11.

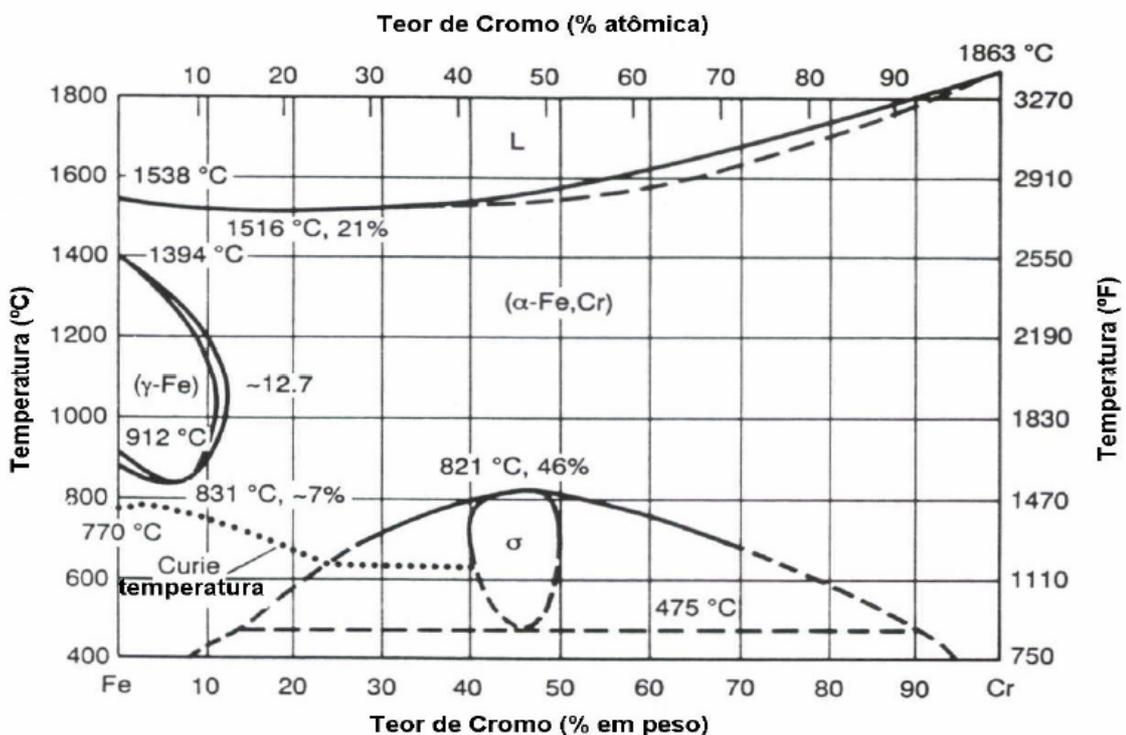


FIGURA 2.11: Diagrama de equilíbrio binário Fe-Cr [31].

Pode-se observar que em torno de 910°C existe uma região de transformação de fase alfa (α) para fase gama (γ), e que com o acréscimo de cromo, até aproximadamente 8% em peso, ocorre um deslocamento dessa região de transformação para próximo de 850°C. Depois deste ponto observa-se que a adição de cromo provoca uma rápida ascensão dos limites do campo da fase gama, atingindo um máximo em torno de 12-13% em peso, ao redor de 1000°C.

A temperatura *Curie*, representada pela linha pontilhada representa uma transformação magnética, onde a região acima desta linha, a liga é paramagnética (não possui propriedades magnéticas) e abaixo da linha é ferromagnética (apresenta propriedades magnéticas) [3].

Desta forma, a austenita que apresenta estrutura cúbica de face centrada é não magnética à temperatura ambiente, enquanto a ferrita alfa de estrutura cúbica de corpo centrado é magnética.

Pode-se observar também que em temperaturas abaixo de 820°C, com elevados teores de cromo, ocorre o aparecimento da fase sigma (σ) que é um composto intermetálico, frágil e com estrutura tetragonal. Devido à precipitação desta fase, ocorre uma diminuição no teor de cromo da matriz e, conseqüentemente, uma diminuição na resistência à corrosão da liga.

De acordo com o objetivo deste trabalho, é feito nos seguintes tópicos um breve estudo sobre as classes austenítica e ferrítica dos aços inoxidáveis, dando uma maior atenção aos aços que serão utilizados nos experimentos dessa pesquisa, sendo estes: os austeníticos AISI 316L, AISI 308L e AISI 309L, e o ferrítico AISI 444.

2.6.1 Aços Inoxidáveis Austeníticos

Os aços inoxidáveis austeníticos constituem a maior família dos aços inoxidáveis em termos de número de ligas e utilização. Sua composição básica se resume a Fe-Cr-Ni e o nome que lhes foi atribuído se devem a sua estrutura austenítica a temperatura ambiente, ou seja, cúbica de face centrada (CFC). Estes aços não podem ser endurecidos por tratamento térmico, são não-magnéticos, apresentam ótimas condições de estampabilidade e soldabilidade, e são muito susceptíveis ao fenômeno de CST [3,11,36].

A adição de níquel como elemento de liga, em determinadas quantidades, permite transformar a estrutura ferrítica em austenítica tendo como consequência uma grande mudança em muitas propriedades.

Os aços inoxidáveis austeníticos, dos quais o 304 (18%Cr-8%Ni) é o mais popular, têm excelente resistência à corrosão em vários meios, excelente ductilidade e excelente soldabilidade. Os aços dessa classe são utilizados em aplicações em temperatura ambiente, em altas temperaturas (até 1.150°C) e em baixíssimas temperaturas (condições criogênicas), uma série de alternativas que dificilmente são conseguidas com outros materiais ^[43].

De acordo com Sedriks ^[11], para aumentar a resistência à corrosão das ligas austeníticas são feitas modificações através da adição de elementos de liga tais como:

- a) Adição de Mo, ou Mo+N que são responsáveis pela melhora da resistência à corrosão por pites;
- b) Diminuição do teor de C, e/ou estabilização através de elementos tais como Ti e Nb, a fim de eliminar a possibilidade de ocorrência de corrosão intergranular em juntas soldadas;
- c) Adição de Cr e Ni para aumentar a resistência mecânica do material, além de sua resistência à oxidação a altas temperaturas;
- d) Adição de S e Se o que proporciona uma melhor conformação mecânica, entre outras modificações que geram a série 300 dos aços inoxidáveis.

Na Figura 2.12 pode-se observar que a adição de molibdênio (2%, aproximadamente) transforma o 304 no aço inoxidável 316, um material muito mais resistente à corrosão por pites e em frestas. Pode-se mencionar, como exemplo, que o aço 304 é recomendado para trabalhar, em temperatura ambiente, com águas que contêm, no máximo, 200 ppm (partes por milhão) de cloreto. O aço 316, nas mesmas condições, é recomendado em águas que contenham até 800 ppm de cloreto. Se a quantidade de cloreto é mais alta (ou mesmo sendo mais baixa, se a

temperatura é mais elevada ou se o meio possui características ácidas), adições maiores de molibdênio são necessárias, como é o caso do aço 317.

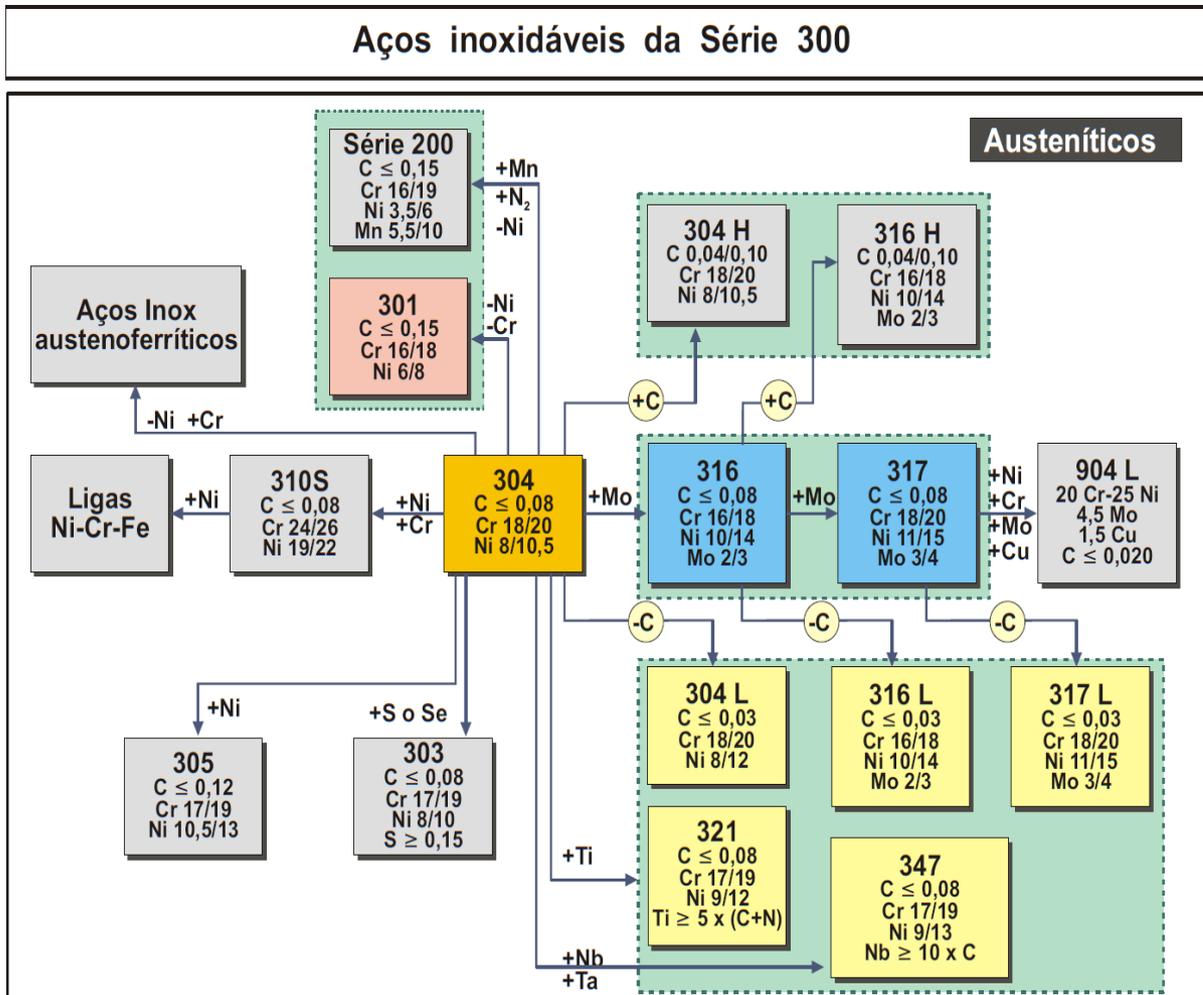


FIGURA 2.12: Diagrama da série 300 dos aços inoxidáveis austeníticos [33].

Segundo a Arcelor Mittal Inox Brasil [33], a quantidade máxima de carbono nos aços 304, 316 e 317 é de 0,08%. Quando estes materiais são submetidos a temperaturas entre 425 e 850 °C, o carbono e o cromo se combinam e se precipitam como carboneto de cromo ($M_{23}C_6$). Esta precipitação ocorre preferencialmente nos contornos de grão do material, o que provoca um empobrecimento de cromo nas regiões adjacentes dos mesmos. O fenômeno é conhecido como sensitização e um material sensitizado (dependendo da intensidade da precipitação de $M_{23}C_6$) pode ficar com quantidades de cromo em solução sólida, nas adjacências dos contornos de grão, tão baixas que essas regiões perderão a resistência à corrosão.

Os materiais sensitizados, quando estão em contato com determinados meios, em particular os ácidos, sofrerão corrosão. Como o empobrecimento do cromo

ocorre nas adjacências dos contornos de grão, esse tipo de corrosão, que acaba destacando os grãos do material, é conhecida como corrosão intergranular^[43].

Devido ao fato da precipitação do cromo como carboneto, surge uma solução óbvia que é reduzir a quantidade de carbono nestes materiais. Os aços inoxidáveis 304L, 316L e 317L, com carbono máximo de 0,03% são as versões com baixo carbono para os aços 304, 316 e 317 e são utilizados na fabricação de equipamentos que trabalham com meios capazes de provocar corrosão em materiais sensibilizados^[33,43].

2.6.2 Aços Inoxidáveis Ferríticos

Aços inoxidáveis ferríticos são essencialmente ligas Fe-Cr com estrutura ferrítica. O teor de cromo é usualmente na faixa de 11 a 30%. Sua utilização geral depende do teor de cromo. Alguns tipos podem conter Mo, Si, Al, Ti e Nb para conferir características particulares^[11,33]. Estas ligas são magnéticas e não são endurecidas por tratamento térmico.

Os aços inoxidáveis ferríticos contêm, em geral, uma quantidade de cromo superior à dos martensíticos. Isto melhora a resistência à corrosão, mas em parte sacrifica outras propriedades, como a resistência ao impacto. O mais popular dos aços ferríticos é o 430. Com cromo superior a 16% é um material com ótima resistência à corrosão. Sua capacidade de estampagem também é boa, mas estampagens muito profundas não podem ser conseguidas com este tipo de aço^[43].

O aço ferrítico 430 foi o primeiro aço inoxidável a ser desenvolvido; porém em função dos mecanismos de fragilização (crescimento de grão, precipitação de carbonetos de cromo, entre outros) foram criados outros tipos de aços inoxidáveis ferríticos, através da mudança de composição química de acordo com a Figura 2.13.

Segundo Gordon e Bennekom^[37] os aços inoxidáveis ferríticos podem não apresentar transformação de fase do ponto de fusão até a temperatura ambiente. Eles têm matriz consistindo predominantemente de ferrita, a qual é estabilizada com o aumento no teor de cromo.

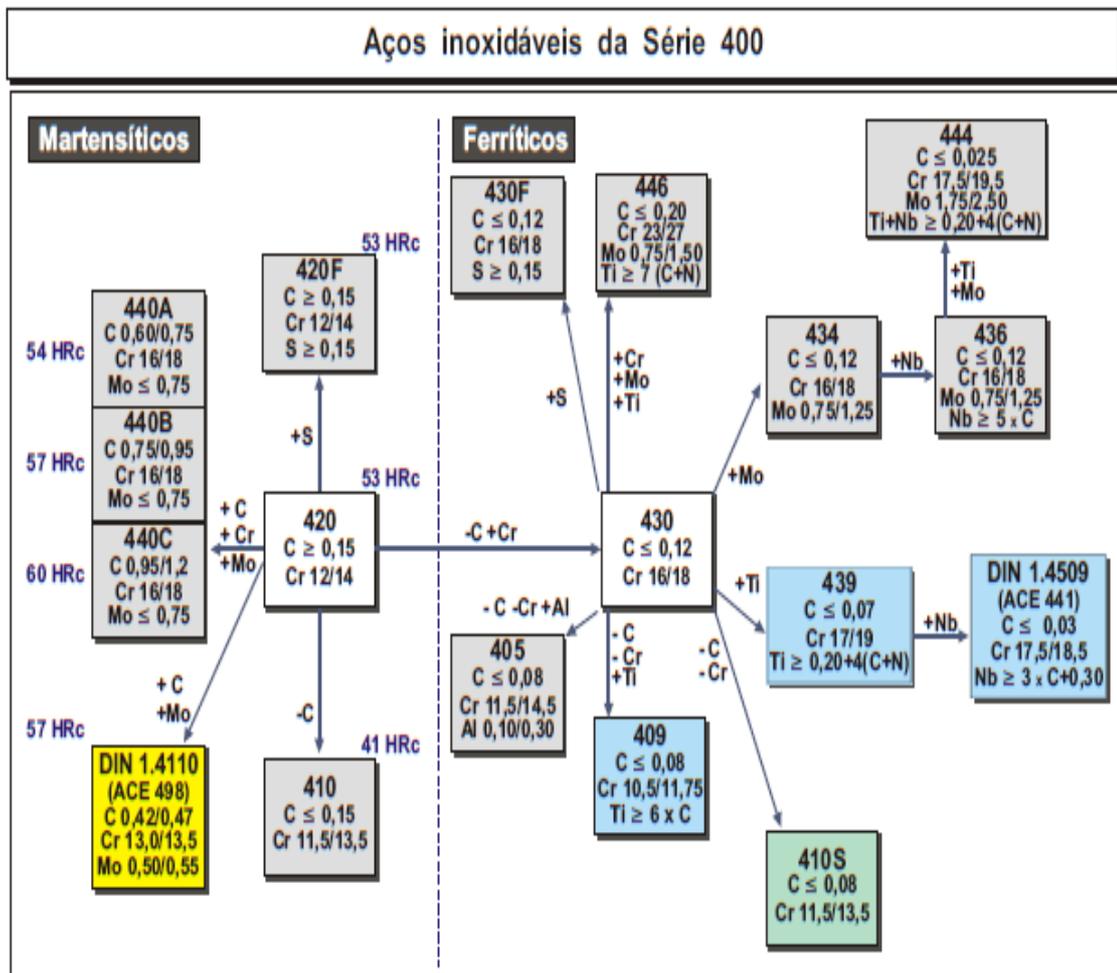


FIGURA 2.13: Diagrama da série 400 dos aços inoxidáveis ferríticos ^[43].

A utilização dos aços inoxidáveis ferríticos é limitada pelo teor de elementos intersticiais (C, N, O, S), os quais influenciam na corrosão por pites e intergranular, bem como na sua tenacidade. O aumento dos teores de Cr e Mo leva a uma melhor resistência a corrosão por pites, mas provoca uma redução na tenacidade devido a uma maior precipitação de carbonetos de cromo. A utilização de elementos estabilizantes (Ti e Nb) contribui para a formação de precipitados mais estáveis (como TiN e NbC) que contribuem para a melhoria da tenacidade ^[38,39].

De acordo com Pinto ^[3] existem essencialmente três gerações de aços inoxidáveis ferríticos. A primeira, na qual o carbono não é muito baixo, produzida no início da década de 20, quando a descabornetação das ligas Fe-Cr era bastante ineficiente. Na Tabela 2.3 está apresentada a composição química da primeira geração de aços inoxidáveis ferríticos.

Tabela 2.3 Composição química nominal para a primeira geração de aços inoxidáveis ferríticos ^[32].

Composição (% em peso máxima)				
Designação da Liga	C	Cr	Mo	Outros
AISI 429	0,12	14,0 – 16,0	-	-
AISI 430	0,12	16,0 – 18,0	-	-
AISI 434	0,12	16,0 – 18,0	0,75 – 1,25	-
AISI 436	0,12	16,0 – 18,0	0,75 – 1,25	Nb+Ta=5x%Cmín.
AISI 442	0,20	18,0 – 23,0	-	-
AISI 446	0,20	23,0 – 27,0	-	-

A segunda geração de aços inoxidáveis ferríticos, apresentados na Tabela 2.4, tem baixo teor de carbono e nitrogênio no qual um estabilizador é acrescentado para aprisionar qualquer carbono e/ou nitrogênio presente. A liga protótipo da segunda geração é o tipo 409, tipicamente com 0,04%C-11Cr-0,5Ti. O titânio aprisiona o carbono como nitrogênio, deixando todo cromo livre.

A terceira geração de aços inoxidáveis ferríticos surgiu em torno de 1970, com o advento de técnicas mais eficientes de descarburização dos aços. Os teores de carbono e nitrogênio são tipicamente 0,02% ou menores e elementos estabilizadores como titânio e/ou nióbio são algumas vezes adicionados para aprisionar algum elemento intersticial livre.

Tabela 2.4 Composição química nominal para a segunda geração de aços inoxidáveis ferríticos ^[32].

Composição (% em peso máxima)					
Designação da Liga	C	Cr	Mo	Ni	Outros
AISI 405	0,08	11,5 - 14,5	-	-	0,10 - 0,30 Al
AISI 409	0,08	10,5 - 11,5	-	0,5	Ti=6x % C mín. (0,75 máx.)
AISI 441	0,02 (*)	18,0 (*)	-	0,3 (*)	0,7Nb (b); 0,3Ti(*)
AISI 439	0,07	17,0 - 19,0	-	0,5	Ti=0,2+4(C+N) (1,0 máx.)
YUS436S	0,01 (*)	17,4 (*)	1,2 (*)	-	0,2Ti (*)
12SR	0,20	12,0	-	-	1,2Al : 0,3Ti
AISI 406	0,06	12,0 - 14,0	-	0,5	2,75 - 4,25Al;0,6Ti

(*): valores típicos

A liga protótipo da terceira geração é o AISI 444 (18Cr-2Mo), sendo esta a que contém maior teor de molibdênio dos ferríticos da série 400 e também é estabilizado. Existem também algumas ligas que não foram ainda convertidas para a classificação ASTM. Estas ligas são freqüentemente denominadas de superferríticas. A Tabela 2.5 mostra a composição química da terceira geração dos aços inoxidáveis ferríticos.

O mais popular dos aços ferríticos é o 430. Com cromo superior a 16% é um material com ótima resistência à corrosão. Sua capacidade de estampagem também é boa, mas estampagens muito profundas não podem ser conseguidas com este tipo de aço. A maior limitação para a utilização do aço 430 é a soldabilidade do mesmo. As soldas neste aço são frágeis e de menor resistência à corrosão. A formação parcial da martensita (mesmo com o baixo teor de carbono), a precipitação de carbonitretos de cromo e o crescimento excessivo do tamanho do grão nas regiões soldadas, são as principais causas que acarretam o mau desempenho deste material na soldagem. As aplicações do 430 se restringem à aquelas que não precisam de soldagem, ou quando as soldas não são consideradas operações de alta responsabilidade. Por exemplo, uma pia de cozinha pode ser soldada com a mesa, mas não se pode construir um tanque para estocar ácido nítrico (mesmo que o 430 resista muito bem a este ácido) ^[43].

Tabela 2.5 Composição química nominal para a terceira geração de aços inoxidáveis ferríticos ^[32].

Composição (% em peso máxima)						
Designação da Liga	C	Cr	Mo	N	Ni	Outros
Pureza intermediária						
26 – 1 Ti	0,02	26,0	1,0	0,025	0,25	0,5Ti
AISI 444	0,02	18,0	2,0	0,02	0,4	0,5Ti
SEA - CURE	0,02	27,5	3,4	0,025	1,7	0,5Ti
Nu Monit	0,025	25,0	4,0	0,025	4,0	0,4Ti
AI 29 – 4C	0,030	29,0	4,0	0,045	1,0	(Nb+Ti)
Alta Pureza						
E-Brite 26-1	0,002	26,0	1,0	0,01	0,1	0,1Nb
AI 29-4-2	0,005	29,0	4,0	0,01	2,0	-
SHOMAC 26-4	0,003	26,0	4,0	0,005	-	-
SHOMAC 30-2	0,003	30,0	2,0	0,007	0,18	-
YUS 190 L	0,004	19,0	2,0	0,0085	-	0,15Nb

Uma das alternativas para o problema da soldabilidade do aço 430 é adicionar, como elementos de liga, estabilizadores como o titânio e o nióbio. Os elementos estabilizadores têm uma grande afinidade química com o carbono, formando então carbonetos destes elementos. Ataca-se desta maneira, principalmente, a formação de martensita (fase rica em carbono) e a precipitação de carbonitretos de cromo. O crescimento de grão das regiões soldadas é também, em parte, limitado pela presença de carbonetos formados pela adição de elementos estabilizadores. Entre os aços inoxidáveis ferríticos estabilizados, pode-se mencionar o 439 (com aproximadamente 17% de cromo), o 441 (semelhante em cromo ao anterior mas com um excesso de nióbio), o 409 (com 11% de cromo) e o 444 (com 18% de cromo e aproximadamente 2% de molibdênio).

Todos eles podem ser soldados pelo fato de serem aços inoxidáveis ferríticos estabilizados ^[32,33,43].

O presente trabalho tem como tema o estudo do aço inoxidável AISI 444 no qual passou a ser mais estudado a partir da década de 90. Atualmente, a quantidade

de estudos em aços ferríticos vem aumentando gradativamente. No entanto, ainda não é comparável à quantidade de estudos existentes sobre alguns aços inoxidáveis austeníticos. Por esse motivo, o seguinte tópico tratará exclusivamente do aço inoxidável AISI 444.

2.6.2.1 Aço Inoxidável Ferrítico AISI 444

Dentro da terceira geração dos aços inoxidáveis ferríticos, destaca-se o aço AISI 444. Estudos mostraram sua eficiência em aplicações em áreas de troca de calor e revestimentos internos de equipamentos, principalmente no setor sucroalcooleiro ^[4].

De acordo com Carvalho ^[4], além dessas aplicações existem outras características a serem consideradas em relação ao aço inoxidável ferrítico AISI 444. Entre tais características pode-se destacar a capacidade de ser produzido na forma de tubo via laminação a frio com baixa rugosidade, sua resistência a corrosão comparada ao aço inoxidável AISI 304, sua considerável capacidade de troca térmica significativamente superior a dos aços inoxidáveis austeníticos e sua considerável resistência mecânica.

Akita *et. al.* ^[40] em seus estudos, comprovaram que o aço inoxidável ferrítico AISI 444 apresenta uma excelente resistência a fadiga e a corrosão sob tensão, boa dureza, boa ductilidade, e vem aumentando a cada ano as aplicações em componentes estruturais de máquinas e estruturas, particularmente em aplicações à temperaturas elevadas como por exemplo em sistemas de exaustão de automóveis.

