

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

**INFLUÊNCIA DO METAL DE ADIÇÃO NA SUSCEPTIBILIDADE À
CORROSÃO SOB TENSÃO DE JUNTAS SOLDADAS DISSIMILARES
DE AÇO INOXIDÁVEL AUSTENÍTICO 316 E AÇO INOXIDÁVEL
DÚPLEX 2304**

Autor: Leonardo Albergaria Oliveira
Orientador: Prof. Dr. Edmilson Otoni Corrêa

Itajubá, Junho de 2013

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

DISSERTAÇÃO DE MESTRADO

**INFLUÊNCIA DO METAL DE ADIÇÃO NA SUSCEPTIBILIDADE À
CORROSÃO SOB TENSÃO DE JUNTAS SOLDADAS DISSIMILARES
DE AÇO INOXIDÁVEL AUSTENÍTICO 316 E AÇO INOXIDÁVEL
DÚPLEX 2304**

Autor: Leonardo Albergaria Oliveira

Orientador: Prof. Dr. Edmilson Otoni Corrêa

Curso: Mestrado em Engenharia Mecânica

Área de Concentração: Projeto e Fabricação

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

Junho de 2013.

Itajubá/MG – Brasil

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

O48i

Oliveira, Leonardo Albergaria

Influência do metal de adição na susceptividade à corrosão sob tensão de juntas soldadas dissimilares de Aço Inoxidável AISI 316 e Aço Inoxidável Dúplex UNSS 2304 / Leonardo Albergaria Oliveira. -- Itajubá, (MG) : [s.n.], 2013.

67 p. : il.

Orientador: Prof. Dr. Edmilson Otoni Corrêa.

Dissertação (Mestrado) – Universidade Federal de Itajubá.

1. Corrosão sob tensão. 