Segundo estudos de Guimarães *et. al.* ^[41] a aplicação do aço inoxidável AISI 444 em torres de destilação de petróleo pode representar uma redução nos custos durante as paradas das torres, uma vez que este aço, tem uma maior resistência à corrosão que o aço AISI 316L (muito usado nessa aplicação) e, uma maior vida útil.

A composição química do ACE 444A está demonstrada na Tabela 2.6. A composição química e as propriedades mecânicas do aço ACE 444A são equivalentes ao aço inoxidável AISI 444 para a UNS S4400 da norma ASTM A240 e também do aço com designação européia EN 1.4521.

Na composição química do aço ACE 444A destacam-se: Presença de Mo, o que melhora a resistência à corrosão por pite e por fresta e a Bi-estabilização do Ti e Nb. A ausência de níquel faz com que este material tenha um preço muito competitivo.

Tabela 2.6 Composição química nominal para o aço inoxidável ferrítico AISI 444 ^[43].

Elemento	C	Mn	P	S	Si	Cr	Ni	Outros
Composição (%) peso	≤ 0,025	≤ 1,00	≤ 0,040	≤ 1,00	≤ 0,030	17,5 Até 19,5	≤ 1,00	0,2+4(C+N) ≤ 0,80 (Ti+Nb) ≤ 0,80 N ≤ 0,025 Mo = 1,75-2,50

As propriedades mecânicas do aço inoxidável AISI 444 estão apresentadas na Tabela 2.7. Pode-se observar que o limite de escoamento é bem elevado pra este aço. O limite de escoamento é importante e benéfico no momento da realização do projeto de equipamentos industriais. O alongamento do aço AISI 444 é bom, mas é inferior comparado aos aços austeníticos, que neste aspecto são praticamente incomparáveis. O aço AISI 444, assim como os demais ferríticos, pode ser dobrado, estampado e conformado, ampliando sua gama de aplicações ^[42].

Tabela 2.7 Propriedades mecânica do aço inoxidável ferrítico AISI 444 ^[42].

Aço	Limite de resistência à tração (MPa)	Limite de escoamento 0,2% (MPa)	Alongamento (%)	Dureza HRB
ACE P444A	517	347	30	80

As principais propriedades físicas do aço AISI 444 estão apresentadas na Tabela 2.8. O coeficiente de expansão térmica médio e a condutividade térmica estão diretamente ligados à maior resistência à corrosão sob tensão, isto é, os aços inoxidáveis ferríticos apresentam menores valores de coeficiente de expansão térmica e maior condutividade térmica que os aços austeníticos, fazendo com que sejam menos susceptíveis às tensões internas que podem ocorrer quando submetidos a variações de temperaturas em meios corrosivos. Por isso o aço AISI 444 é muito recomendado para a fabricação de tubos com elevada resistência à

corrosão para evaporadores e trocadores de calor. A alta condutividade térmica e o baixo coeficiente de dilatação (comparado com os aços austeníticos) permitem a realização de soldas sem muitas distorções na forma. A baixa dilatação térmica (muito próxima à do aço-carbono) é também uma vantagem no projeto de equipamentos que combinam uma utilização do aço inox com o aço-carbono em partes estruturais. O aço inox AISI 444 pode ser usado também em revestimentos internos de equipamentos fabricados em aço-carbono^[42].

Tabela 2.8 Principais propriedades físicas do aço inoxidável ferrítico AISI 444^[42].

Aço	Coeficiente de Expansão Térmica de 0°C			Condução Térmica	
	a 100°C ($\mu\text{m}/\text{m}.\text{°C}$)	a 315°C ($\mu\text{m}/\text{m}.\text{°C}$)	a 538°C ($\mu\text{m}/\text{m}.\text{°C}$)	a 100°C (W/m.K)	a 500°C (W/m.K)
AISI	10,0	10,6	11,4	26,8	-
444	Densidade (g/cm^3)	Módulo de Elasticidade (GPa)	Calor Específico (J/kg.K)	Resistividade Elétrica (nW.m)	Permeabilidade Magnética (aproximada)
	8	193	500	720	1,02

De acordo com Carbó^[43] as principais vantagens e desvantagem do aço inoxidável AISI 444 são:

Vantagens:

- a) Baixo custo;
- b) Boa resistência a corrosão – aproximadamente a mesma do aço AISI 316L, porem em mais meios corrosivos, incluindo água quente;
- c) Boa resistência a corrosão nas aplicações de revestimentos de exteriores em edifícios;
- d) Boa formabilidade;

- e) Pode ser soldado por todos os processos elétricos;

Desvantagens:

- a) Não soldável em seções acima de 3 mm. Portanto, não disponível para bitolas maiores.
- b) De difícil estiramento. Portanto, pode não ser adequado para estampagem profunda.
- c) Perda acentuada de tenacidade em temperaturas muito baixas, particularmente em soldas.

2.7 COMPORTAMENTO A CORROSÃO DOS AÇOS INOXIDÁVEIS

Estudos sobre corrosão são muito importantes, principalmente quando se estuda aço inoxidável, pois existe uma idéia errada de que os mesmos não corroem independente do ambiente a que estão expostos. Estes estudos auxiliam na especificação correta de diferentes tipos de materiais em diferentes meios, além de auxiliar na sua manutenção, pois em muitos casos opta-se por conviver com a corrosão, que deve ser monitorada de tempos em tempos ^[36].

De acordo com Roberge ^[44], no caso dos aços inoxidáveis, as principais falhas causadas por corrosão ocorrem devido a problemas de corrosão sob tensão, por pite, uniforme e intergranular, conforme se pode notar na distribuição percentual através do gráfico da Figura 2.14.

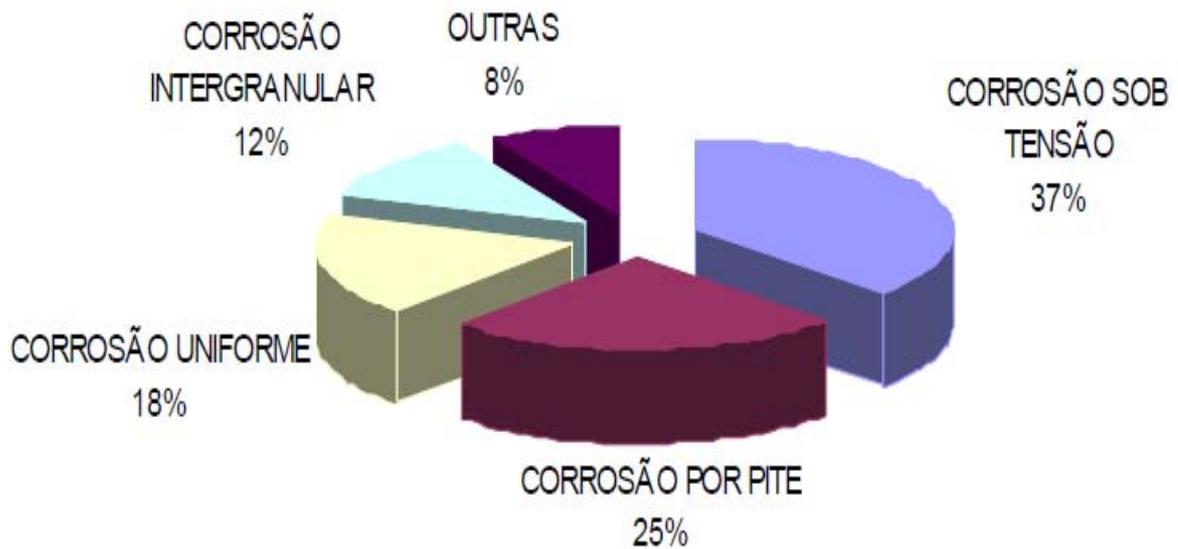


FIGURA 2.14: Distribuição percentual dos principais problemas causados por corrosão ^[44].

É importante notar que a maior porcentagem de falhas se deve a processos de corrosão sob tensão. Como os aços inoxidáveis ferríticos são imunes a este tipo de corrosão, conclui-se que as falhas ocorridas são predominantemente em aços inoxidáveis austeníticos. Este fato já sugere que o emprego de aços inoxidáveis ferríticos levaria a um número menor destas falhas. Por sua vez a corrosão por pite está em segundo lugar quanto ao número de falhas. Neste caso, não se sabe dizer quais seriam os tipos de aços inoxidáveis mais atingidos. No entanto, um investimento em aços inoxidáveis ferríticos, com particular resistência à corrosão por pites, não só diminuiria o número de falhas com corrosão sob tensão, como também as deste tipo e o ganho total poderia corresponder a 62% das falhas ^[36].

O filme passivo que se forma nos aços inoxidáveis é muito fino e aderente. Os filmes formados em meios oxidantes (como é o caso do ácido nítrico, freqüentemente utilizado em banhos de decapagem) são mais resistentes. Os aços inoxidáveis formam e conservam filmes passivos em uma grande variedade de meios, o que explica a elevada resistência à corrosão destes materiais e a grande quantidade de alternativas que existem para a utilização dos mesmos.

Em geral, os aços inoxidáveis apresentam uma boa resistência à corrosão em meios oxidantes (que facilitam a formação e a conservação dos filmes passivos). A resistência à corrosão destes materiais é fraca em meios redutores (que não possibilitam a formação destes filmes ou os destroem). A diferença de

comportamento entre um aço inoxidável e outro material que não tenha a capacidade de formar filmes passivos em um determinado meio, se manifesta com o traçado de curvas "velocidade da corrosão x concentração de oxidante no meio" [32,33,43]

Um determinado meio redutor, como o ácido sulfúrico, por exemplo com 50% de concentração, foi sujeito a adição lenta de um oxidante, por exemplo cátion férrico, $\text{Fe}(+3)$. Em um material que não apresenta o fenômeno da passividade, pode-se observar que na medida em que se aumenta a concentração de oxidante, maior será a velocidade de corrosão (pequenos aumentos na concentração de oxidante provocam grandes aumentos na velocidade de corrosão), como pode ser observado na Figura 2.15.

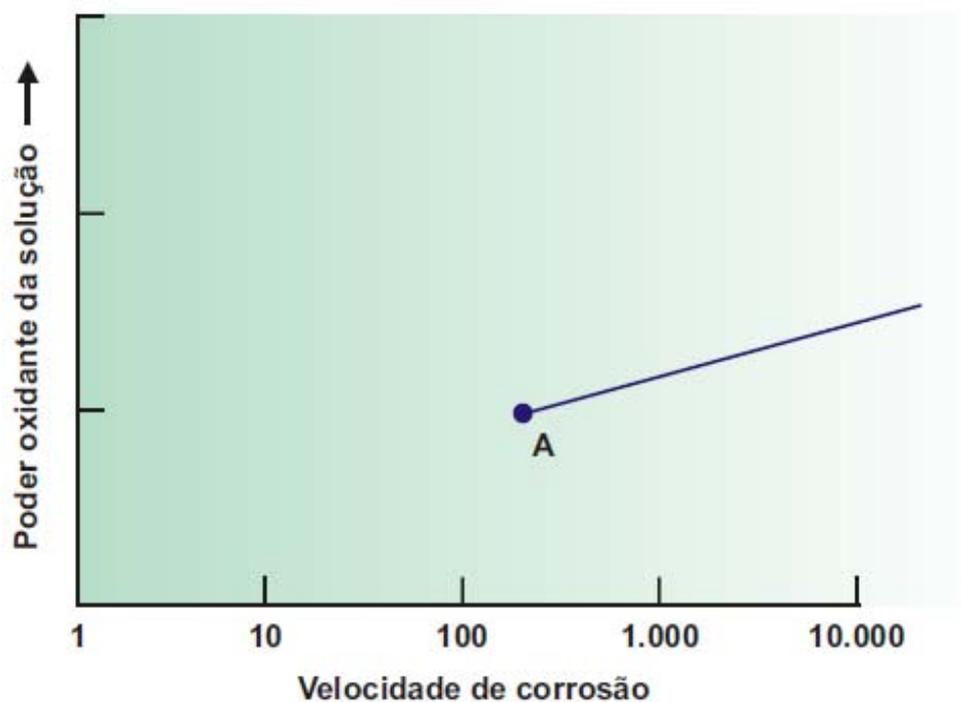


FIGURA 2.15: Velocidade de corrosão em função da concentração de agentes oxidantes para metais não passiváveis [43].

Um aço inoxidável submerso em ácido sulfúrico com essa concentração, no início também terá uma elevada velocidade de corrosão e com pequenos aumentos da concentração de oxidante, é possível observar um comportamento semelhante ao de um metal não passivável como pode ser visto no ponto A da Figura 2.15. Porém, depois de atingida uma determinada concentração de oxidante (ponto B da Figura 2.16), o meio será suficientemente oxidante provocando a formação do filme

passivo e a velocidade de corrosão cairá bruscamente não aumentando com novos aumentos da concentração de oxidante. Quando esta concentração é muito alta, novos aumentos na taxa de corrosão poderão ocorrer.

Na curva da Figura 2.16 se diferenciam nitidamente 3 regiões: atividade, passividade e transpassividade. O fato de que uma grande quantidade de meios "agressivos" atuarem no domínio da passividade, explica a elevada resistência à corrosão dos aços inoxidáveis e as amplas possibilidades de utilização dos mesmos em diversas aplicações.

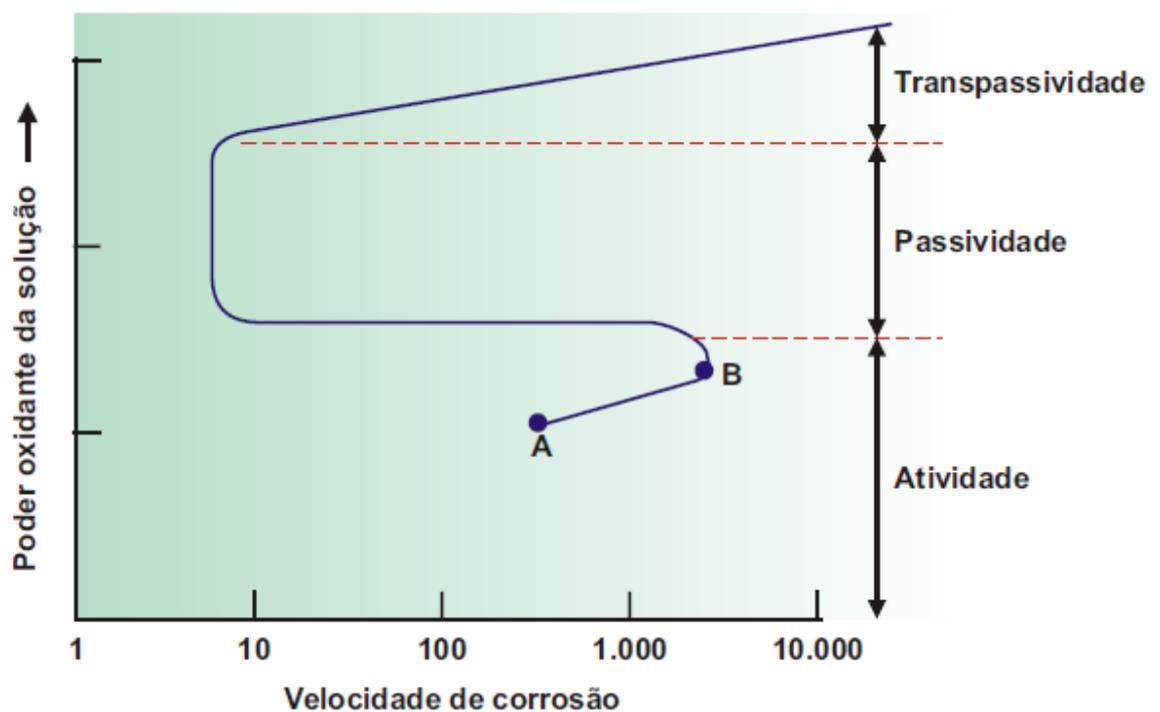


FIGURA 2.16: Velocidade de corrosão em função da concentração de agentes oxidantes para metais passiváveis ^[43].

Uma vez que o presente trabalho tem como foco principal o estudo da corrosão sob tensão de aços inoxidáveis, no próximo tópico será apresentada uma breve revisão deste assunto.

2.7.1 Corrosão Sob Tensão em Aços Inoxidáveis

Ao relacionar à susceptibilidade a corrosão sob tensão em função dos teores de Níquel (*Ni*), começando de 0,1% *Ni* (em solução de Mg_2Cl em ebulição), as ligas tornam-se mais susceptíveis, alcançando a vulnerabilidade máxima em torno de 8-12% *Ni* , onde se incluem os aços austeníticos mais comuns. Quando se evolui para concentrações maiores, chegando a 42% de *Ni* ou mais, as ligas aparentam serem imunes a fraturas, possivelmente pela diminuição considerável da corrente de passivação e aumento da estabilidade da estrutura austenítica ^[18].

Elementos como nitrogênio (*N*), usado para reduzir as quantidades de Níquel (*Ni*) e produzir estruturas austeníticas, são danosos, pois tornam o aço mais susceptível. Outro elemento danoso é o fósforo (*P*), pois promove corrosão puntiforme ou sulcamento do contorno de grão, estabelecendo acidez local, estimulando a CST ^[18].

O estudo do fenômeno de CST nos aços inoxidáveis tem sido fruto de numerosas pesquisas, principalmente em soluções aquosas contendo cloretos, conforme relatam Chen, Liou & Shih ^[45], Abhay, Diwakar & Sreekumar ^[46] e Vieira *et. al.* ^[47], onde o íon halogeneto Cl^- se encontra como agente presente no processo de corrosão sob tensão dos aços inoxidáveis.

Muitos desses e de outros estudos recentes demonstraram a resistência a corrosão sob tensão de algumas novas classes de aços inoxidáveis ferríticos por meio de vários métodos.

Segundo a *ASM Specialty Handbook – Stainless Steel* ^[32] e Sedriks ^[11], em ensaios aplicando-se mecânica de fratura, as classes ferríticas AISI 444 e AISI 448 foram completamente resistentes a corrosão sob tensão em ambientes contendo íons cloretos para níveis de intensidade de tensão da ordem de $60 \text{ MPa} \sqrt{m}$ em solução aquosa contendo 22% em peso de *NaCl* a 105°C.

Na Tabela 2.9 são mostrados dados de ensaios em corpos de prova do tipo em *U* com os tipos de aços AISI 409, 439 e 444, exibindo a resistência à corrosão sob tensão nos dois ambientes ensaiados.

Tabela 2.9 Corrosão sob tensão de alguns aços inoxidáveis ^[32].

Ensaio de CST (CPs dobrados em U)		
Material	42% MgCl ₂ em ebulição	25% NaCl em ebulição
AISI 304	F	F
AISI 316	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

P: passou, ausência de trincas; F: falhou, presença de trincas.

A partir dos resultados apresentados acima é possível observar que estes conduzem a uma impressão enganosa de que todos os aços inoxidáveis ferríticos são imunes a corrosão sob tensão em todos os ambientes contendo íons cloretos. Porém, a corrosão sob tensão dos aços inoxidáveis ferríticos tem sido observada em muitos estudos. Os principais fatores que prejudicam a resistência a CST dos aços inoxidáveis ferríticos em meios contendo cloretos são: a presença de certos elementos de liga; o fenômeno de sensibilização, trabalho a frio, ambiente a alta temperatura, etc. ^[11].

A classe dos aços inoxidáveis austeníticos é a classe que se encontra maior número de estudos de corrosão sob tensão em soluções aquosas contendo cloretos. Para um melhor ataque corrosivo (se tratando de CST) foi usado na maioria dos estudos posteriores, soluções aquosas de cloreto de magnésio. Essa solução ainda é utilizada devido a sua severidade e também para investigar os efeitos da adição de elementos de liga na resistência a corrosão sob tensão dos aços inoxidáveis ^[28,35].

Jones ^[28] e Sedriks ^[11], em ensaios realizados em soluções contendo cloreto de magnésio, sugerem que a adição de molibdênio num primeiro momento diminui a resistência ao trincamento com um mínimo de resistência na faixa de 1,5 % de molibdênio.

Há elementos que podem ser benéficos a resistência a CST de um aço inoxidável em um determinado meio, como por exemplo o níquel para os aços inoxidáveis austeníticos. Porém, em quantidades relativamente baixas nos aços inoxidáveis ferríticos, o níquel pode ser prejudicial no sob o ponto de vista de corrosão sob tensão, uma vez que o níquel tend e a aumentar a quantidade de martensita α' nos contornos de grão ferríticos, diminuindo assim, a resistência à corrosão desta região.^[32].

2.8 SOLDABILIDADE DOS AÇOS INOXIDÁVEIS

Em diversas aplicações dos aços inoxidáveis é necessário o uso de operações de soldagem. A soldagem é o principal processo industrial de união de metais. Processos de soldagem e processos afins são também largamente utilizados na recuperação de peças desgastadas e para aplicação de revestimentos de características especiais, freqüentemente de aço inoxidável, sobre superfícies metálicas. Esta grande utilização deve-se a diversos fatores e, em particular, à sua relativa simplicidade operacional ^[48].

Apesar de sua ampla utilização, processos de soldagem e processos afins afetam mecânica, térmica e metalurgicamente, em geral de uma forma intensa, a solda e regiões vizinhas a esta. Desta forma, podem ocorrer nestes locais alterações de microestrutura e de composição química, o aparecimento de um elevado nível de tensões residuais, a degradação de propriedades (mecânicas, químicas, etc.) e a formação de descontinuidades. Portanto, particularmente em aplicações de maior responsabilidade, nas quais a falha de um componente pode levar a perdas materiais e até humanas, é muito importante que os responsáveis pelo projeto, fabricação, avaliação e manutenção de produtos soldados tenham um conhecimento básico dos aspectos metalúrgicos da soldagem ^[3,48].

Neste contexto, os dois próximos tópicos apresentam uma pequena revisão sobre a soldabilidade dos aços inoxidáveis austeníticos e ferríticos.

2.8.1 Soldabilidade dos Aços Inoxidáveis Austeníticos

Os aços inoxidáveis austeníticos formam o maior grupo de aços inoxidáveis em uso, representando cerca de 65 a 70% do total produzido. Eles apresentam uma série de características próprias em relação às outras classes de aços inoxidáveis, de tal forma que a sua soldagem também apresenta aspectos próprios^[49].

A soldabilidade dos aços inoxidáveis austeníticos é relativamente boa. A ausência de transformação martensítica durante a soldagem e sua boa tenacidade implicam em menor susceptibilidade à fissuração pelo hidrogênio. A sensibilidade à formação de porosidade também é baixa e a zona fundida tem propriedades que se assemelham as do metal de base. Assim, é geralmente fácil se obter soldas adequadas sem pré-aquecimento e que podem ser postas em serviço sem tratamentos térmicos pós-soldagem. Entretanto, este resultado somente pode ser obtido pela escolha adequada do processo de soldagem e do metal de adição, o que deve ser feito de acordo com os princípios da metalurgia da soldagem destes aços, de sua soldabilidade e de suas condições de serviços^[48].

A microestrutura da solda dos aços da série 300 difere em alguma extensão da microestrutura do metal base, se este for um material trabalhado e solubilizado. A microestrutura do metal de base é constituída, em geral, inteiramente de austenita, enquanto que a zona fundida (ZF) pode reter quantidades variáveis de ferrita δ à temperatura ambiente. A microestrutura da ZF pode ser analisada com o auxílio do corte (diagrama pseudo-binário) do sistema Fe-Cr-Ni para 70% de ferro conforme está apresentado na Figura 2.17^[50].

O metal líquido contendo 70% Fe e com diferentes quantidades de Cr e Ni pode se solidificar de quatro formas diferentes:

- a) Inteiramente como austenita;
- b) Inicialmente como austenita e posteriormente como ferrita;
- c) Inicialmente como ferrita e depois como austenita;

- d) Inteiramente como ferrita, à medida que a relação entre os teores de Cr e Ni aumenta.

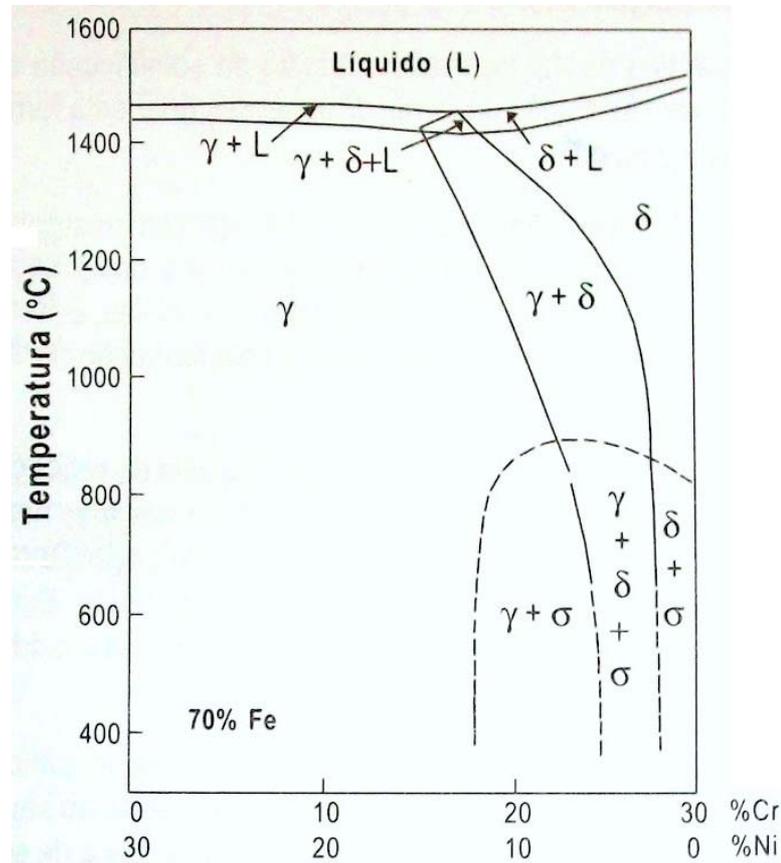


FIGURA 2.17: Diagrama pseudo-binário Fe-Cr-Ni para um teor de ferro de 70% [47].

Durante o resfriamento após a solidificação, toda ou parte da ferrita formada anteriormente pode ainda se transformar em austenita, resultando no ultimo caso em uma microestrutura bifásica com diferentes morfologias. Nestes materiais, uma solidificação com austenita primária (isto é, na qual a austenita é a primeira fase a se solidificar) ocorre para uma relação Cr/Ni inferior a 1,5 e a solidificação com ferrita primária ocorre para maiores relações Cr/Ni. Para valores desta relação superiores a cerca de 1,95, o material solidifica-se totalmente como ferrita [50,51].

Na região do metal base, próximo à linha de fusão, podem ocorrer o surgimento de trincas. Essa região é conhecida como zona termicamente afetada (ZTA), e a fissuração nesta região é menos comum do que a fissuração da zona fundida, podendo ocorrer na soldagem com elevado grau de restrição ou em seções relativamente espessas (acima de 20 mm) de certos tipos de aços inoxidáveis, particularmente os que contêm nióbio. As trincas formadas são intergranulares,

podendo se iniciar na ZTA ou nas regiões não misturadas e parcialmente fundidas e se propagar para a ZTA como pode ser visto na Figura 2.18.

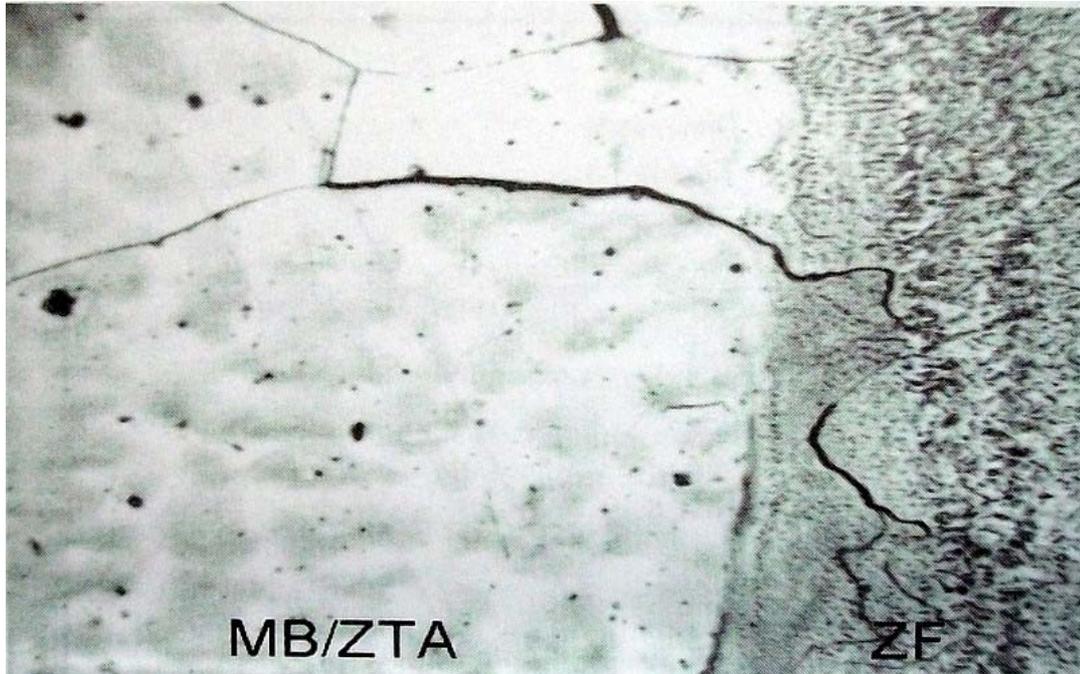


FIGURA 2.18: Trincas intergranulares na ZTA e na região não misturada da zona fundida de uma peça fundida de aço inoxidável. Aumento de 100x^[48].

Alternativamente, as trincas podem se iniciar na superfície da peça adjacente à margem da solda e propagar internamente na direção normal à superfície ou seguindo o contorno da solda.

De acordo com Youger *et. al.*^[52] testes em materiais sensíveis indicam que Nb, Zr e B são elementos prejudiciais e que a sensibilidade aumenta, em aços contendo Nb, quando o tamanho de grão é aumentado por um tratamento térmico a alta temperatura. Por outro lado a formação de trincas é suprimida pelo uso de um metal de adição cuja temperatura de fusão é inferior à do metal base, indicando que a fissuração ocorre a temperaturas muito elevadas.

Duas das modificações metalúrgicas produzidas pelo rápido ciclo térmico a que está submetida a ZTA de um aço inoxidável austenítico, relacionam-se aos efeitos da precipitação de partículas de segunda fase e ao crescimento do tamanho de grão. Os principais precipitados da ZTA são os 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 zona termicamente afetada,

sendo cercados por uma fina camada empobrecida deste elemento. Este fenômeno é conhecido como sensitização ^[19].

Segundo Irving ^[53], o fenômeno da sensitização nos aços inoxidáveis austeníticos pode ser assim explicado: para formar os carbonetos $M_{23}C_6$, é necessária uma quantidade adicional de cromo, o qual é obtido das regiões de contorno de grão. Os átomos de cromo no contorno difundem-se rapidamente para o carboneto, fazendo com que átomos de cromo das regiões vizinhas ao contorno difundam-se em direção ao mesmo para substituir aqueles que passaram a constituir o carboneto. Desta forma, estas regiões do contorno de grão não formam a camada passiva de auto-proteção por não terem cromo suficiente. Esta microestrutura sensitizada torna-se menos resistente à corrosão devido à camada empobrecida em cromo e ao fato da região de precipitação constituir-se em ponto preferencial de ataque.

Como resultado da operação de soldagem dos aços inoxidáveis austeníticos, a microestrutura do metal fundido difere de forma apreciável da microestrutura do metal de base. E por serem estes aços susceptíveis ao trincamento durante a solidificação, a composição do metal fundido deve ser ajustada de forma a ter a presença de uma certa quantidade de ferrita delta. Se o teor de ferrita exceder em 10%, isso geralmente resulta numa rede contínua de ferrita ao longo dos limites dos grãos, com um efeito altamente prejudicial a resistência a corrosão do aço inoxidável austenítico. Assim, o teor de ferrita do metal de enchimento de aços inoxidáveis austeníticos é mantido dentro dos limites de 2 a 10% ^[54,55].

2.8.2 Soldabilidade dos Aços Inoxidáveis Ferríticos

Os aços inoxidáveis ferríticos são estruturalmente mais simples que os aços inoxidáveis austeníticos. Como já foi relatado na seção 2.6.2, os aços inoxidáveis ferríticos, à temperatura ambiente, são formados basicamente por uma matriz de ferrita (α), isto é, uma solução sólida de cromo e outros elementos de liga em ferro, com estrutura cristalina cúbica de corpo centrado (CCC). Como esta fase pode conter muito pouco carbono e nitrogênio (elementos intersticiais) em solução, estes

ficam principalmente na forma de precipitados (em geral, carbonetos e nitretos de cromo) ^[48].

O cromo é um elemento alfacênio, isto é, ele estabiliza a fase ferrita (α) e tende a reduzir ou suprir o campo de existência da fase austenita (γ) nos aços inoxidáveis. Devido a esta característica, a faixa de temperatura de existência da austenita diminui rapidamente para teores superiores a 7% de Cr e, para teores acima de 13%, a austenita não mais se forma. Para teores de cromo entre cerca de 12 e 13%, o material sofre somente a transformação parcial da ferrita, permanecendo bifásico ($\alpha+\gamma$) entre temperaturas de 900 a 1200° C ^[48].

De acordo com Denny ^[31] os aços inoxidáveis ferríticos têm algumas vantagens sobre os austeníticos quando se trata de soldagem, visto que apresentam menor expansão térmica, menor resistência elétrica e condutividade térmica mais elevada ^[60]. Porém segundo Modenesi ^[56], os aços inoxidáveis ferríticos apresentam, em geral, uma baixa soldabilidade quando comparados com os aços inoxidáveis austeníticos, pois a sua solda é caracterizada por ductilidade e tenacidade baixas além de sensibilidade à corrosão intergranular. Trincas de solidificação também podem ocorrer na zona fundida. Estes problemas de soldabilidade têm limitado a aplicabilidade destes aços em estruturas soldadas. De uma maneira geral, a fragilização da solda é mais intensa em aços com maiores teores de cromo e elementos intersticiais e a sensibilização à corrosão intergranular é maior com maior teores de elementos intersticiais e menores teores de cromo.

A fragilização da região da solda é atribuída a três fatores principais ^[57,58,59]:

- a) Formação de uma rede de martensita ao longo dos contornos de grão ferríticos (no caso de ligas com maiores teores de elementos intersticiais);
- b) Granulação grosseira na zona termicamente afetada e zona fundida (quando a ZF for também aço inoxidável ferrítico);
- c) Ocorrência de “fragilização a alta temperatura”, proposta por Thielsch ^[59] e relacionada com a reprecipitação de carbonitretos em uma forma muito fina após a soldagem.

Os aços inoxidáveis ferríticos podem sofrer problemas de corrosão intergranular da mesma forma que os aços inoxidáveis austeníticos, sendo o mecanismo similar para estes dois materiais. Isto é, a precipitação de carbonetos de cromo nos contornos de grão da matriz, que ocorre quando o material é exposto a uma dada faixa de temperatura por um tempo suficientemente longo, causa o empobrecimento de cromo nas regiões imediatamente adjacentes a este contorno. Como resultado, estes se tornam mais sensíveis à corrosão que o restante do material. Quando este é exposto a um meio agressivo, a corrosão se processará rapidamente ao longo dos contornos causando o desprendimento dos grãos.

A corrosão intergranular dos aços inoxidáveis ferríticos apresenta algumas características próprias, diferentes das observadas nos aços austeníticos. Nestes últimos, o nitrogênio, que apresenta uma solubilidade relativamente alta na austenita, não causa problemas de corrosão. Nos aços ferríticos, a precipitação de nitretos também causa a sensibilização à corrosão intergranular. Neste aços, a sensibilização é produzida pela precipitação durante o resfriamento após aquecimento de cerca de 925°C ^[60], pois são necessárias maiores temperaturas para solubilizar os elementos intersticiais. Assim, este problema ocorre nas regiões da ZTA mais próximas da zona fundida e também nesta região. Nos austeníticos, a corrosão intergranular é mais acentuada em regiões que atingiram temperaturas de pico da ordem de 675°C .

Os aços inoxidáveis ferríticos podem apresentar ainda tendência à formação de trincas durante a solidificação. Segundo Kah e Dickinson ^[61], o enxofre seria o elemento mais prejudicial para a resistência à fissuração em um aço inoxidável ferrítico do tipo AISI 430.

2.9 PROCESSO DE SOLDAGEM MIG (*Metal Inert Gas*)

Denomina-se soldagem a operação que visa obter a coalescência localizada, produzida pelo aquecimento até uma temperatura adequada, com ou sem a aplicação de pressão e de metal de adição ^[62]. A solda é o resultado desse processo.

O processo de soldagem MIG (*Metal Inert Gas*) se baseia em uma fonte de calor de um arco elétrico mantido entre a extremidade de um arame nu consumível, alimentado continuamente, e a peça a soldar. A proteção da região da solda é feita por uma atmosfera protetora de *gás inerte* (comercialmente, Ar e He) ^[63].

Para a soldagem a arco, pode-se considerar o arco como a única fonte de calor, definida por sua energia de soldagem, isto é:

$$E = \frac{nVI}{v} \quad [3]$$

onde:

E = energia de soldagem em J/cm;

n = eficiência térmica ou rendimento do processo;

V = tensão no arco, em V;

I = corrente de soldagem, em A;

v = velocidade de soldagem, em cm/s.

De acordo com Cândido ^[64], Marques ^[65], Wainer *et al.* ^[66], no processo *GMAW* praticamente não há formação de escória como nos processos com eletrodo revestido e arco submerso, apresentando ainda alta eficiência e taxa de deposição. Porém, necessita de proteção contra ventos, onde correntes de ar são consideráveis, apresenta dificuldade de realização de soldas em lugares estreitos e exige um conjunto de equipamentos complexos (menos portáteis em relação a outros processos) e é um processo relativamente de maior investimento e custo operacional.

De acordo com *Welding Handbook – AWS* ^[62] e Marques ^[65], a região da solda, após solidificada, é constituída basicamente de três regiões: zona fundida (ZF), zona termicamente afetada (ZTA) e metal base (MB). A Figura 2.19 ilustra, de forma esquemática, essa situação.

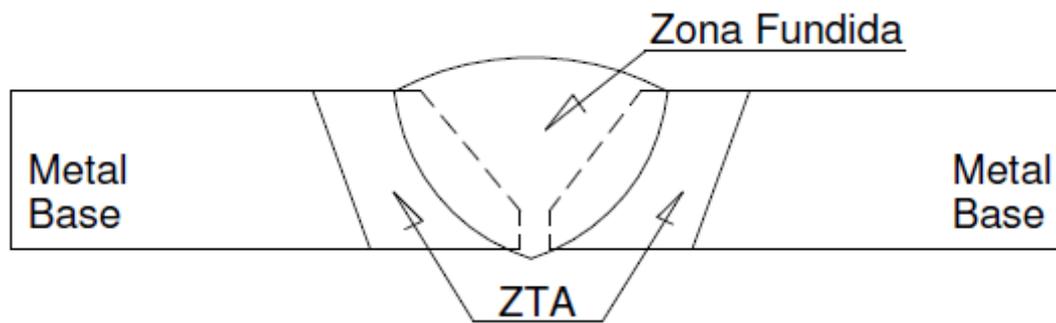


FIGURA 2.19: Desenho esquemático da seção transversal de uma solda ^[66].

A zona fundida é a região onde o material funde-se e solidifica-se durante a operação de soldagem. As temperaturas nesta região são superiores à temperatura de fusão do metal.

A zona termicamente afetada (ZTA) ou zona afetada pelo calor (ZAC) é a região não fundida do metal base que tem sua microestrutura e/ou propriedades alteradas pelo ciclo térmico de soldagem. Na ZTA, o aquecimento rápido e localizado induz a variações na microestrutura, tal como a variação do crescimento de grão ao longo da mesma. Esta variação dependerá do tipo de material analisado, da temperatura local e das taxas de aquecimento e de resfriamento localizados ^[67].

A região do metal base é aquela mais afastada do cordão de solda e que não é afetada pelo processo de soldagem. Geralmente, no caso dos aços, são temperaturas inferiores a 400°C.

Outro fator de grande importância a ser considerado são os ciclos térmicos a que são submetidos os materiais durante a soldagem, uma vez que influenciarão na microestrutura da junta soldada, e, portanto nas propriedades finais dos materiais.

3. MATERIAIS E MÉTODOS

Para avaliar o efeito do metal de adição na susceptibilidade a corrosão sob tensão por cloretos de juntas soldadas do aço inoxidável ferrítico AISI 444, foi realizado a soldagem utilizando processo de soldagem MIG com eletrodos de duas composições químicas diferentes. Estes materiais soldados foram usinados obtendo corpos de prova não entalhados para a realização do ensaio de corrosão sob tensão em solução em ebulição de cloreto de magnésio. A análise dos corpos de prova antes e depois da fratura foi realizada por microscopia ótica e eletrônica de varredura.

A seguir, são apresentadas informações mais detalhadas a respeito dos materiais utilizados e dos procedimentos experimentais adotados.

3.1 MATERIAIS

3.1.1 Metal Base

Foi utilizado como metal base o aço inoxidável ferrítico tipo AISI 444. Este aço, como foi tratado na Seção 2.6.2.1, vem aumentando a cada ano suas aplicações principalmente na indústria sucroalcooleira e petroquímica ^[4,41].

Na Tabela 3.1, apresenta-se a composição química das chapas de aço inoxidável AISI 444. As chapas usadas foram de 3 mm de espessura.

Tabela 3.1 Composição química nominal do aço inoxidável ferrítico AISI 444 ^[42].

Liga	Composição (% em peso)									
	C	Cr	Mo	Ni	Mn	Si	P	S	Ti+Nb	N
AISI 444	0,025	17,50	1,75	1,00	1,00	0,030	0,040	1,00	0,80	0,025

3.1.2 Metais de Adição

Com o intuito de avaliar a influência da composição química do metal de adição na susceptibilidade a corrosão sob tensão do aço inoxidável AISI 444 soldado, utilizou-se como metais de adição arames sólidos com 1,2 mm de diâmetro dos aços inoxidáveis austeníticos AISI 316L e AISI 309L. Na Tabela 3.3 apresenta-se a composição nominal dos dois aços inoxidáveis utilizados.

Tabela 3.2 Composição química nominal dos aços inoxidáveis austeníticos AISI 316L e AISI 309L ^[3,43].

Liga	Composição (% em peso)						
	C	Cr	Mo	Ni	Mn	Si	P
AISI 316L	0,02	17,5	2,8	12,2	1,7	1,0	0,02
AISI 309L	0,03	23,05	0,1	13,0	1,5	0,75	-

3.1.3 Solução de Ataque

Para o ensaio de corrosão sob tensão usou-se como meio corrosivo solução aquosa de cloreto de magnésio $MgCl$ (43%). Na preparação da solução foi utilizado cloreto de magnésio hexa hidratado ($MgCl_2 \cdot 6H_2O$) e água destilada. Para cada 150 ml de solução adicionou-se 200 g de cloreto de magnésio hexa-hidratado ($MgCl_2 \cdot 6H_2O$) e 17,6 ml de água destilada.

3.2 MÉTODOS

3.2.1 Preparação dos Corpos de Prova

Primeiramente foram cortadas vinte chapas do aço inoxidável ferrítico AISI 444 com as dimensões representadas na Figura 3.1.

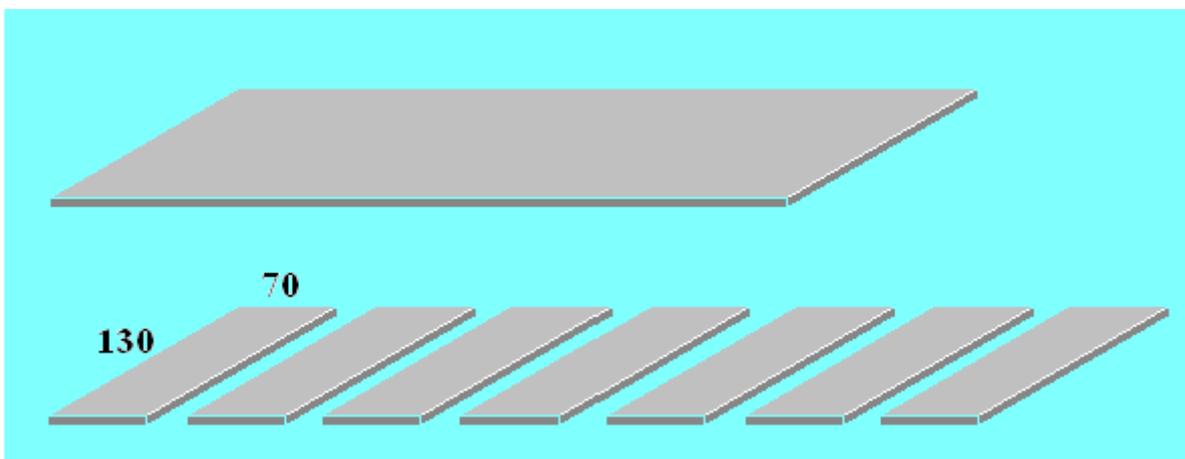


FIGURA 3.1: Dimensões das chapas cortadas em milímetros.

A etapa seguinte ao corte foi à realização de usinagem de chanfros em “V” conforme croqui aqui apresentado na Figura 3.2.

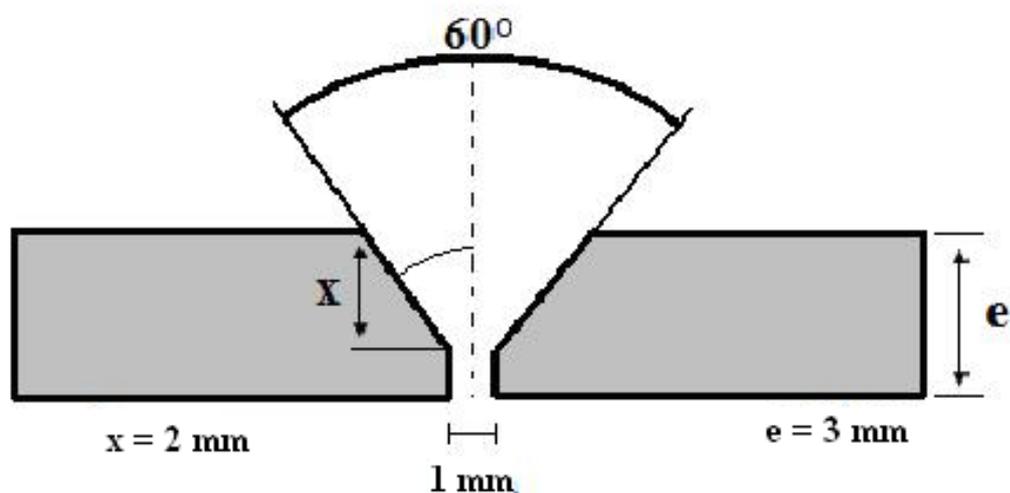


FIGURA 3.2: Perfil do chanfro usinado nas chapas de aço Inoxidável ferrítico AISI 444.

Após a usinagem dos chanfros, foi realizada a soldagem pelo processo de soldagem MIG (*Metal Inert Gas*), de forma que obteve-se um total de dez juntas soldadas, onde cinco foram soldadas utilizando metal de adição E316L e cinco foram soldadas utilizando como o metal de adição o E309L. As Figuras 3.3 e 3.4 apresentam o equipamento utilizado e o esquema das juntas soldadas obtidas.

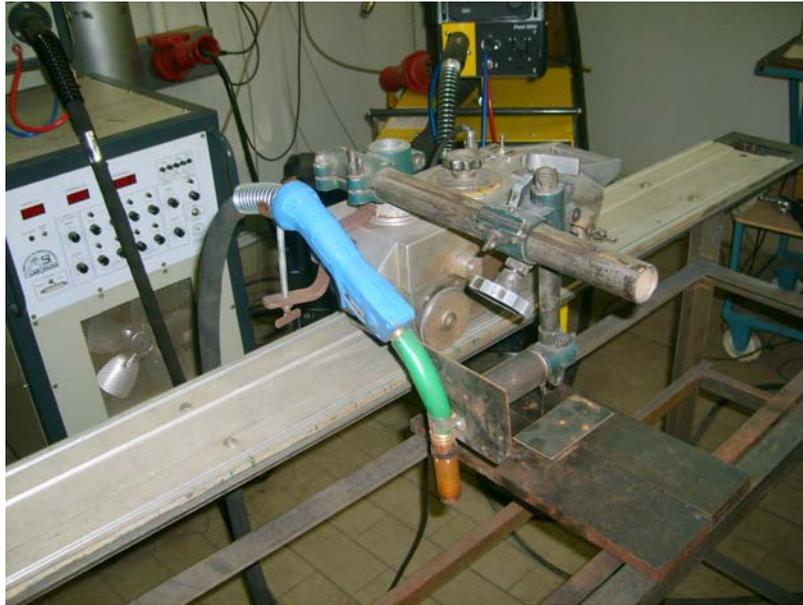


FIGURA 3.3: Equipamento utilizado para as soldagens.

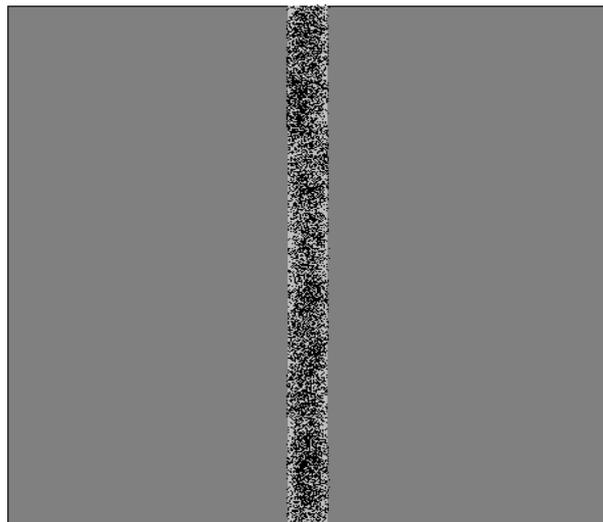


FIGURA 3.4: Esquema das juntas soldadas.

Todas as soldas foram realizadas na posição plana. As chapas foram rigidamente fixadas em uma bancada com o objetivo de evitar empenamento excessivo das mesmas devido a sua pequena espessura.

Os parâmetros de solda utilizados para ambos os metais de adição estão apresentados na Tabela 3.3.

Tabela 3.3 Parâmetros de soldagem adotados.

Parâmetros de Soldagem	
Corrente (A)	125,0
Voltagem (V)	20,0
Aporte Térmico (kJ/cm)	5,0
Velocidade de Soldagem (cm/min)	30,0
Velocidade de Alimentação do Arame (m/min)	4,0
Gás de Proteção	C25 (Ar 25%CO ₂)
Distancia Chapa-bico (mm)	7,0

A velocidade de soldagem foi monitorada por dispositivo externo conhecido por “Tartaruga”. Após a deposição dos cordões de solda, as juntas soldadas foram resfriadas ao ar e submetidas a um processo de desempenho utilizando uma prensa hidráulica.

De cada junta soldada retirou-se duas tiras com dimensões de 141 x 22 mm. A Figura 3.5 representa a forma no qual foi retirada as tiras das juntas soldadas para confecção dos corpos de prova.

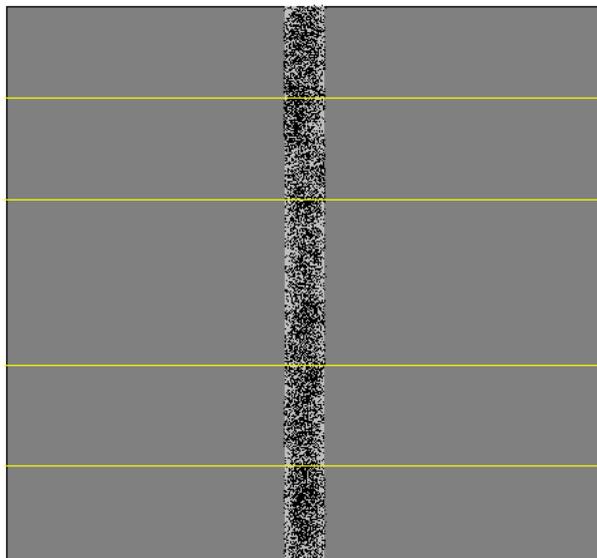


FIGURA 3.5: Esquema da retirada das tiras para usinagem.

As tiras retiradas das juntas soldadas foram usinadas utilizando uma fresa CNC, obtendo corpos de prova semelhantes aos utilizados em ensaios de tração. .

A geometria e as dimensões dos corpos de prova utilizados para o ensaio de corrosão sob tensão estão representadas na Figura 3.7

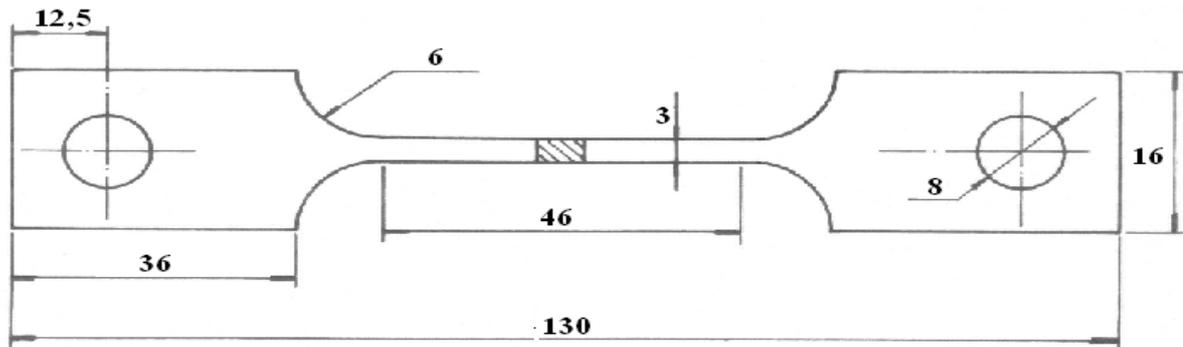


FIGURA 3.6: Geometria e dimensões dos corpos de prova (mm).

Os corpos de prova foram lixados utilizando lixas d'água com granulometria de 220, 320, 400, 600 e 1200. O polimento foi realizado com alumina 1 μm .

Finalmente foi realizada a identificação dos corpos de prova em função do metal de adição e do tipo de ensaio em que foi submetido conforme Tabela 3.4.

Tabela 3.4 Identificação dos corpos de prova em função do metal de adição e do tipo de ensaio.

Metais de Adição	Tipo de Ensaio			
	CST	Tração	Dureza	Microscopia
E3016L	A1,A2,A3	A4,A5,A6	A7,A8	A9,A10
E309L	B1,B2,B3	B4,B5,B6	B7,B8	B9,B10

3.2.2 Ensaios Mecânicos e Metalográficos

Para avaliar os aspectos microestruturais da região da solda e zonas adjacentes quanto à susceptibilidade à corrosão sob tensão por cloretos, foram realizados ensaios metalográficos dos corpos de prova antes e depois dos ensaios de corrosão sob tensão, por meio de microscopia ótica e eletrônica de varredura.

Também foram realizados ensaios mecânicos de tração e dureza Vickers em corpos de prova soldados.

3.2.2.1 Ensaios de Tração

Para a realização dos ensaios mecânicos de tração foi utilizado uma máquina de tração interligada a um sistema de aquisição de dados (microcomputador) conforme apresentado na Figura 3.9.



FIGURA 3.7: Máquina utilizada para ensaios de tração.

Foram utilizados três corpos de prova de cada metal de adição para os ensaios de tração, com o objetivo de verificar a resistência mecânica de cada junta e obter a tensão de escoamento média para os ensaios de corrosão sob tensão.

3.2.2.2 Ensaio de Dureza Vickers

Para a realização dos ensaios de dureza Vickers foi utilizado uma carga de 10 kgf (HV_{10}) para todos os corpos de prova soldados. As medidas foram tomadas a uma distância de 2 mm da face superior da superfície soldada, em sua seção transversal. Traçou-se um perfil de uma extremidade a outra do corpo de prova, iniciando no MB, passando pela ZTA, ZF, até a outra extremidade do MB. Foram obtidos 17 valores em cada amostra, como ilustrado na Figura 3.10.

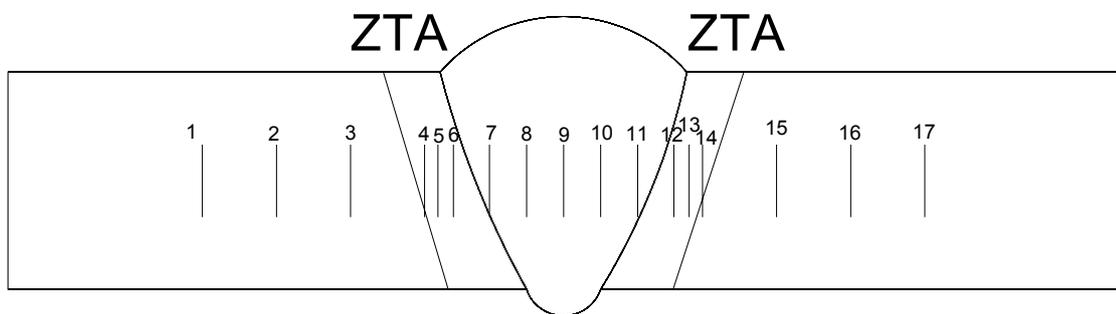


FIGURA 3.8: Esquema de medição de dureza Vickers.

3.2.2.3 Ensaio Metalográfico

Primeiramente foram realizados ensaios metalográficos com o metal base (AISI 444) e com as juntas soldadas antes do ensaio de corrosão sob tensão. Após a obtenção dos corpos de prova para ensaio de corrosão sob tensão foi retirado duas amostras de cada metal de adição para os ensaios metalográficos. As dimensões das amostras estão representadas na Figura 3.11.

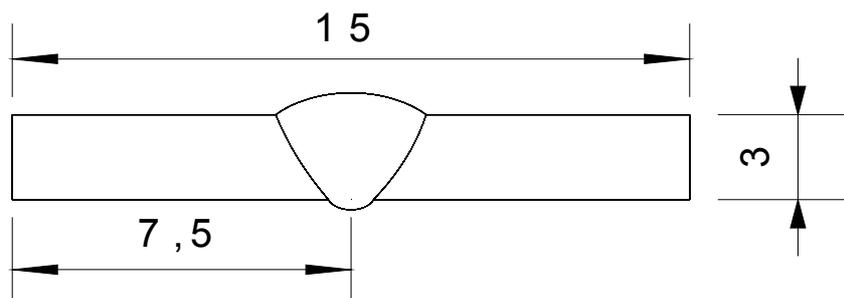


FIGURA 3.9: Dimensões das amostras em milímetros para ensaios metalográficos.

Após os ensaios de corrosão sob tensão, foi retirada uma amostra de 20 mm (medido a partir da extremidade fraturada) de cada corpo de prova rompido.

A preparação das amostras compreendeu sequência de lixamentos com lixas d'água de granulometrias 220, 320, 400, 600 e 1200, seguido do polimento em Politriz giratória com alumina de granulometria de 1 μm . Foram testados vários tipos de ataques, e após várias tentativas adotou-se a água régia (Mistura de ácido nítrico (HNO_3) e ácido clorídrico (HCl), na proporção de 1:3) e ácido oxálico para a visualização das microestruturas do metal base (MB) e zona termicamente afetada (ZTA) e o Hipossulfito de Sódio, diluído em ácido clorídrico (HCl) a 10% (1 g de Hipossulfito de Sódio com 90 ml de água e 10 ml de HCl) para a visualização da zona fundida (ZF).

A aquisição das micrografias foi realizada no Laboratório de Materiais do Instituto de Engenharia Mecânica – IEM da Universidade Federal de Itajubá – UNIFEI por meio de um microscópio óptico interligado a um microcomputador (analisador de imagens). Os aparelhos utilizados são apresentados na Figura 3.12.



FIGURA 3.10: Microscópio óptico e microprocessador de dados.

O exame das amostras ao microscópio óptico possibilitou a determinação da morfologia e localização das trincas, região onde ocorreu a ruptura (ZF, ZTA ou MB) e a avaliação das trincas de corrosão sob tensão.

Além das análises de microscopia ótica, foram realizadas análises por meio de um microscópio eletrônico de varredura (MEV) na Universidade de São Paulo – USP Campus Lorena – SP.

3.2.3 Ensaio de Corrosão Sob tensão

Os ensaios de corrosão sob tensão foram realizados no Instituto de Engenharia Mecânica – IEM da Universidade Federal de Itajubá – UNIFEI, utilizando um dispositivo de ensaio com carregamento tipo carga constante desenvolvido no Laboratório de Instrumentação da UNIFEI.

3.2.3.1 Dispositivo de Ensaio de Corrosão sob Tensão

O mecanismo de funcionamento do banco de ensaio de corrosão sob tensão constituiu-se de um dispositivo de aplicação de carga sobre o corpo de prova por um sistema de peso morto, que confere boa uniformidade e repetibilidade da carga. O corpo de prova é situado em uma cuba de aço inoxidável revestido em Teflon que o mantém submerso na solução de teste. O controle do tempo de ensaio foi feito por um cronômetro digital no qual era interrompido no momento da ruptura dos corpos de prova. A Figura 3.11 apresenta uma foto do dispositivo de ensaio de corrosão sob tensão em funcionamento.

Todo o projeto e construção do dispositivo de ensaio de corrosão sob tensão foi desenvolvido no Instituto de Engenharia Mecânica – IEM da Universidade Federal de Itajubá – UNIFEI.



FIGURA 3.11: Banco de teste de corrosão sob tensão em funcionamento.

3.2.3.2 Procedimento de Ensaio

A primeira etapa a ser executada foi o isolamento do corpo de prova utilizando uma fita de Teflon (veda rosca) deixando apenas uma região central de aproximadamente 15 mm exposta à solução corrosiva para que a trinca ocorra preferencialmente na região central do corpo de prova conforme a Figura 3.12.



FIGURA 3.12: Corpo de prova isolado.

Em seguida, o corpo de prova foi acomodado na cuba de corrosão e se deu início à calibração do mecanismo de aplicação de força. A tensão utilizada foi de 80-90% da tensão de escoamento da média dos valores obtidos nos ensaios de tração realizados nas juntas soldadas. Após o procedimento de calibração da tensão, a solução de ataque foi preparada. Por tratar-se de ataque de corrosão sob tensão em aço inoxidável utilizou-se uma solução aquosa de cloreto de magnésio (43%) conforme a norma G36-73 ^[68].

Posteriormente ao preparo da solução corrosiva, mediu-se o pH da mesma com o objetivo de controlar a acidez do meio em todos os ensaios na mesma faixa de temperatura. Feito isso a solução de cloreto de magnésio foi colocada na cuba de corrosão e iniciou-se o processo de tapagem e vedação da tampa da cuba e das conexões das garras de tração, onde se utilizou silicone para altas temperaturas. Este procedimento tinha por objetivo evitar o vazamento da solução na tampa e nas garras de tração, onde ocorre um pequeno deslocamento devido ao alongamento do corpo de prova durante o ensaio. Esta preparação foi feita com 24 horas de antecedência para permitir a cura completa do silicone, garantindo a total vedação do sistema.

Antes de se iniciar os ensaios foram registradas a data e hora do início dos testes, a identificação do corpo de prova em ensaio, o valor da carga aplicada e o tempo necessário para atingir a temperatura de trabalho.

O critério adotado para a avaliação da susceptibilidade à corrosão sob tensão no presente trabalho foi o tempo levado para ocorrência da fratura dos corpos de prova. Portanto, o ensaio só terminava com a ruptura total dos mesmos, quando estes eram removidos para análises. No fim dos ensaios, os corpos de prova eram submetidos a um processo químico de limpeza superficial em solução aquosa 10% de HNO_3 por 20 minutos à temperatura de 60° C, conforme recomendação prática ASTM G1-72 ^[69].

3.2.4 Inspeção Visual

A análise da fratura dos corpos de prova submetidos aos ensaios de corrosão sob tensão foi realizada inicialmente por inspeção visual. As fraturas foram classificadas em função de sua aparência em frágil (FR), dúctil (DU) ou dúctil/frágil (FR/DU).

4. RESULTADOS E DISCUSSÃO

4.1 CARACTERIZAÇÃO MICROESTRUTURAL DAS JUNTAS SOLDADAS

A Figura 4.1 apresenta a microestrutura do metal base (AISI 444), no qual se pode observar uma única fase com grãos de ferrita e alguns precipitados, possivelmente, de carbonetos finos de titânio e nióbio. Esses carbonetos se precipitam devido à adição dos elementos titânio e nióbio no aço com o intuito de estabilizar o carbono, evitando o fenômeno da sensitização ^[70].

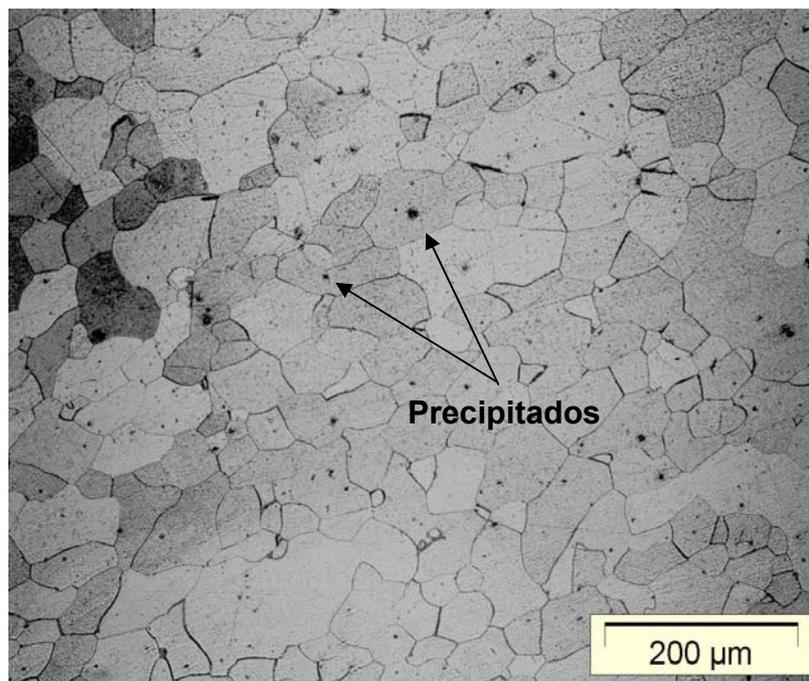


FIGURA 4.1: Microestrutura do metal base do aço AISI 444. Ataque: Água Régia.

As Figuras 4.2 e 4.3 apresentam as microestruturas das juntas soldadas com o metal de adição E316L e E309L respectivamente. Em ambas as figuras pode-se observar o crescimento excessivo do grão na ZTA. Segundo Oliveira e Faria ^[67], a forma mais utilizada de controlar esse crescimento de grão é a utilização de estabilizantes (Ti, Nb) e o controle da energia de soldagem, de forma que quanto menor a energia de soldagem menor é o crescimento de grão.

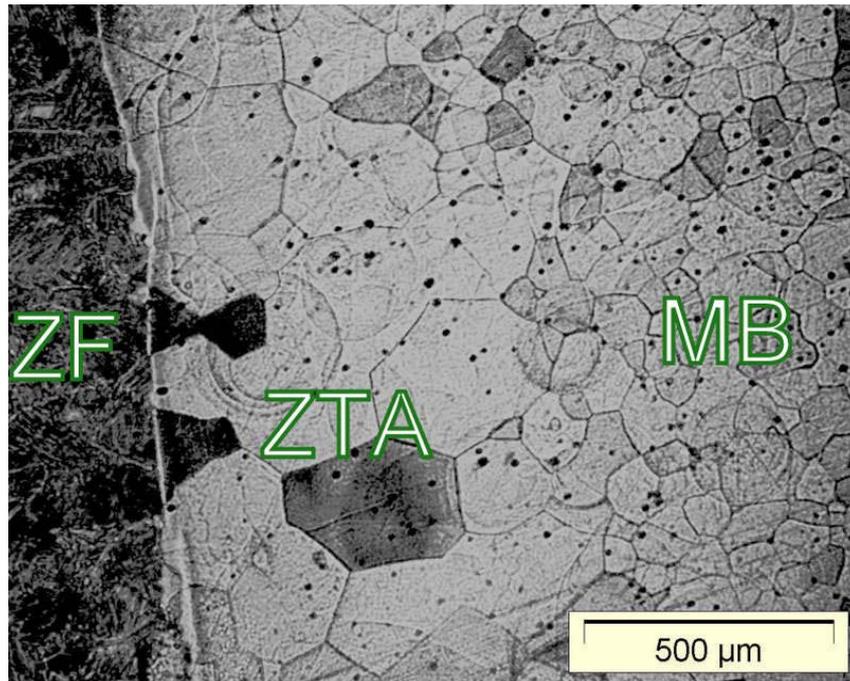


FIGURA 4.2: Microestrutura da junta soldada com E316L. Ataque: Água Régia.

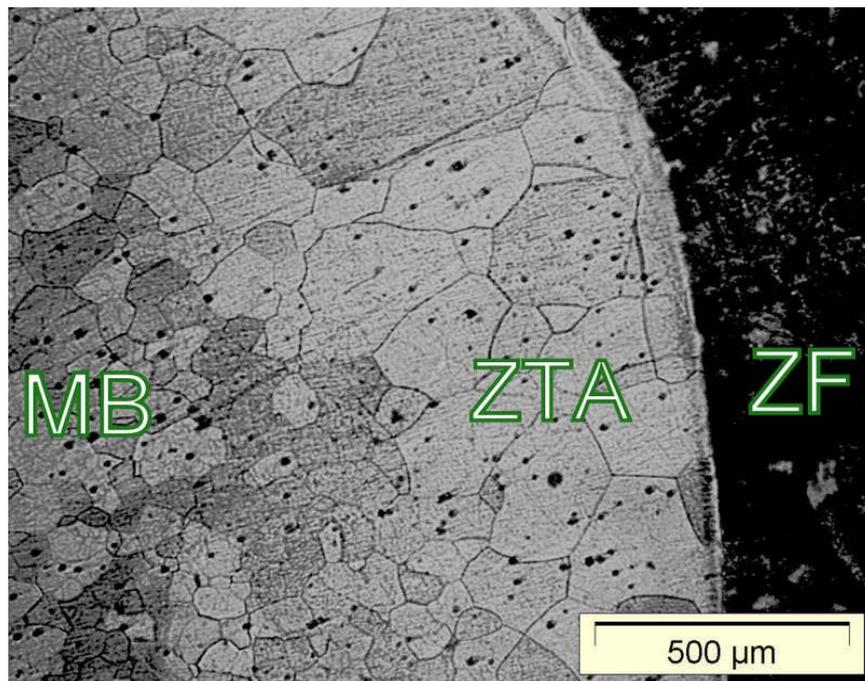


FIGURA 4.3: Microestrutura da junta soldada com E309L . Ataque: Água Régia.

Como o valor da energia de soldagem utilizado foi de 5,0 KJ/cm para as duas juntas e o metal base é o mesmo para as duas amostras (AISI 444), observa-se nas Figuras 4.2 e 4.3 que o crescimento de grão foi praticamente idêntico nos dois casos. Pode-se observar também que ocorreu o surgimento de uma grande quantidade de precipitados na ZTA, o que pode ser atribuído ao ciclo térmico

durante a soldagem. Os valores aproximados dos tamanhos de grão obtidos por meio de um analisador de imagens são apresentados na Tabela 4.1. Foram realizadas cinco análises em cada região (ZTA/MB) para cada metal de adição.

Tabela 4.1 Valores aproximados dos tamanhos de grão das juntas soldadas.

Metal de adição	N° Tamanho de Grão (ASTM)	
	ZTA	MB
E309L	4,32	7,42
E316L	4,82	7,28

A Figura 4.4 mostra com clareza o fenômeno do crescimento de grão na junta soldada com o metal de adição E309L.

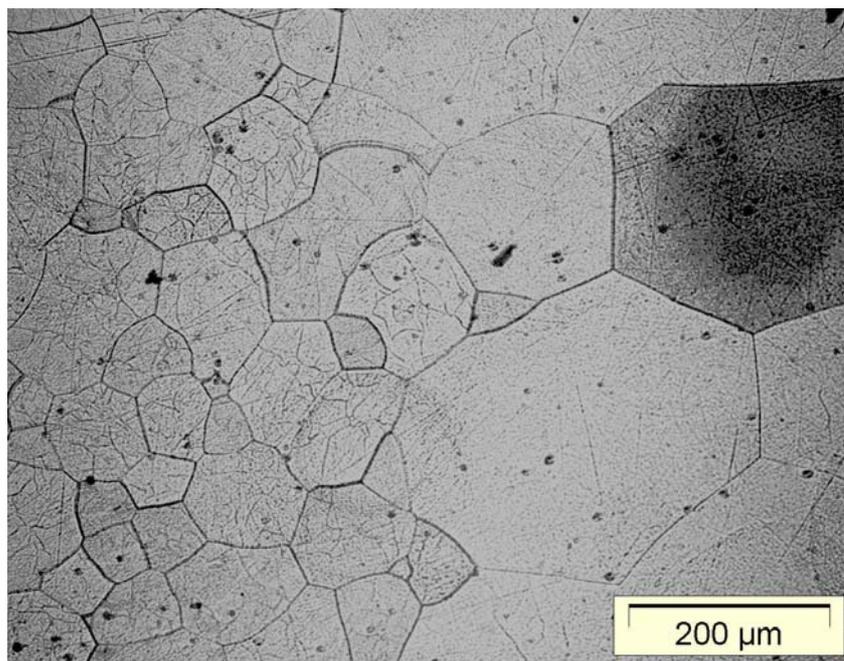


FIGURA 4.4: Crescimento de grão na interface do MB/ZTA (metal de adição E309L). Ataque: Água Régia.

As Figuras 4.5 e 4.6 apresentam microestruturas obtidas no MEV da zona fundida (ZF) das juntas soldadas com o metal de adição E316L e E309L respectivamente. Observa-se a formação de ferrita delta em ambas as juntas soldadas, porém essa formação se deu numa configuração diferente. Na ZF com metal de adição E316L (Figura 4.5), a ferrita delta se apresenta em forma contínua,

ou seja, uma rede de ferrita delta. Já na ZF com metal de adição E309L (Figura 4.6), a ferrita delta se apresenta de forma descontínua. De acordo com Barbosa ^[19], o surgimento da ferrita delta na ZF com aços inoxidáveis austeníticos é resultado da transformação incompleta da ferrita primária em austenita.

A formação de ferrita delta na ZF é desejável, pois ela aumenta a resistência a fissuração durante a solidificação. Porém deve-se ter cuidado em aplicações que se deseja uma maior resistência à corrosão e uma melhor tenacidade da solda em baixas temperaturas. Isto porque quando a ferrita delta se forma de maneira contínua, esta pode contribuir na propagação de trincas e na fragilização do material. Também se deve estar atento à formação da ferrita delta ao se produzir peças que devem ser completamente não magnéticas, pois a ferrita delta é uma fase magnética.

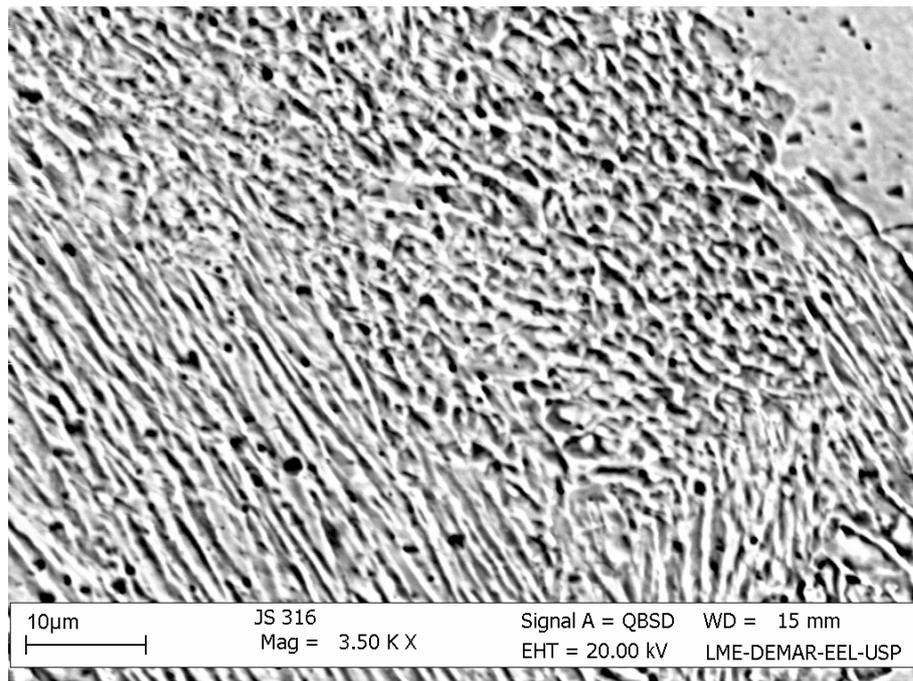


FIGURA 4.5: Microestrutura da ZF com E316L – Microscopia Eletrônica de Varredura (MEV). Ataque: Água Régia.

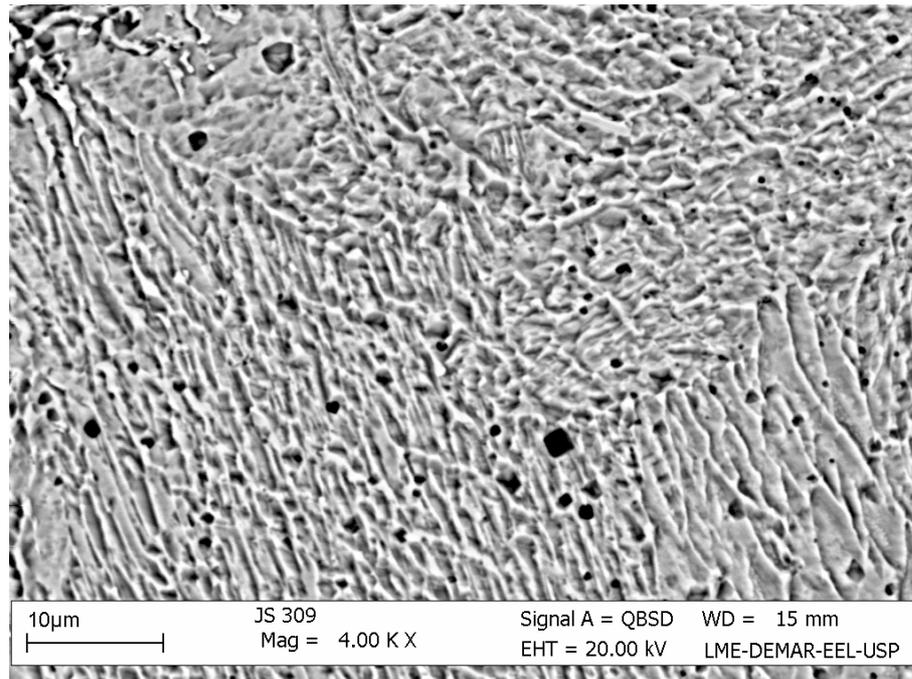


FIGURA 4.6: Microestrutura da ZF com E309L – Microscopia Eletrônica de Varredura (MEV). Ataque: Água Régia.

Comparando as duas microestruturas das zonas fundidas, observa-se que o metal de adição E309L apresenta uma microestrutura favorável em relação ao metal de adição E316L. Isto ocorre devido ao fato de que a rede de ferrita delta continua (Metal de adição E316L) pode facilitar a propagação de trincas nos contornos de grão, o que é evitado no caso do metal de adição E309L, que apresenta uma rede de ferrita delta descontínua, impedindo a propagação de trincas ao longo dos contornos de grão.

4.2. ENSAIOS DE TRAÇÃO

Foram realizados três ensaios de tração com a junta soldada com o metal de adição E316L e três ensaios com a junta soldada com o metal de adição E309L. Os testes mostraram que as juntas soldadas com o metal de adição E316L se comportaram de forma mais frágil em relação às juntas soldadas com o eletrodo E309L. As Figuras 4.7 e 4.8 mostram as curvas médias (dos três ensaios) da tensão (MPa) em função da deformação (mm) durante os ensaios de tração para as juntas soldadas com o metal de adição E309L e E316L.

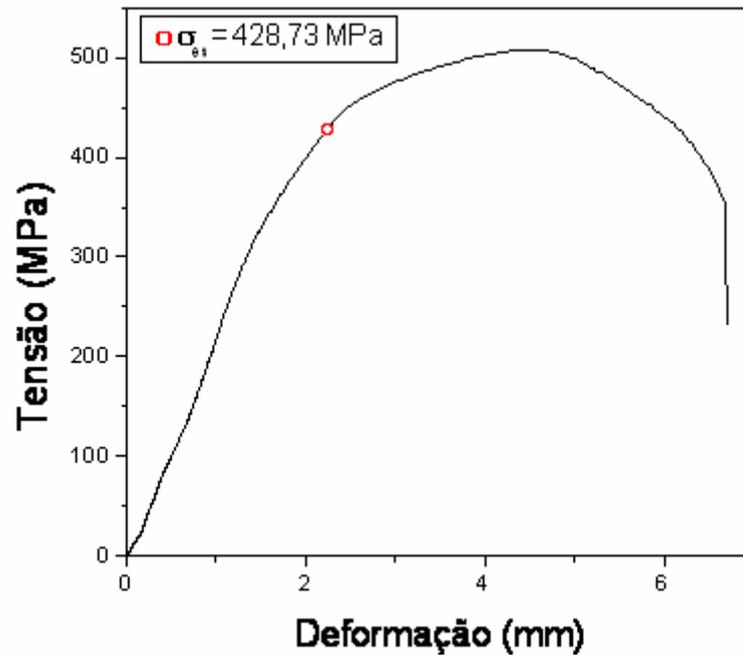


FIGURA 4.7: Ensaio de tração mecânica realizado na junta soldada com o metal de adição E309L.

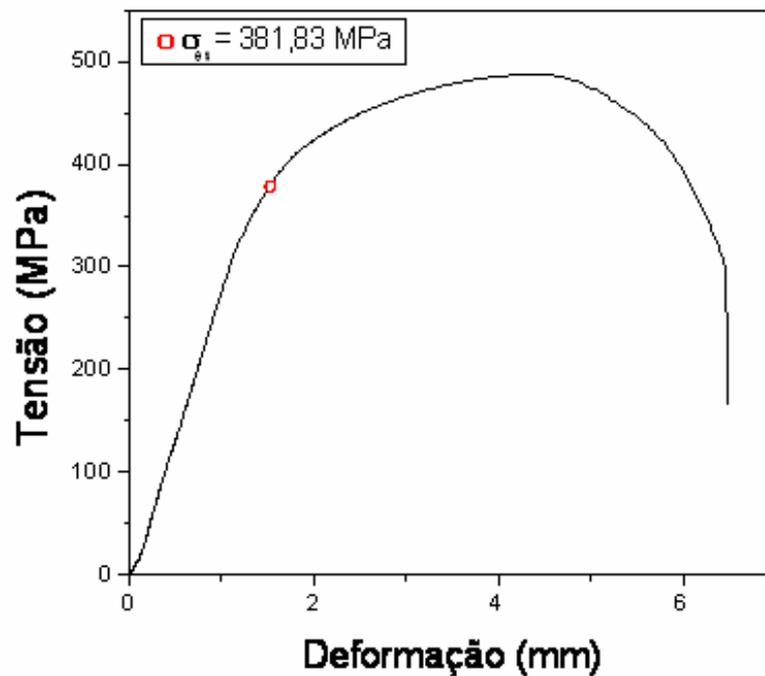


FIGURA 4.8: Ensaio de tração mecânica realizado na junta soldada com o metal de adição E316L.

Os rompimentos dos corpos de prova, para ambas as juntas soldadas, ocorreram na zona termicamente afetada (ZTA), o que pode ser atribuído ao crescimento de grão nesta região ^[11]. Através dos gráficos das Figuras 4.7 e 4.8 pode-se observar que para as juntas soldadas com o metal de adição E316L, a tensão de escoamento e o limite de resistência a tração se mostraram

consideravelmente inferiores em relação às juntas soldadas com o metal de adição E309L, o que comprova a maior fragilidade das juntas soldadas com o metal de adição E316L.

4.3. ENSAIOS DE DUREZA

A Figura 4.9 apresenta o gráfico referente aos ensaios de dureza na escala Vickers ao longo dos corpos de prova. A curva em vermelho representa os ensaios realizados na junta soldada com o metal de adição E316L e a curva em preto representa os ensaios realizados na junta soldada com o metal de adição E309L. Observa-se certa semelhança entre as curvas, nas quais ambas se iniciam em valores próximos de 165 HV (Metal Base), e atingem um valor máximo de 220 HV (Zona Fundida). Após atingir os valores máximos de dureza, as curvas dos gráficos decrescem retornando a valores de dureza em torno de 165 HV.

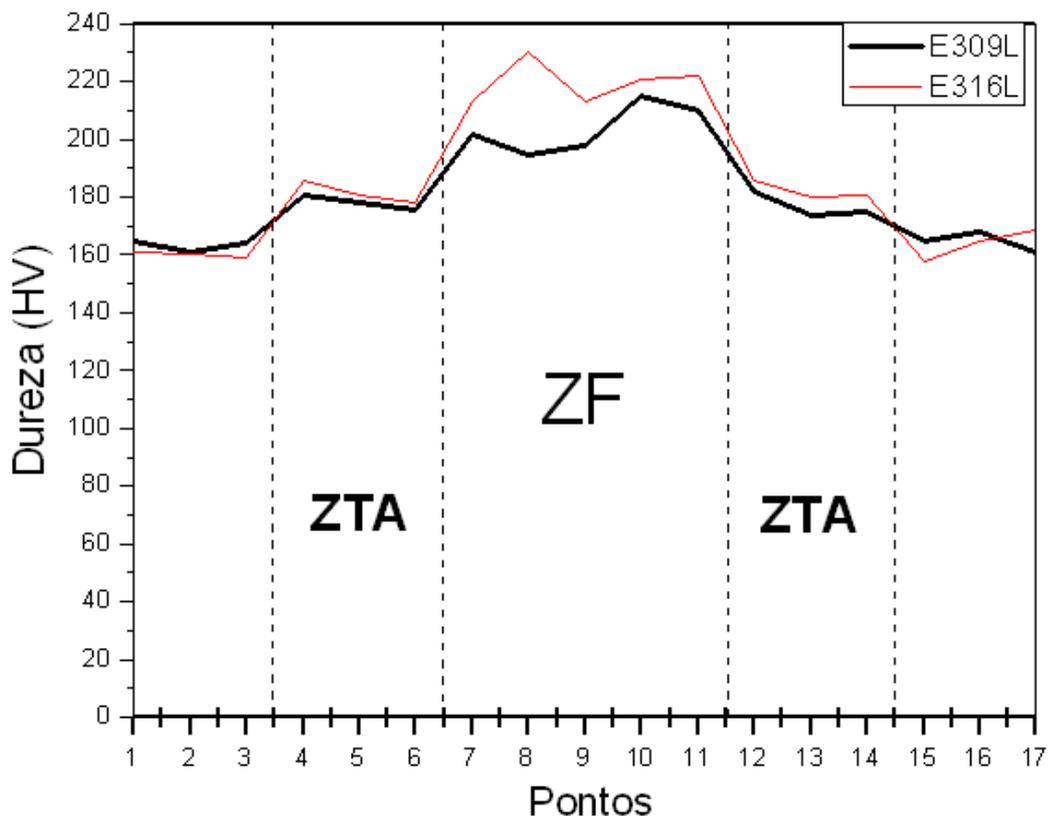


FIGURA 4.9: Perfil de dureza do Aço AISI 444 com os metais de adição E309L e E316L.

Essas variações nos valores de dureza estão totalmente relacionadas às mudanças na microestrutura das juntas soldadas.

Os valores de dureza encontrados no MB são praticamente idênticos nas duas amostras. Isso não poderia ser diferente por tratar-se do mesmo metal base (AISI 444) para todos os corpos de prova, uma vez que a zona denominada MB não sofre nem um tipo de mudança em sua microestrutura ou composição química durante o processo de soldagem.

Na ZTA ocorre o crescimento de grão, fato que pode ser observado nas Figuras 4.2, 4.3 e 4.4. O crescimento de grão é responsável por um aumento no perfil de dureza dos metais, que pode ser observado nos pontos 4, 5, 6, 12, 13 e 14 do gráfico da Figura 4.9. O fato das durezas na ZTA para os dois metais de adição serem praticamente idênticas se deve a utilização dos mesmos parâmetros de soldagem e do mesmo metal base para as duas amostras.

Na ZF foram encontrados os valores mais elevados de dureza, o que demonstra que esta é a região mais susceptível à corrosão sob tensão. Apesar desses valores de dureza serem mais altos que os valores de dureza do MB e da ZTA em ambas as amostras, eles diferem um pouco entre si. Na junta soldada com metal de adição E309L a dureza média da ZF fica em torno de 203 HV, enquanto na junta soldada com metal de adição E316L a dureza média da ZF é de 220 HV. A partir destes dados observa-se que utilizando o metal de adição E316L, gera-se uma ZF mais frágil se comparado com o E309L. Isso acontece devido, principalmente, a diferença na composição química que pode ser observada na Tabela 3.2. Nota-se que as composições químicas são parecidas, exceto pelas quantidades de cromo e molibdênio, onde esses dois componentes têm propriedades que aumentam a dureza do aço inoxidável.

Na composição química do metal de adição E309L tem-se 23,05% em peso de Cr e 0,1% em peso de Mo, enquanto no metal de adição E316L tem-se 17,5% de Cr e 2,8% de Mo. Como o efeito endurecedor do elemento molibdênio (Mo) é consideravelmente maior do que o efeito endurecedor do elemento cromo (Cr), a dureza da ZF da junta soldada com o metal de adição E316L apresentou-se maior do que a dureza da ZF da junta soldada com o metal de adição E309L.

Apesar do elevado valor médio de dureza (220HV) obtido na ZF da junta soldada com o metal de adição E316L, este não atingiu a dureza máxima requerida

para aços austeníticos a serem utilizados em equipamentos petrolíferos, no qual segundo a norma NACE MR0175 ^[78, apud 72] exige uma dureza de até 250 HV.

4.4 RESULTADOS DOS ENSAIOS DE CORROSÃO SOB TENSÃO

Os ensaios de corrosão sob tensão foram realizados inicialmente utilizando-se uma tensão equivalente a 80% da tensão de escoamento e uma temperatura de 140° C. O valor do limite de escoamento da junta soldada foi baseado nos valores obtidos nos ensaios de tração mecânica, de forma que se usou a média aritmética destes valores, por tratar-se do mesmo metal base.

Os corpos de prova ensaiados com 80% da tensão de escoamento (324,20 MPa) não foram susceptíveis ao trincamento por corrosão sob tensão em ensaios com duração superior à 200 horas.

De acordo com Pinto ^[3] para carregamentos abaixo de 80% do limite de escoamento, os corpos de prova apresentam um tempo de fratura bastante superior em relação a níveis de carregamento mais altos, função do efeito mais pronunciado da tensão sobre o trincamento por corrosão sob tensão.

Em seguida, foram realizados ensaios utilizando-se 90% da tensão de escoamento (364,75 MPa) e uma temperatura de 145° C. Os resultados obtidos são apresentados na tabela 4.2.

O tempo necessário para ocorrência da fratura foi o parâmetro adotado para avaliar a susceptibilidade ao trincamento por corrosão sob tensão dos corpos de prova soldados. O tempo médio de ensaio foi de 113,15 horas para uma temperatura média de 145° C.

Tabela 4.2 Resultados obtidos dos ensaios de corrosão sob tensão.

M.A	Ident. CPS	T (°C)	pH Solução	Aspecto	Tensão (% σ_{es})	Local Fratura	Tempo para Fratura (h)
E309L	B7	140	≈ 4,0	-	80	-	< 200 - ñ rompeu
E316L	A9	140	≈ 4,0	-	80	-	< 200 - ñ rompeu
E316L	A3	145	≈ 4,0	DU/FR	90	ZTA/ZF	82,25
E316L	A4	145	≈ 4,0	FR	90	ZTA	80,50
E309L	B3	145	≈ 4,0	FR	90	ZTA/ZF	146,45
E309L	B6	145	≈ 4,0	FR	90	ZTA/ZF	143,35

Os resultados mostraram que as juntas soldadas com o metal de adição E309L foram significativamente mais resistentes ao trincamento por CST em relação às juntas soldadas com o metal de adição E316L.

A análise macroscópica da região fraturada mostrou a presença de duas regiões distintas: uma proveniente do processo corrosivo e outra oriunda da fratura mecânica, conseqüência do aumento da tensão em função da redução de área dos corpos de prova. A fratura frágil caracterizou a maioria das amostras, sendo que, algumas apresentam uma transição entre dúctil/frágil.

A região oriunda da fratura mecânica também apresentou aspecto de fratura frágil. Este fenômeno será discutido na próxima seção.

As fraturas ocorreram na ZTA e na zona de ligação (ZTA/ZF), o que pode ser atribuído a fragilização desta região devido ao fenômeno do crescimento de grão.

4.4 ANÁLISE MICROESTRUTURAL APÓS TESTES DE CST

Os corpos de prova ensaiados até 200 horas utilizando como tensão 80% da tensão de escoamento sofreram apenas corrosão superficial (por pites e alveolar), conforme mostrado na Figura 4.10. No Anexo III são apresentadas mais figuras da corrosão superficial dos corpos de prova ensaiados nessas condições.

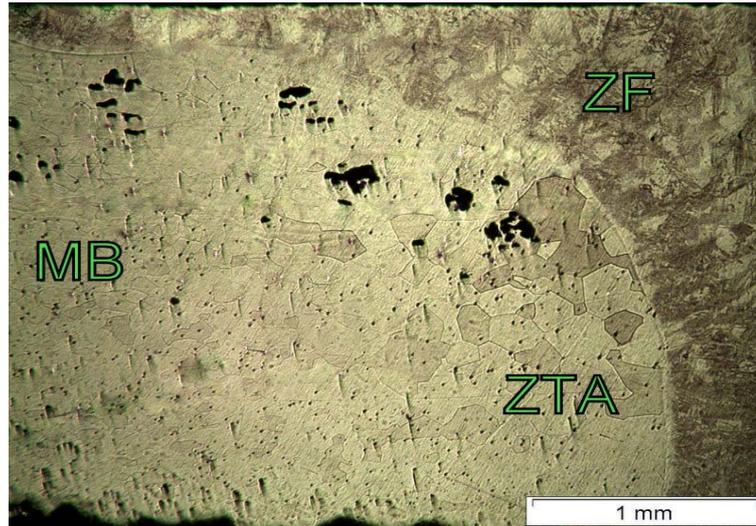


FIGURA 4.10: Corrosão superficial da juntas soldada com o metal de adição: a) E316L e b) E309L. Ataque eletrolítico: Ácido Oxálico.

As Figuras 4.11 (a, b) mostram microestruturas das juntas soldadas com os metais de adição estudados. Em ambas as juntas aparecem trincas na ZTA e zona de ligação. A avaliação microestrutural juntamente com os resultados dos ensaios CST indicam que a zona de ligação (interface entre o metal de solda e ZTA) é a região mais susceptível ao trincamento por CST. De maneira geral, todas as amostras apresentaram trincas nesta região, sendo que, na sua maioria, este trincamento levou à ruptura dos corpos de prova.

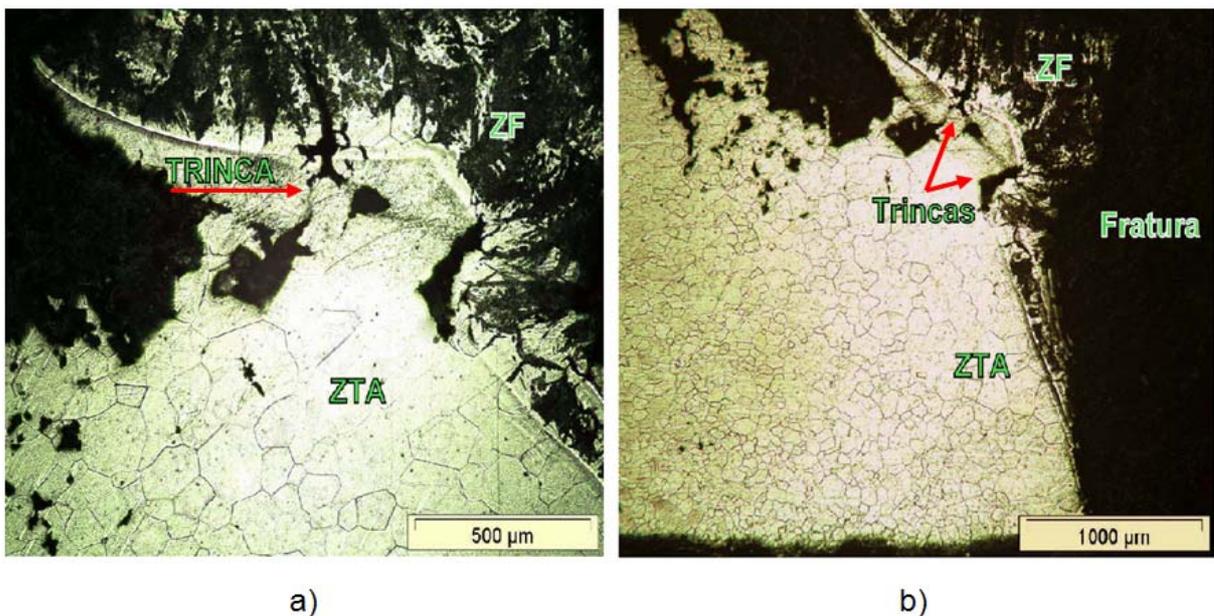


FIGURA 4.11: Trincas de Corrosão sob tensão na zona de ligação da junta soldada com o metal de adição E309L. a) Aumento 100 x; b) Aumento 50 x. Microscopia Ótica. Ataque eletrolítico: Ácido Oxálico.

As microestruturas sugerem também que a trinca iniciou-se no metal de solda de aço inoxidável austenítico (mais susceptível a CST) próximo à zona de ligação e propagou-se na direção da zona de ligação e da ZTA do aço ferrítico AISI 444. Portanto, não foi possível identificar precisamente a região no qual a trinca nucleou primeiro, considerando que a maior resistência à CST da junta soldada com o metal de adição E309L pode ser atribuída à presença de uma rede descontínua de ferrita delta no contorno de grão da austenita; que dificultou a propagação da trinca nucleada no metal de adição para a zona de ligação e ZTA do aço AISI 444.

É importante ressaltar também que, embora o aço AISI 444 seja praticamente imune à CST na condição não soldada, o mesmo passa a apresentar susceptibilidade quando unido com aços austeníticos. Isto, provavelmente, se deve ao fato de que: (1) elementos (Cr, C, Ni, etc) provenientes do metal de adição migram para a zona termicamente afetada durante a soldagem e (2) a ZTA está sujeita a ciclos térmicos rápidos na soldagem. O efeito combinado destes dois fenômenos acarreta a precipitação de partículas de segunda fase nesta região, as quais constituem pontos preferenciais de ataque (ver figuras 4.15 (c, d)).

A Figura 4.13 apresenta outra amostra ocorreu o surgimento de trincas na ZTA e zona de ligação.

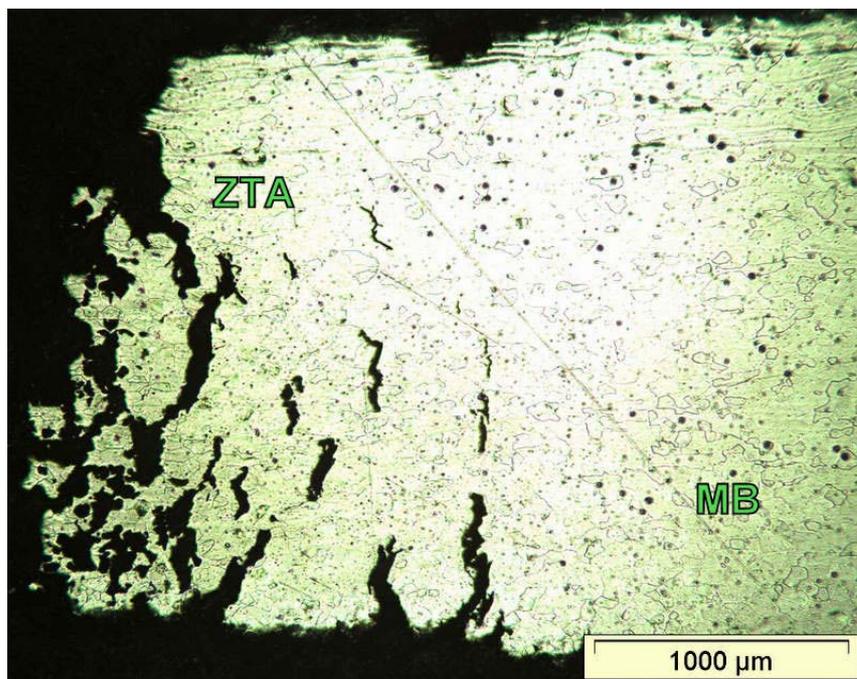


FIGURA 4.12: Trincas de Corrosão sob tensão na ZTA da junta soldada com o metal de adição E316L. Microscopia Ótica. Ataque eletrolítico: Ácido Oxálico.

De acordo com Barbosa ^[19], os ciclos térmicos produzidos durante a soldagem produzem modificações metalúrgicas em sua estrutura, tais como, precipitação de partículas de segunda fase que constituem pontos preferenciais de ataque, além do crescimento de grão.

Łabanowski ^[73], em seus estudos sobre CST de juntas soldadas dissimilares de aços inoxidáveis duplex observou também que a maioria das trincas surgiam na ZTA e na zona de ligação e se propagavam na direção do metal de adição, reforçando a idéia de que a região da ZTA/ZF (zona de Ligação) é a região mais susceptível ao trincamento por corrosão sob tensão.

As análises metalográficas mostraram também que a morfologia das trincas se revelou predominantemente transgranulares, com poucas trincas intergranulares e algumas apresentando ramificações. As mesmas ocorreram sempre na direção perpendicular à tensão aplicada, o que também as caracterizam como trincas de corrosão sob tensão.

A Figura 4.13 mostra uma trinca intergranular que ocorreu na zona termicamente afetada. Vale ressaltar que a região da ZTA está sujeita a precipitação de carbonetos e carbonitretos, o que pode resultar em heterogeneidade composicional na região dos contornos de grão, tornando essas áreas anódicas em relação ao restante do grão, e por conseguinte, acelerando o desenvolvimento de trincas intergranulares ^[19].

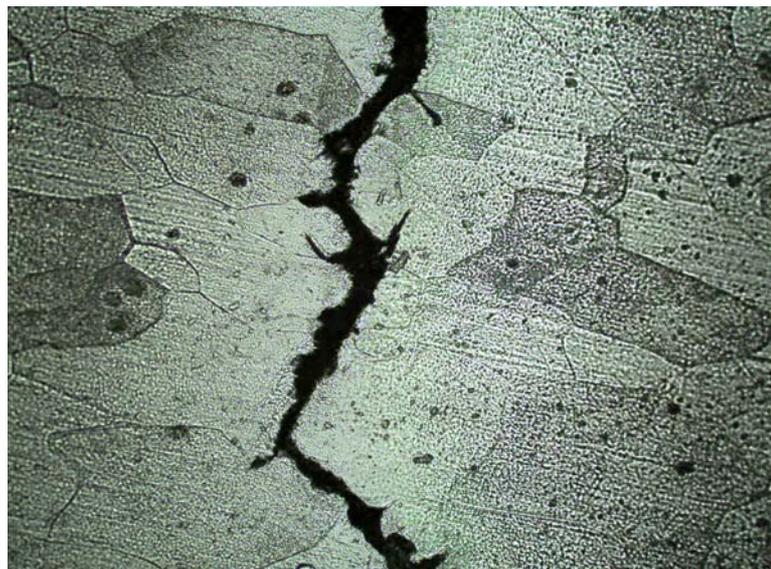


FIGURA 4.13: Trinca intergranular de CST desenvolvida na junta soldada com o metal de adição E309L. Microscopia Ótica. Aumento: 200 x. Ataque eletrolítico: Ácido Oxálico.

Na Figura 4.14 pode-se observar várias trincas com morfologias transgranulares. No Anexo I são mostradas algumas micrografias dos corpos de prova que também apresentaram trincas de corrosão sob tensão transgranulares.

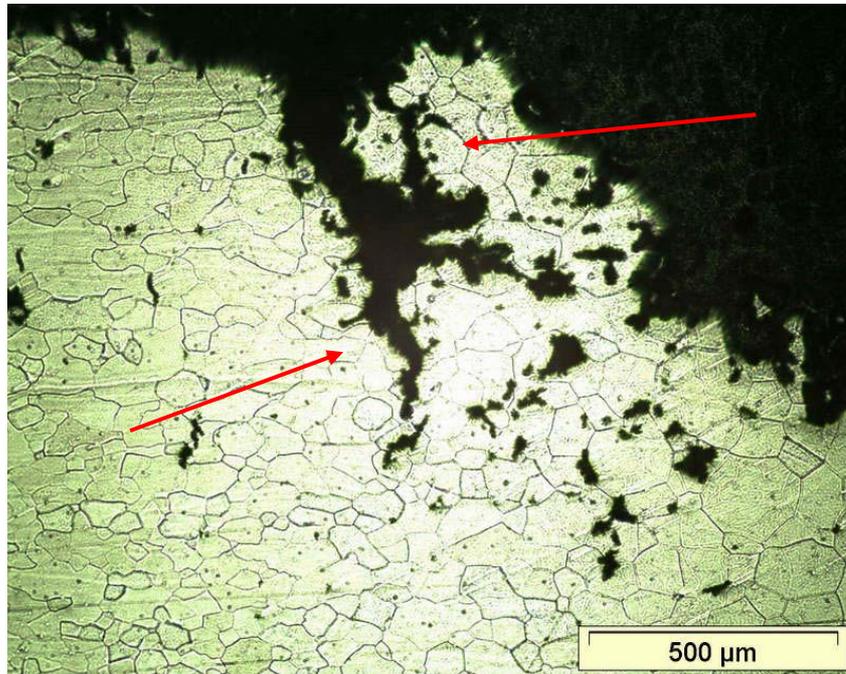


FIGURA 4.14: Trincas Transgranulares de CST desenvolvida na junta soldada com o metal de adição E309L. Microscopia Ótica. Ataque eletrolítico: Ácido Oxálico.

A Figura 4.15 (a, b, c, d) apresenta microfratografias obtidas no MEV de dois CPs submetidos a ensaios de tração mecânica e dois CPs submetidos a ensaios de CST. Nos corpos de prova ensaiados por tração (Figura 4.15 (a,b)), ocorreu o surgimento de dimples em ambas as amostras (junta soldada com E316L e E309L), destacando-se o aspecto dúctil da fratura. Como os rompimentos durante os ensaios de tração ocorreram na interface ZTA/MB (AISI 444), já se esperava o aspecto dúctil, por tratar-se de um aço inoxidável ferrítico que normalmente apresenta este tipo de fratura.

Na Figura 4.15 (c,d), são apresentadas as superfícies de fratura de duas juntas soldadas rompidas por CST, destacando-se o aspecto frágil da fratura através de facetas de clivagem e “marcas de rios”, em função do fenômeno de corrosão sob tensão.

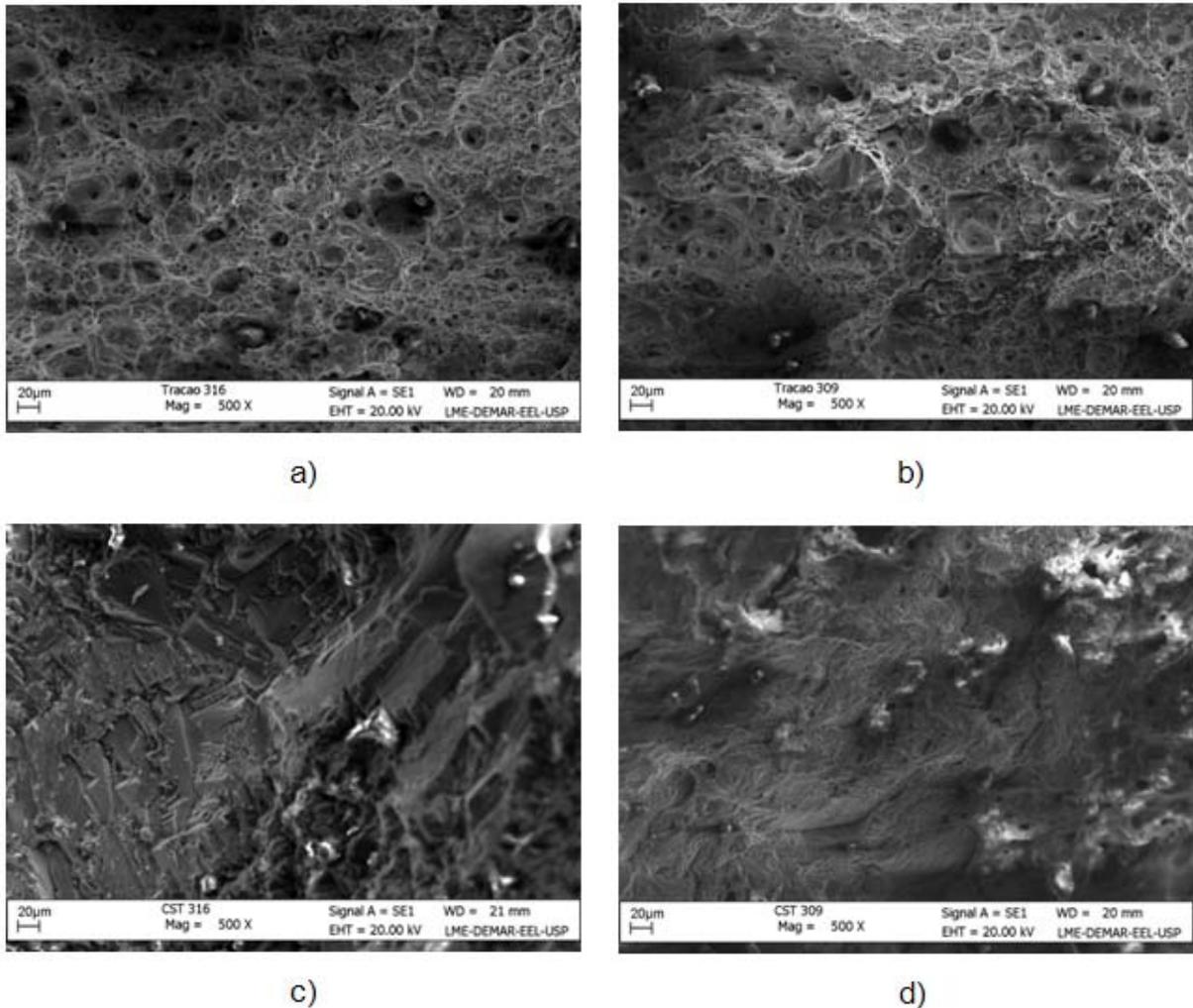


FIGURA 4.15: Microfratografias de CPs ensaiados por: a) Tração Mecânica – Metal de adição E316L; b) Tração Mecânica – Metal de adição E309L; c) CST – Metal de adição E316L; d) CST – Metal de adição E309L. MEV.

Vieira *et al.* ^[74] estudaram o comportamento em CST com a técnica de carga constante em CPs tipo tração compacto C(T) em juntas soldadas de aços inoxidáveis ferríticos AISI 409 e AISI 439 soldados com aços inoxidáveis austeníticos AISI 308LSi e AISI 309LSi em soluções aquosas contendo $MgCl_2$. Neste estudo os CPs foram pré-trincados por fadiga na ZF. Vieira *et al.* ^[74] também verificaram que as combinações dos aços inoxidáveis ferríticos soldados com aços inoxidáveis austeníticos estudadas foram suscetíveis a CST em solução aquosa contendo 43% em peso de $MgCl_2$, na temperatura de ebulição. Seus resultados mostraram aspecto de fratura frágil nas regiões de CST e na região de ruptura mecânica final por tração, fato este que vem reforçar os resultados encontrados no presente trabalho para estas condições aplicadas.

Uma análise no MEV revelou ainda a presença de precipitados na ZTA dos corpos de prova ensaiados por tração. A Figura 4.16 apresenta um desses precipitados onde sua respectiva análise química, obtida via EDS, encontra-se na Figura 5.17.

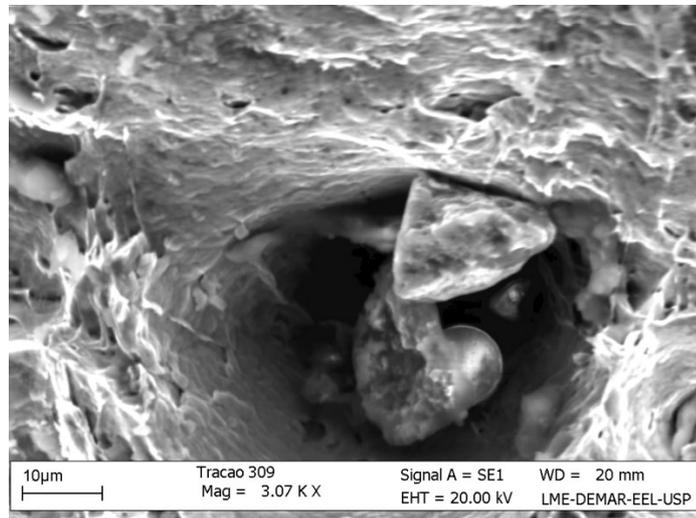


FIGURA 4.16: Precipitados presentes em CP ensaiado por tração mecânica; Metal de adição: E309L. MEV.

A partícula mostrada na Figura 4.16 foi detectada no interior de um dos dimples visualizados na junta soldada com o metal de adição E309L. Esta partícula é uma inclusão de, provavelmente, carboneto de cromo, como pode ser observado na Figura 4.17.

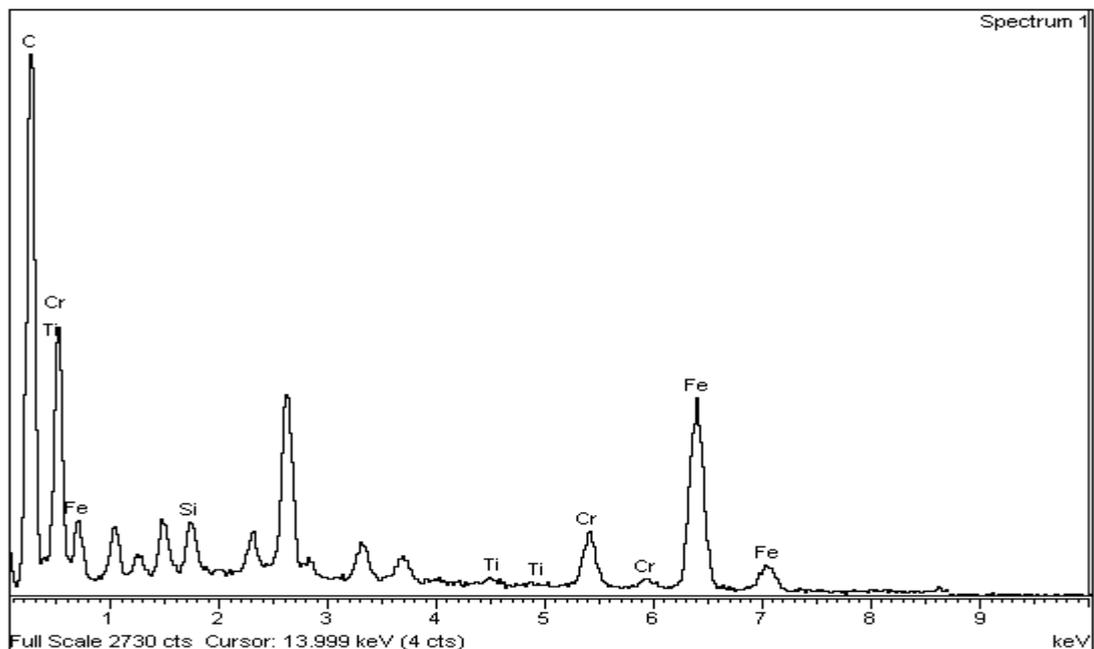


FIGURA 4.17: MEV – EDS do precipitado presentes em CP ensaiado por tração mecânica; Metal de adição: E309L.

Abaixo da linha de fusão, na ZTA do aço AISI 444 soldado com ambos os eletrodos, foi possível observar precipitações muito finas em formato de agulha (Figuras 4.18 e 4.19), que não puderam ser identificadas por meio do MEV.

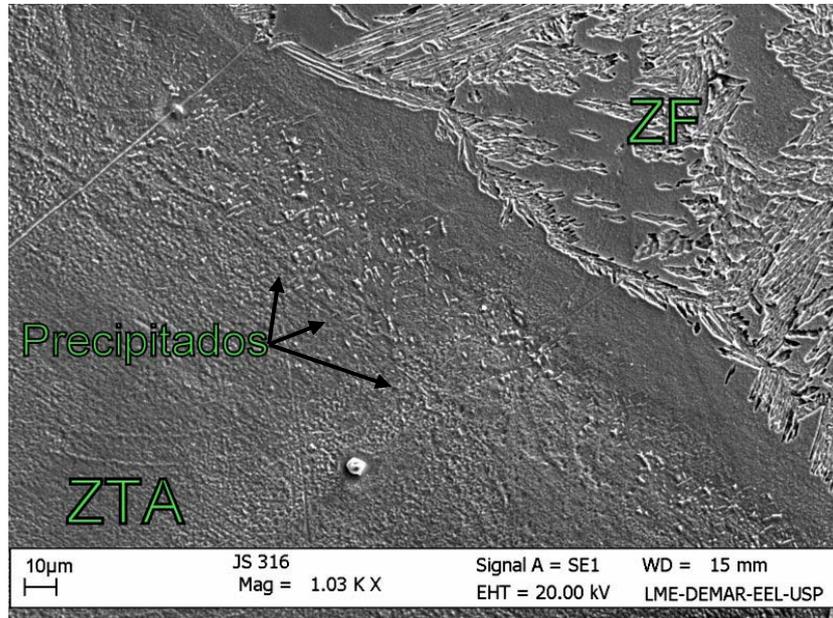


FIGURA 4.18: Presença de fases em formato de agulha logo abaixo da linha de fusão na ZTA do aço AISI 444. Metal de adição: E316L. MEV.

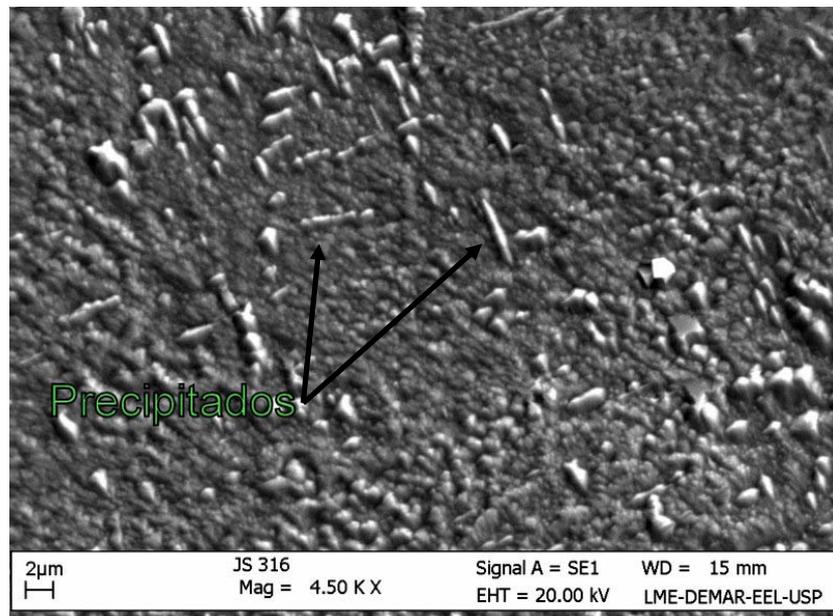


FIGURA 4.19: Presença de fases em formato de agulha logo abaixo da linha de fusão na ZTA do aço AISI 444. Metal de adição: E316L. MEV.

Faria ^[75], verificou a presença de precipitados formados durante a soldagem do aço 1820, que possui composição semelhante a do aço AISI 444. Através de análise

química por energia dispersiva no microscópio eletrônico de transmissão (MET), Faria ^[86] identificou esses precipitados como sendo fase de Laves do tipo $(\text{Fe, Cr, Mn, Si})_2(\text{Mo, Ti, Nb})$.

Três observações comparando as microfases encontradas no AISI 444 utilizado neste trabalho e as microfases Laves encontradas por Faria ^[75] no aço 1820 soldado, são importantes. A primeira é que em ambos os casos a região onde ocorreu a precipitação da fase Laves foi na ZTA, bem próximo da zona de ligação (ZTA/ZF). A segunda observação é sobre a morfologia em forma de agulhas observadas em todos os casos. A terceira observação é que a quantidade de nióbio nos dois aços é aproximada, em torno de 0,2 %. Com base nesses fatos, é bem provável que as fases apresentadas na ZTA do aço AISI 444, sejam fases de Laves.

Machado e Padilha ^[76] também verificaram que elementos como nióbio, titânio e molibdênio contribuem na formação da fase Laves e concluíram que a presença desta fase nos aços inoxidáveis causa uma considerável perda de tenacidade.

A ocorrência tanto de fase de Laves quanto de carbonetos e carbonitretos de cromo podem acarretar no empobrecimento de cromo da matriz, e ainda de molibdênio, nióbio e titânio, tornando o material susceptível à corrosão.

Embora, de acordo com a literatura ^[41], o nióbio e o titânio no aço AISI 444 podem estar normalmente presentes na forma de carbonitretos, se o aço AISI 444 for aquecido a temperaturas suficientemente altas, o carbono e o nitrogênio podem ser redissolvidos e o nióbio e o titânio retornam para a solução, ficando livres para se associar a elementos como ferro e cromo, dando a origem à fase de Laves ^[41].

A microestrutura da ZTA, no que se refere ao tamanho de grão e aos precipitados, não foi afetada pelo tipo de eletrodo empregado para a soldagem, porém a precipitação das fases de Laves na zona de ligação (ZTA/ZF) das juntas soldadas pode ser um dos fatores que influenciaram na ruptura dos corpos de prova nesta região.

5. CONCLUSÕES

A partir das análises e observações sobre o efeito do metal de adição nas propriedades mecânicas e na susceptibilidade à corrosão sob tensão de juntas soldadas do aço inoxidável ferrítico AISI 444, pode-se concluir que:

- A microestrutura da ZTA, no que se refere ao tamanho de grão e aos precipitados, não foi afetada pelo tipo de eletrodo empregado para a soldagem.
- Nos ensaios de tração, as juntas soldadas com o metal de adição E309L apresentaram limites de escoamento e de resistência à tração consideravelmente maiores em relação às juntas soldadas com o metal de adição E316L;
- Os valores de dureza encontrados nas juntas soldadas apresentaram uma boa correlação com os ensaios de tração e CST. As juntas soldadas com o metal de adição E316L apresentaram maior dureza na ZTA e ZF em relação às juntas soldadas com o metal de adição E309L, de forma que o eletrodo E316L também apresentou maior susceptibilidade à corrosão sob tensão. Todos os valores de dureza encontrados ficaram abaixo do limite proposto pela NACE (250 HV);
- A partir dos ensaios de corrosão sob tensão em soluções aquosas de cloreto de magnésio ficou evidenciado que todos os corpos de prova trincaram por CST, principalmente para níveis de carregamento próximos do limite de escoamentos da junta;
- O eletrodo E309L apresenta-se como o metal de adição mais indicado para uso nas soldas de reparo a serem realizadas em equipamentos compostos de aço inoxidável ferrítico AISI 444 sujeitos à CST. A microestrutura formada por uma rede de ferrita delta descontínua dificulta a propagação de trincas;

- A formação da ferrita delta distribuída de forma contínua na zona fundida das juntas soldadas com o metal de adição E316L contribuíram para a maior susceptibilidade à corrosão sob tensão dessas juntas. O efeito maléfico da ferrita relaciona-se muito mais com a sua morfologia e distribuição do que com o seu conteúdo nas soldas austeníticas.
- A zona termicamente afetada (ZTA) do aço AISI 444 e a zona de ligação (ZTA/ZF) apresentaram-se como as regiões mais susceptíveis ao trincamento por corrosão sob tensão em meios contendo cloreto de magnésio. A ocorrência tanto de fases de Laves quanto de carbonetos, nitretos e carbonitretos de cromo podem ter acarretado no empobrecimento de cromo da matriz, e ainda de molibdênio, nióbio e titânio, tornando o material susceptível à CST.

6. SUGESTÕES PARA TRABALHOS FUTUROS

- Avaliação do efeito da temperatura na susceptibilidade a corrosão sob tensão de juntas soldadas do aço inoxidável ferrítico AISI 444 em meios contendo cloreto de magnésio;
- Estudo da susceptibilidade à corrosão sob tensão em juntas soldadas de aço inoxidável ferrítico AISI 444 soldado com outros tipos de aços inoxidáveis austeníticos;
- Avaliação do comportamento à corrosão sob tensão do metal de adição E309L em outros processos de soldagem tais como TIG e MIG (pulsado), comparando-o com outros metais de adição com o intuito de se confirmar a melhor performance do eletrodo E309L.
- Estudo da susceptibilidade à corrosão sob tensão em juntas soldadas do aço inoxidável ferrítico AISI 444 soldado com aços inoxidáveis ferríticos já existentes no mercado.

7. REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS

- [1] **GENTIL, V.** Corrosão. Rio de Janeiro: LTC - Livros Técnicos e Científicos Editora S. A. 3 ed. 1996, 345p.
- [2] **CHAWLA, S.L.; GUPTA, R.K.** Materials Selection for Corrosion Control. Editora ASM International, 1995. 508p.
- [3] **PINTO, D. F.** Comportamento em Corrosão Sob Tensão de um Aço Inoxidável Ferrítico AISI 444 Soldado com Aço Inoxidável Austenítico AISI 316LSi, em Meios Contendo Cloretos. 2006. 130 f. Dissertação (Mestrado em Engenharia de Materiais) – Rede Temática de Engenharia de Materiais, Universidade Federal de Ouro Preto, Ouro Preto. 2006.
- [4] **CARVALHO, J. A. N.; BÁLSAMO, P. S.; ANDRADE, J. R.; SREEKUMAR, K.** Tubos de aço P444A para Aquecimento de Caldo em Usinas de açúcar. 2002. 17.f, Relatório Técnico – Acesita S/A, 2002.
- [5] **MACHADO, J. P. S. E.; SILVA, C. C.; SANT'ANA, H. B.; FARIAS, J. P.** Estudo da Sensitização Causada pelo Ciclo Térmico de Soldagem no Aço Inoxidável Superferrítico AISI 444. 3º Congresso Brasileiro de P&D em Petróleo e Gás. 2005.
- [6] **CALLISTER, W. D.** Ciência e Engenharia de Materiais: Uma Introdução, 5.ed. Rio de Janeiro: LTC - Livros Técnicos e Científicos Editora S.A, 2002.589p.
- [7] **GENTIL, V.** Corrosão. Rio de Janeiro: LTC - Livros Técnicos e Científicos Editora S. A. 4 ed. 2003, 341p.
- [8] **REVIE, W. R.; UHLIG, H.H.** Corrosion and Corrosion Control: An Introduction to Corrosion Science and Engineering, 4.ed. Canada: *Wiley--Interscience*, 2008.490p.

- [9] **FONTANA, M. G.** Corrosion Engineering, 4 ed. USA: *McGraw-Hill, Series in Materials Science and Engineering*, 1986. 555p.
- [10] **WOLYNEC, S.** Corrosão Sob Tensão: Análise de Fraturas, Associação brasileira de Metais (ABM), São Paulo, [19--]. 248p., p.201--248.
- [11] **SEDRIKS, A.J.** Corrosion of stainless steel, 2.ed. USA: John Wiley Sons Inc, 1996. p. 47-53.
- [12] **SENATORE, M.; INZETTO, L.; PEREA, E.** Estudo comparativo entre os aços inoxidáveis dúplex e os inoxidáveis AISI 304L/316L, *Revista Escola de Minas*, Ouro Preto, v.60, n.1, 2007.
- [13] **ASM.** Corrosion: Fundamentals, Testing, and Protection. In: *Metals Handbook*, v. 13, 9 ed., USA: *ASM International: The Materials Information Society*. 2003. 1135p.
- [14] **STAEHLE. R.W.; PARTY, A. J.; ROOVEN, D. V.** Fundamental Aspects of Stress Corrosion Cracking. *National Association Corrosion Engineers, Houston, Texas*, p. 04, 1969.
- [15] **HOCHMAN, J.; SAEHLE, R. W.** Stress Corrosion Cracking and Hydrogen Embitterment of Iron base Alloys, NACE, Houston, Texas, In press.
- [16] **KRAFFT, G. H. G.** Threshold Stress an Incubation Period in Stress Corrosion Types 302 and 316 Wire in Boiling Magnesium Chloride. *Corrosion*, v. 21, n. 6, 1985, p. 188-195.
- [17] **ASM.** "Corrosion". In: *Metals Handbook*, vol. 13, 9ª ed., ASM International, Metals Park, USA. 1978-1989.

- [18] **BRASIL, F.** Estudo de Corrosão Sob Tensão em Tubos de Aço Inoxidável AISI 304L, Aspergidos Termicamente Com Alumínio Por Arco Elétrico. 2003. 125 f. Dissertação (Mestrado em Engenharia e Ciências de Materiais) – Programa Interdisciplinar de Pós-Graduação em Engenharia (PIPE), Universidade Federal do Paraná, Curitiba. 2003.
- [19] **BARBOSA, R. P.** Efeito do Tipo de Metal de Adição e do aporte Térmico na Corrosão Sob Tensão de Juntas Soldadas de Aço Inoxidável Austenítico AISI 304. 1995. 102 f. Dissertação (Mestrado em Engenharia Mecânica) – Universidade Federal de Santa Catarina, Florianópolis. 1995.
- [20] **WILLIAMS, W. L.** Corrosion, 13 ed. 1957. 539p.
- [21] **LOGAN, H. L.** Stress Corrosion. In: NACE Basic Corrosion Course, Anton deS. Brasunas, Houston, Texas. 11^a. ed.,1990,cap.10.
- [22] **SPEIDEL, M. O.** Metals, Trans. 12 A; p.779; 1981.
- [23] **MOORE, P.** The Good, The Bad & The Ugly Decisions To Be Made. 2008. 11p. Apostila. Atlas Specialty Metals.
- [24] **KIRK, W. W.; BECK, F. H.; FONTANA, M. G.** Stress Corrosion Cracking of Austenitic Stainless Steels in High Temperature Chloride Waters, *in TRhodin*
- [25] **COPSON, H. R.** Effect of Composition on Stress Corrosion Cracking of Some Alloys Containing Nickel. In Physical Metallurgy of Stress Corrosion Fracture, Interscience, New York, 1959, p. 247-272.
- [26] **LOGAN, H. L.** The Stress Corrosion of Metals. John Wiley & Sons, 1966.
- [27] **SATHER, L.; PERDIGÃO, S. C.** Corrosão de Juntas Soldadas de Aços Inoxidáveis Austeníticos. Associação Brasileira de Soldagem, n.3, jan./mar., 1984.

- [28] **JONES, R. H.** Stress-Corrosion Cracking: Materials Performance and Evaluation. *AWSM International* (Ohio), 1993, 448p.
- [29] **ASTM G49-76** Standard Recommended Practice for Preparation and Use of Direct Tension Stress Corrosion Test Specimens. Annual Book of ASTM Standards, American Society for Testing and Materials.
- [30] **RAMANATHAN, L. V.** Corrosão e seu Controle. São Paulo: Hermos. 1988, 339p.
- [31] **STAINLESS STEELS** / Preface by L. Colombier, J. Hochmann; scientific editors P. Lacombe, B. Baroux Les Editions de Physique Les Ullis, p.25-35; p. 507-547; p. 1993.
- [32] **ASM INTERNATIONAL.** Stainless Steels: Specialty Handbook. Editor Davis & Associates, 1994. 577p.
- [33] **ACESITA S/A.** Características básicas e Cuidados dos Aços Inoxidáveis. 2001. 9p. Apostila. Acesita (Associada ao grupo Arcelor), Timóteo, MG.
- [34] **DENNY, A J.** Principles and Prevention of Corrosion. 2.ed. New Jersey: Prentice Hall, Inc. 1996.
- [35] **PAULA, L. W.** Susceptibilidade à Corrosão Sob Tensão de um Aço Inoxidável Austenítico do Tipo ABNT 304 em Soluções Aquosas, Neutras e Acidificadas, Contendo Cloretos. 2000. 84p. Dissertação de Mestrado. Departamento de Engenharia Metalúrgica e de Materiais, REDEMAT/UFOP, 2000.
- [36] **BOTTON, T.** Estudo Comparativo da Resistência à Corrosão em Meio Ácido e em Meio Contendo Cloretos dos Aços Inoxidáveis UNS S44400, UNS S30403 UNS S31603, Obtidos por Laminação a Quente. 2008. 137 f. Dissertação (Mestrado em Engenharia e Metalúrgica e de Materiais) – Escola Politécnica da Universidade de São Paulo, São Paulo. 2008.

- [37] **GORDON, W.; BENNEKOM, A.** van. Review of stabilization of ferritic stainless steels. *Materials Science and Technology*, v. 12, p. 126-131, 1996.
- [38] **LEE, Y.; KIM, H.; AHN, S. K.** Effects of microalloying elements on corrosion resistant and toughness of 26% Cr ferritic stainless steels. In: *STAINLESS STEEL'99*. AIM, Italia, v.3,p.3-11, Anais, 1999.
- [39] **VAN ZWIETEN, A. C. T. M.; BULLOCH, J. H.** Some consideration on the toughness properties of ferritic stainless steels – A brief review. *International Journal Pressure Vessel and Piping*. V.56, p.1-31, 1993.
- [40] **AKITA, M.; NAKAJIMA, M.; UEMATSU, Y.; TOKAJI, K.** Effects of Annealing and Quenching on Fatigue Behaviour in Type 444 Ferritic Stainless Steel. *Fatigue & Fracture of Engineering Materials & Structures*. Japan, doi: 10.1111/j.1460-2695. 2008.
- [41] **GUIMARÃES, R. F.; MIRANDA, H. C.; FARIAS J. P.** Avaliação do Desempenho do Aço AISI 444 para Aplicação como “Lining” em Torres de Destilação. Ceará, Universidade Federal do Ceará – UFC, 2008.
- [42] **ARCELOR MITTAL** Aço Inoxidável Ferrítico ACE P444A. 2008. 8p. Apostila. ArcelorMittal Inox Brasil.
- [43] **CARBÓ, H. M.** Aços Inoxidáveis: Aplicações e especificações. 2001. 48p. Apostila. Acesita S/A.
- [44] **ROBERGE, P. R.** Handbook of Corrosion Engineering. New York, McGraw-Hill, 2000. p.1-54.
- [45] **CHEN, Y. Y.; LIU, Y. M.; SHIH, H. C.** Stress corrosion cracking of type 321 stainless steel in simulated petrochemical process environments containing hydrogen sulfide and chloride. *Materials Science and Engineering*, Taiwan, v. 407, p.114-126, jul/2005.

- [46] **DIWAKAR, V.; ABHAY, K.J.; SREEKUMAR, K.** Stress Corrosion Cracking of Stainless Steel Bellows of Satellite Launch Vehicle Propellant Tank Assembly. *Engineering Failure Analysis*, v. 10, n.6, Dezembro 2003, p. 699-709.
- [47] **VIEIRA, D. H.; PINTO, D. F.; CARVALHO, J. A. N.; BÁLSAMO, P. S. S.; GODEFROID, L. B.; CÂNDIDO, L. C.** 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, p. 6-10, out.-dez. 2006.
- [48] **MODENESI, P. J.** Soldabilidade dos Aços Inoxidáveis. São Paulo, SENAI-SP, 2001. 100p. il. (Coleção Tecnológica de Soldagem Vol. 1).
- [49] **PECKNER, D.; BERNSTEIN, I. M.** Handbook of Stainless Steel. Mc Graw-Hill, 1977, Cap 4 e 5.
- [50] **BROOKS, J. A.; THOMPSON, A. W.; WILLIAMS, J. C.** A Fundamental Study of the Beneficial Effects of Delta Ferrite in Reducing Weld Cracking. *Welding Journal*, v. 63, 1984, p.71s-83s.
- [51] **BROOKS, J. A.; THOMPSON, A. W.** Microstrutural Development and Solidification Cracking Susceptibility of Austenitic Stainless Steel Welds. *International Materials Reviews*, v. 36, 1991, p.16-44.
- [52] **YOUNGER, R. N.; BORLAND, J. C.; BAKER, R. G.** Heat-affected Zone Cracking of Two Austenitic Steels During Welding. *Brit. Welding Journal*. 1961. p. 575-578.
- [53] **IRVING, B.** Stress Corrosion Cracking: Welding's Number 1 Nemesis. *Welding Journal*, v. 71, n. 12, 1992, p. 39-40.
- [54] **RIBBE, A. P. et. al.** Corrosão e Tratamentos Superficiais dos Metais. Associação Brasileira de Metais – ABM, São Paulo, 1971, 508 p.

- [55] **KYLLANDER, G.** Efeito da Ferrita na Soldagem e Resistência à Corrosão de Aços Inoxidáveis. Avesta Jernverks AB. Tradução original do sueco. [198-].
- [56] **TAKAYAA, S.; MIYAB, K.** Application of Magnetic Phenomena to Analysis of Stress Corrosion Cracking in Welded Part of Stainless Steel. Journal of Materials Processing Technology, v.161, n.2, Abril 2005. p. 66-74.
- [57] **PECKNER, D.; BERNSTEIN, I. M.** Handbook of Stainless Steel. Mc Graw-Hill, 1977, Cap. 4 e 5.
- [58] **PICKERING, F. B.** Physical Metallurgy of Stainless Steel Developments. Stainless Steels 77. 1977, p. 227-250.
- [59] **THIELSCH, H.** Physical and Welding Metallurgy Chromium Stainless Steels. Welding Journal, 30(5), 1951, p. 209s-250s.
- [60] **STEIGERWALD, R. et al.** The Physical Metallurgy of Fe-Cr-Mo Ferritic Stainless Steel 77. 1977, p. 57-76.
- [61] **KAH, D. H.; DICKINSON, D. W.** Weldability of the Ferritic Stainless Steel. Welding Journal, ago. 1981, p. 135s-142s.
- [62] **WELDING HANDBOOK (AWS).** Fundamentals of Welding. 9ª Edição, Vol. 1, 2004, 373p.
- [63] **SCOTTI, A.; PONOMAREV, V.** Soldagem MIG/MAG - Melhor Entendimento, Melhor Desempenho. Uberlândia: Arliber Editora. 1 ed. 2008, 284p.
- [64] **CÂNDIDO, L.C.** Processo de Soldagem MIG. 1996. 36p. Apostila. Departamento de Engenharia Metalúrgica e de Materiais, Universidade Federal de Ouro Preto.
- [65] **MARQUES, P.V.** Tecnologia de Soldagem. 1ª Reimpressão. Fundação Cristiano Otoni – FCO. ESAB. Belo Horizonte, 2002. 352p.

- [66] **WAINER, E.; BRANDI, S.D.; MELLO, F.D.H.** Soldagem: Processos e Metalurgia. Editora Edgard Blocher Ltda., 1992, 492p.
- [67] **OLIVEIRA, T. R.; FARIA, R. A.** Metalurgia da Soldagem dos Aços Inoxidáveis Ferríticos. In: SEMINÁRIO INOX 2000. 4º, 2000, São Paulo. p.85-92.
- [68] **ASTM G36-73** Standard Recommended Practice for Performing Stress Corrosion Cracking Tests in a Boiling Magnesium Chloride Solution. Annual Book of ASTM Standards, American Society for Testing and Materials.
- [69] **ASTM G1-72** Standard Recommended Practice for Preparing, Cleaning and Evaluation Corrosion Test Specimens. Annual Book of ASTM Standards, American Society for Testing and Materials.
- [70] **SILVA, C. C.; FARIAS, J. P.; MIRANDA, H. C.; GUIMARÃES, R. F.; MENEZES, J. W. A.; NETO, M. A. M.** Microstructural characterization of the HAZ in AISI 444 ferritic stainless steel welds. *Materials Characterization*. Brazil, Federal University of Ceará. v.59. p. 528–533. 2008.
- [71] **LOGAN, H. L.** Stress Corrosion”. In: NACE Basic Corrosion Course, Anton de Brasunas, 11a ed., chapter 10, June, Houston, Texas. 1990.
- [72] **DDODY, T.** Intermediate Mixed Zones in Dissimilar Metal Welds for Sour Service. *Welding Journal*, vol. 71, n. 3, 1992, p. 55-60.
- [73] **LABANOWSKI, J.** Stress corrosion cracking susceptibility of dissimilar stainless steels welded joints. *Journal of Achievements in Materials and Manufacturing Engineering*, Gdansk, Poland. v. 20. p. 1-2. January-February 2007.
- [74] **VIEIRA, D.H.; PINTO, D.F.; CARVALHO, J.A.N.; BÁLSAMO, P.S.S.; GODEFROID, L.B.; CÂNDIDO, L.C.** Estudo do Fenômeno de Corrosão em Juntas Soldadas de Aços Inoxidáveis. In: 60º Congresso Anual da ABM. Julho/2005, Belo Horizonte. Livro de Resumos. p. 3. 2005.

- [75] **FARIA, R. A.** Efeito da composição química de aços inoxidáveis ferríticos no desempenho de juntas soldadas pelo processo a arco metálico gasoso (SAMG). M.Sc. Tese, Universidade de São Paulo, São Paulo, Brasil; 2000.
- [76] **MACHADO, I. F.; PADILHA, A. F.** The occurrence of Laves phase in Fe-15% Cr-15% Ni austenitic stainless steel containing niobium. *Acta Microsc* 2003; 12:111-4.
- [77] **MARIANO, N. A.; SPINELLI, D.** Stress corrosion cracking of stainless steel in drill collars. *Materials Science and Engineering*, São Carlos, v. 385, p.212-219, jun/2004.
- [78] **CÂNDIDO, L. C.** Fundamentos da Corrosão. 2000. 42p. Apostila. Associação Brasileira de Corrosão.
- [79] **BOVEN, G. V.; CHEN, W. and ROGGE, R.** The Role of Residual Stress in Neutral pH Stress Corrosion Cracking of Pipeline Steel – Part I: Pitting and Cracking Ocurrence. *Acta Materialia*, v. 55, p.29-42, 2007.
- [80] **AMERICAN SOCIETY FOR TESTING AND MATERIALS, ASTM. A240/A204M.** Chromium and Chromium-Nickel Stainless Steel Plate, Sheet, and Strip for Pressure Vessels and for General Applications, Philadelphia, 2003.
- [81] **JIVKOV, A.P.; STÄHLE P.** Strain-driven Corrosion Crack Growth: A Pilot Study of Intergranular Stress Corrosion Cracking. *Engineering Fracture Mechanics*, v.69, n.18. 2002, p.2095-2111.
- [82] **BARBOSA, R. P.; BUSCHINELLI, A. J. A.; CORREA, E. O.** Influencia do Aporte Térmico e do Metal de Adição na Susceptibilidade a Corrosão Sob Tensão de Juntas Soldadas de Aço AISI 304. *V Congresso Nacional de Engenharia Mecânica – CONEM*, Agosto, 2008.

- [83] **ANTONIOU, N.** Stainless Steel - Grade 316L – Properties, Fabrication and Applications. *Atlas Specialty Metals*. 2009. Pag: <http://www.azom.com/details.asp?ArticleID=2382>.
- [84] **PARK, J. B.; LAKES, R. S.** Biomaterials: An Introduction, 2 ed., New York: Plenum Publishing Corporation, 1992.
- [85] **FONSECA, K. B.; PEREIRA, H. H.; SILVA, S. N.** Avaliação de Falhas em Implantes Metálicos Coxo-Femoral e Joelho Retirados de Pacientes. *Revista Matéria*, v. 10, n. 3, pp. 472 – 480, 2005.
- [86] **CÂNDIDO, L. C.** Comportamento do Aço Inoxidável ABNT 304 à Corrosão Sob Tensão em Soluções Aquosas Neutras de NaCl à Temperatura de Ebulição Utilizando a Técnica de Carga Constante. 1987. 158 f. Dissertação (Mestrado em Engenharia e Metalúrgica e de Materiais) – Escola de Engenharia da Universidade Federal do Rio Grande do Sul, Porto Alegre. 1987.
- [87] **GUIMARÃES, R.F.** Avaliação Comparativa dos *Linings* dos Aços AISI 444 E AISI 316L para Aplicação em Torres de Destilação de Petróleo, UFC, 2005.

Principais Sites:

- http://www.iope.com.br/3i_corrosao.htm (02/2009)
- <http://www.abraco.org.br/fotcol39.htm> (03/2009)
- http://www.iope.com.br/3i_corrosao_4.htm (03/2009)
- <http://www.inovacaotecnologica.com.br/noticias/notic> (03/2009)
- <http://ww.wikipedia.org/> (04/2009)
- <http://www.infosolda.com.br> (04/2009)
- <http://www.atlasmetals.com.au/> (05/2009)

ANEXOS

ANEXO I – Micrografias das amostras que apresentaram trincas de CST transgranulares

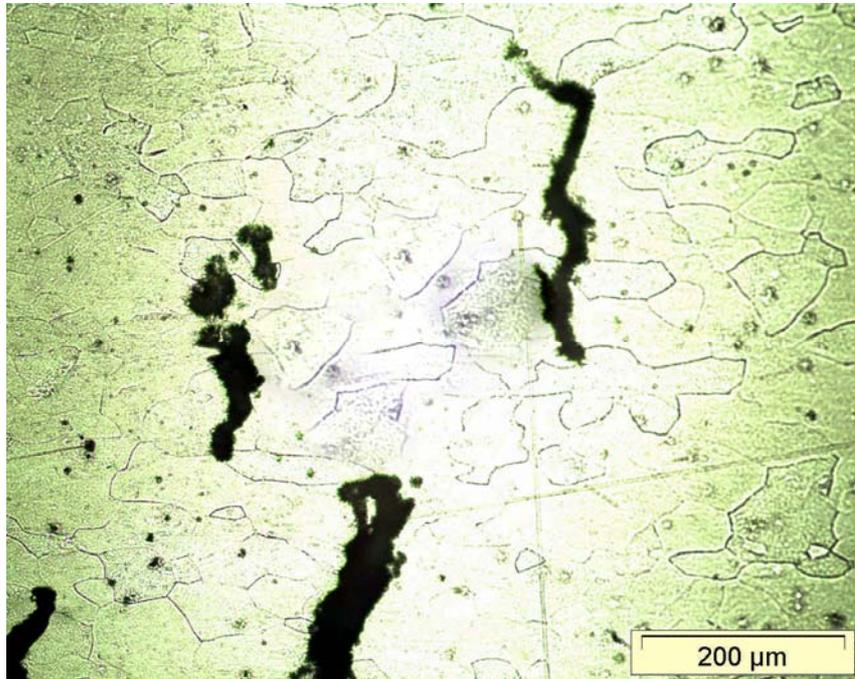


FIGURA 8.1: Trincas Transgranulares de CST desenvolvida na junta soldada com o metal de adição E309L. Microscopia Ótica. Ataque eletrolítico: Ácido Oxálico.

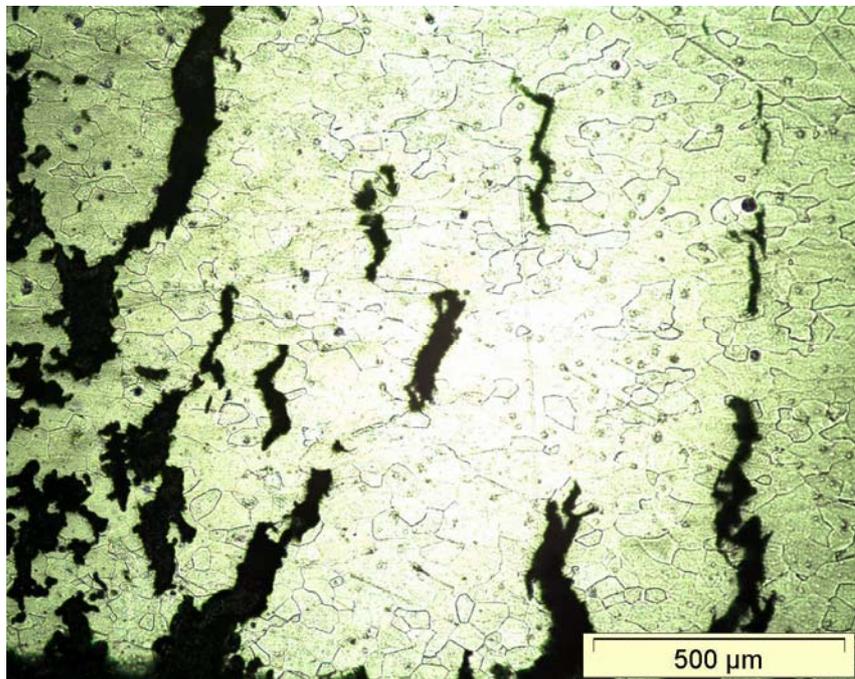


FIGURA 8.2: Trincas Transgranulares de CST desenvolvida na junta soldada com o metal de adição E309L. Microscopia Ótica. Ataque eletrolítico: Ácido Oxálico.

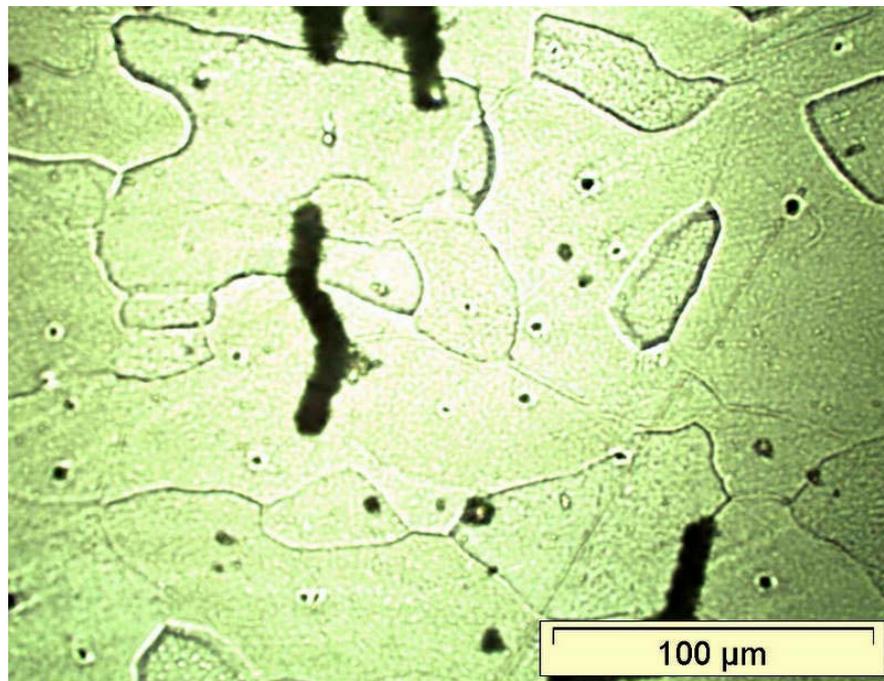


FIGURA 8.3: Trincas Transgranulares de CST desenvolvida na junta soldada com o metal de adição E316L. Microscopia Ótica. Ataque eletrolítico: Ácido Oxálico.

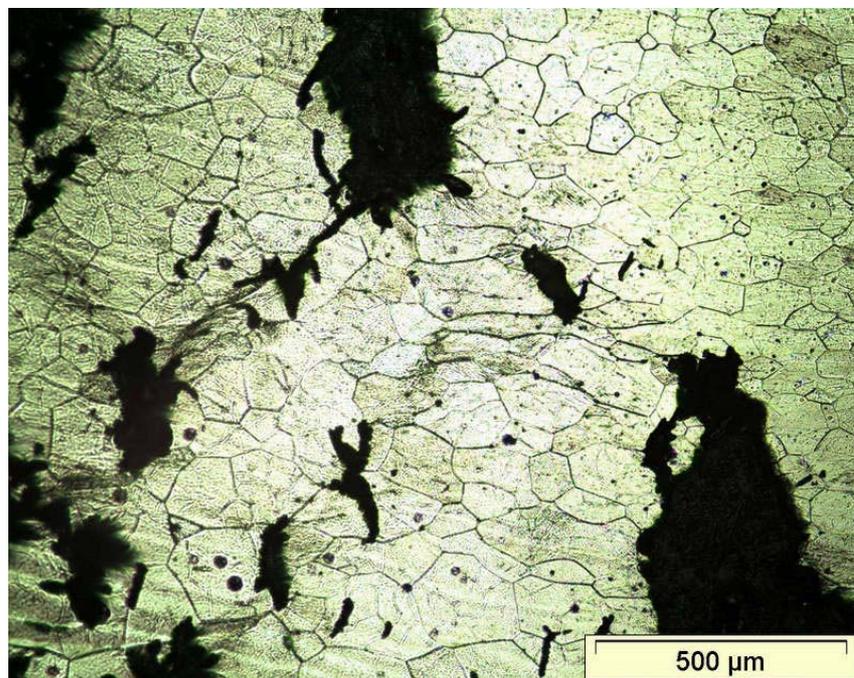


FIGURA 8.4: Trincas Transgranulares de CST desenvolvida na junta soldada com o metal de adição E316L. Microscopia Ótica. Ataque eletrolítico: Ácido Oxálico.

ANEXO II – Microscopias Eletrônicas de Varredura (MEV) das amostras que apresentaram trincas de CST

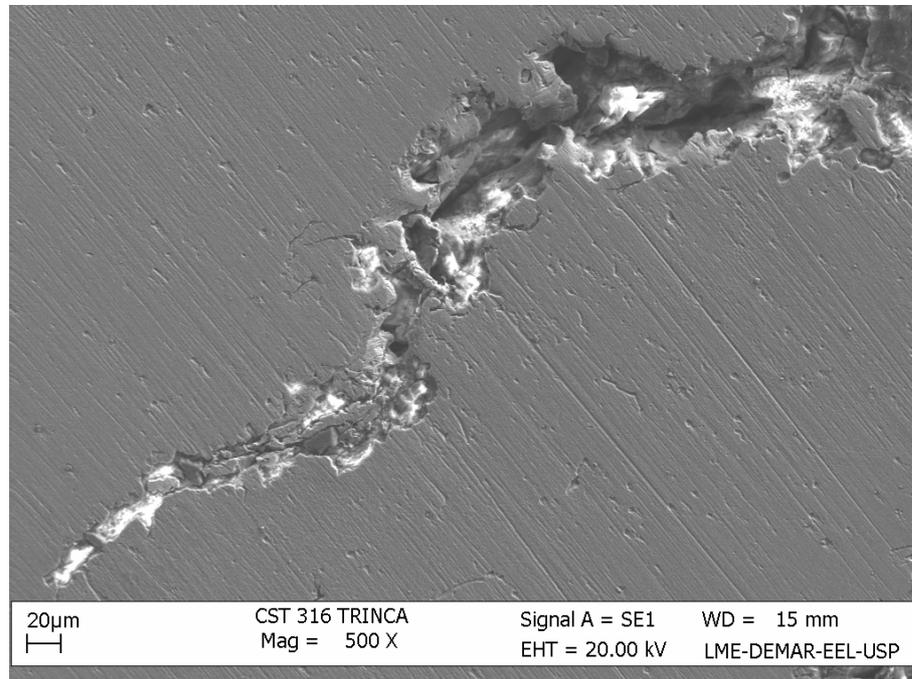


FIGURA 8.5: Trincas de CST desenvolvida na junta soldada com o metal de adição E316L. MEV.

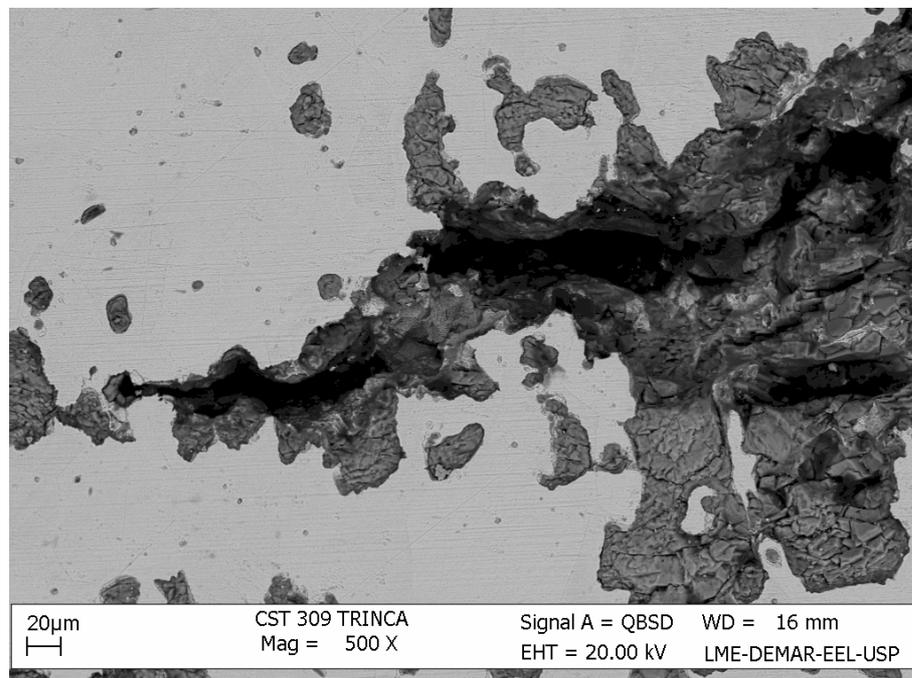


FIGURA 8.6: Trincas de CST desenvolvida na junta soldada com o metal de adição E309L. MEV.

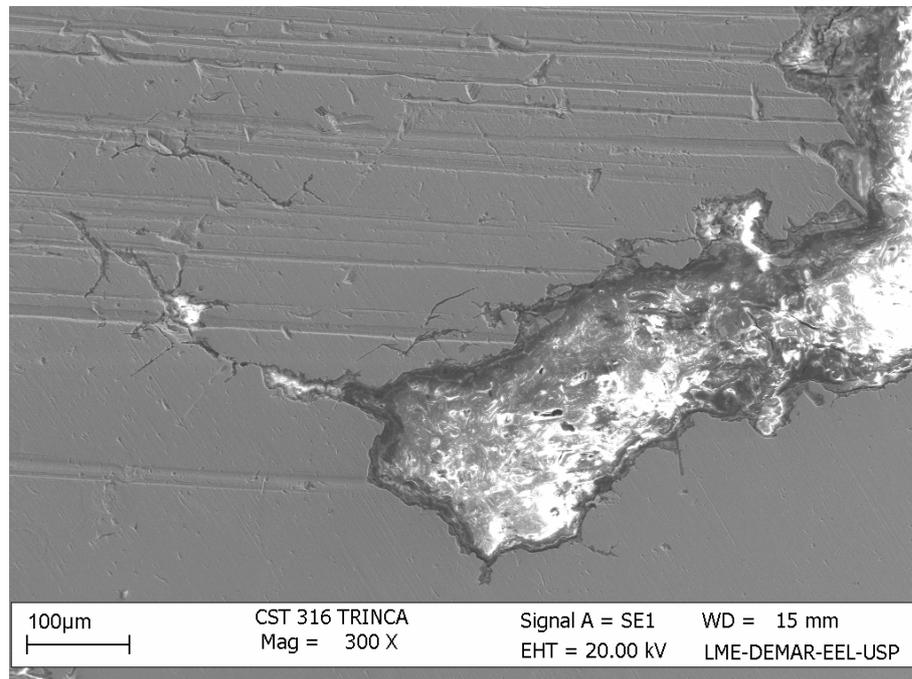


FIGURA 8.7: Trincas de CST desenvolvida na junta soldada com o metal de adição E316L. MEV.

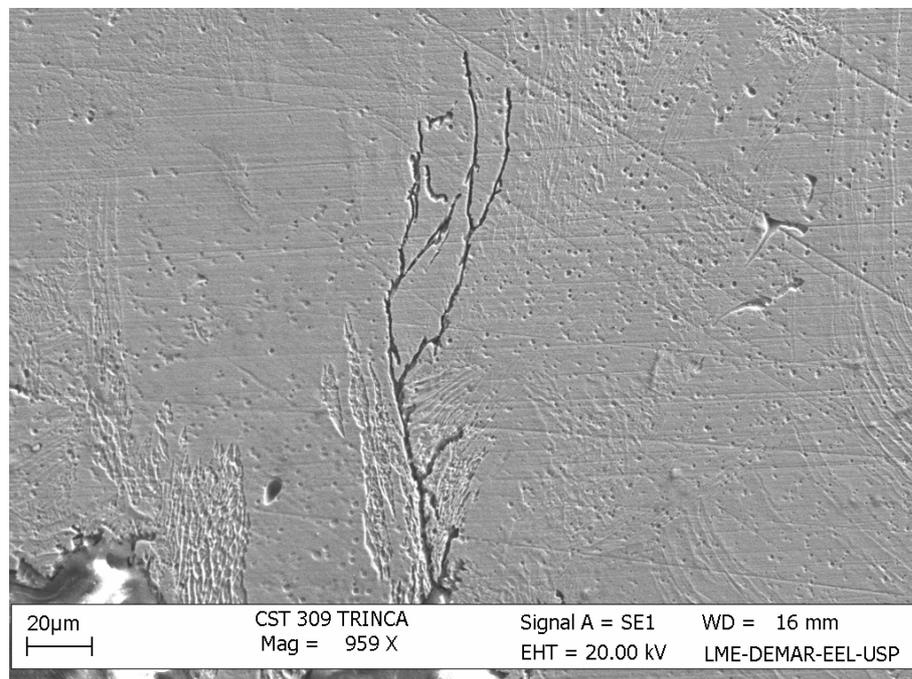


FIGURA 8.8: Trincas de CST desenvolvida na junta soldada com o metal de adição E309L. MEV.

ANEXO III – Microscopias das amostras que apresentaram somente corrosão superficial.

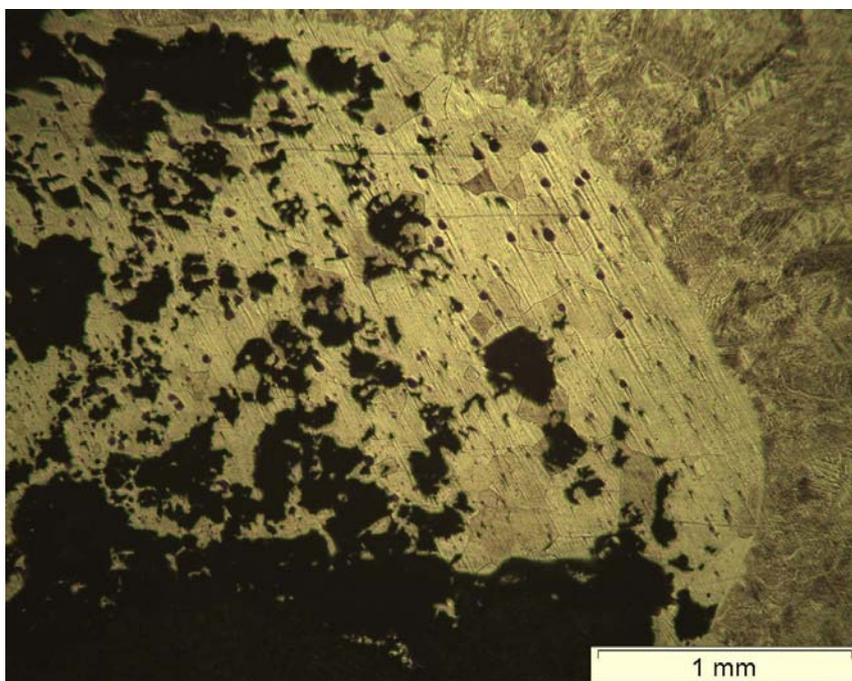


FIGURA 8.9: Corrosão superficial da juntas soldada com o metal de adição E316L. Microscopia Ótica. Ataque: Água Régia.

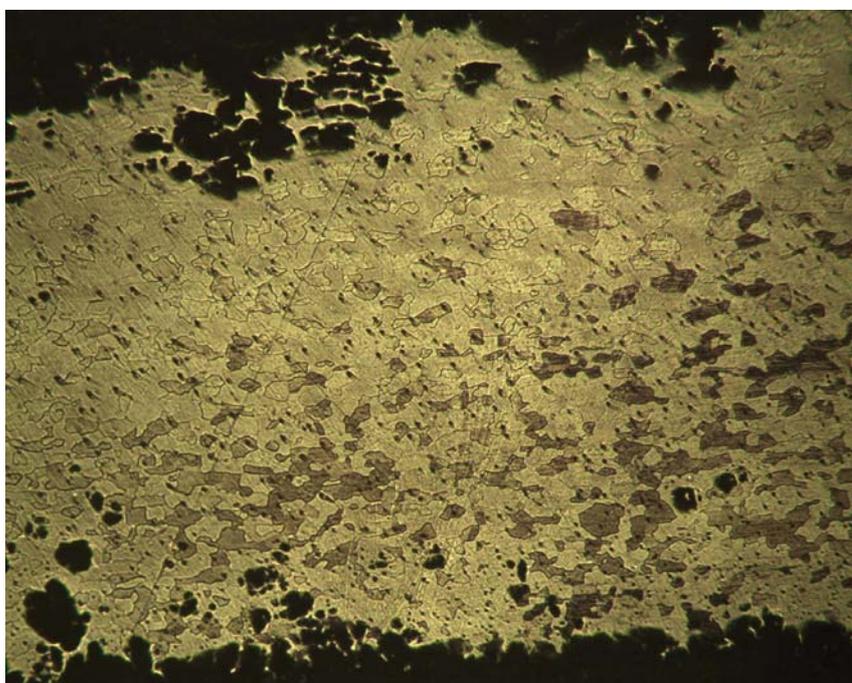


FIGURA 8.10: Corrosão superficial da juntas soldada com o metal de adição E316L. Microscopia Ótica. Aumento: 50x. Ataque: Água Régia.

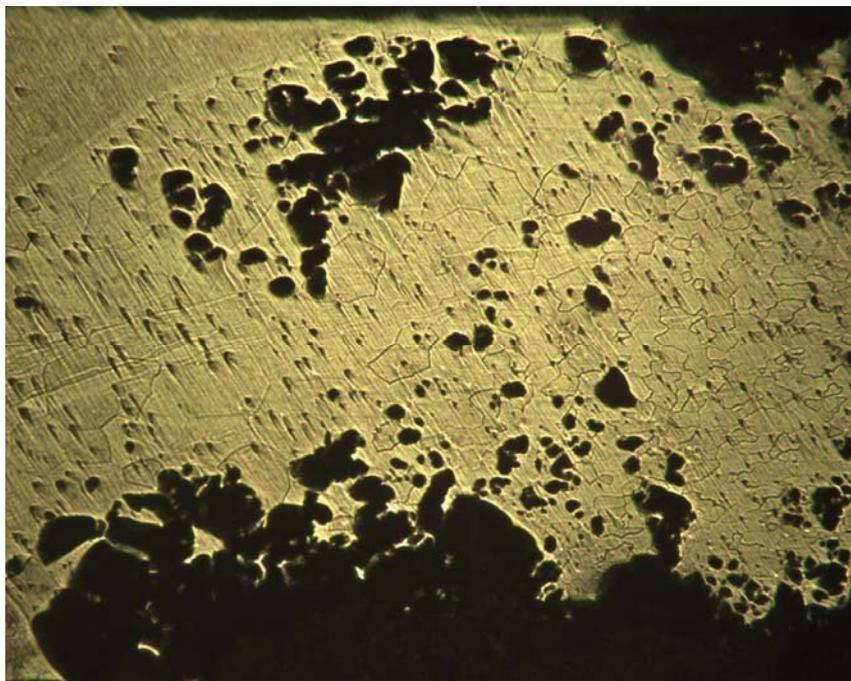


FIGURA 8.11: Corrosão superficial da juntas soldada com o metal de adição E309L. Microscopia Ótica. Aumento: 50x. Ataque: Água Régia.

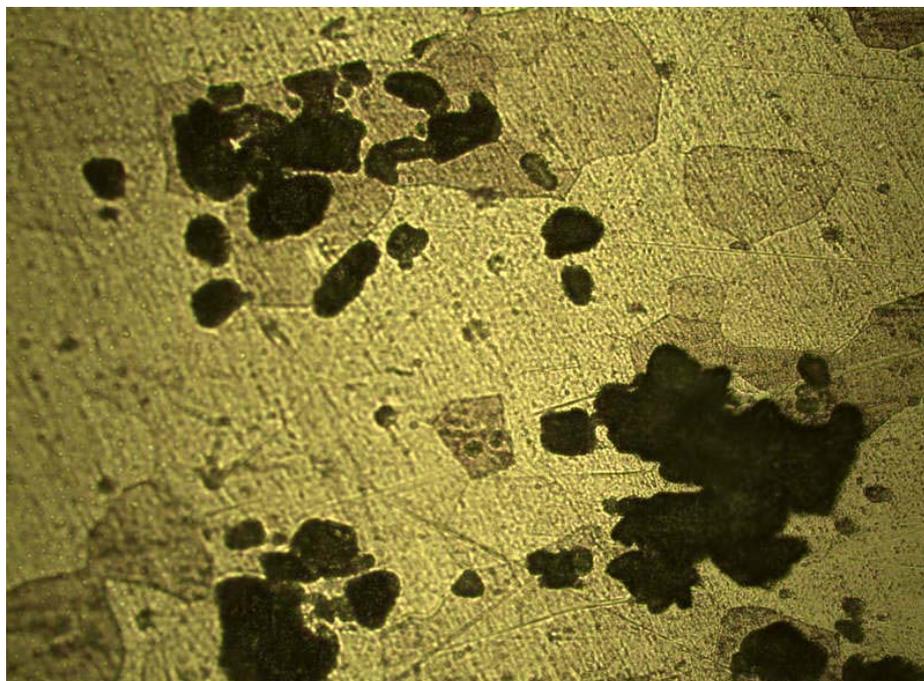


FIGURA 8.12: Corrosão superficial da juntas soldada com o metal de adição E309L. Microscopia Ótica. Aumento: 200x. Ataque: Água Régia.

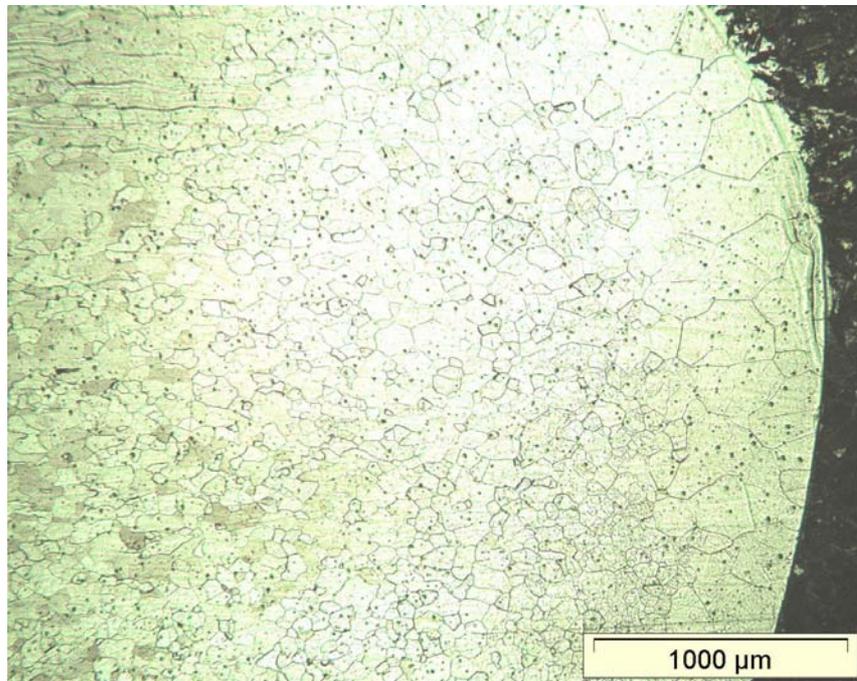
ANEXO IV – Microscopias das juntas soldadas. Crescimento de grão

FIGURA 8.13: Crescimento de grão na ZTA da junta soldada com o metal de adição E316L. Microscopia Ótica. Ataque eletrolítico: Hipossulfito de sódio.

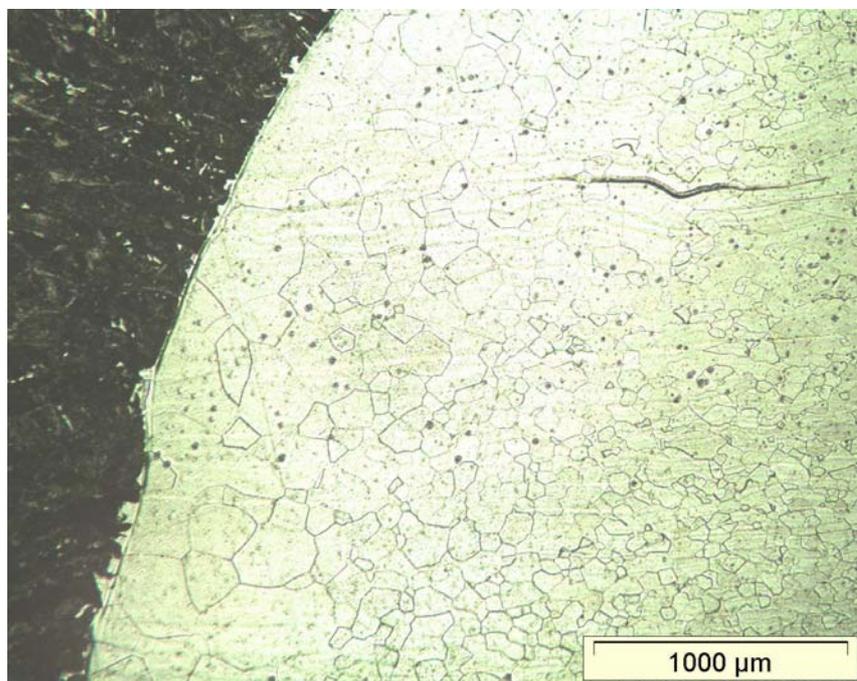


FIGURA 8.14: Crescimento de grão na ZTA da junta soldada com o metal de adição E309L. Microscopia Ótica. Ataque eletrolítico: Hipossulfito de sódio.

PRODUÇÃO CIENTÍFICA

- **ANTUNES, P. D.; CORREA, E. D.; CORTEZ, R. M.; NASCIMENTO, A.** Mechanical And Microstrutural Characterization Of Welded Joints Of Ferritic Stailess Steel Aisi 444. *18th IFHTSE Congress - International Federation for Heat Treatment and Surface Engineering*, 2010 July 26-30th, Rio de Janeiro, RJ, Brazil.

- **ANTUNES, P. D.; CORREA, E. D.; CORTEZ, R. M.; NASCIMENTO, A.** Efeito do Metal de Adição nas Propriedades Mecânicas e na Susceptibilidade à Corrosão Sob Tensão de Juntas Soldadas do Aço Inoxidável Ferrítico AISI 444. *65º Congresso Internacional da ABM - Associação Brasileira de Metalurgia, Materiais e Mineração*, Rio de Jareiro – RJ - Brasil, 2010.

- **ANTUNES, P. D.; CORREA, E. D.; BARBOSA, R. P.; NASCIMENTO, A.** Influência do Metal de Adição na Microestrutura e nas Propriedades Mecânicas de Juntas Soldadas do Aço Inoxidável Ferrítico AISI 444. *VI CONEM - Congresso Nacional de Engenharia Mecânica*, Campina Grande – Paraíba - Brasil, 2010.

- **ANTUNES, P. D.; CORREA, E. D.; CORTEZ, R. M.; NASCIMENTO, A.** Influência da Composição Química do Metal de Adição nas Propriedades Mecânicas e na Susceptibilidade à Corrosão Sob Tensão de Juntas Soldadas do Aço Inoxidável Ferrítico AISI 444. *Ciência & Tecnologia dos Materiais – Sociedade Portuguesa de Materiais*, Vol. 22, n.º ½, 2010.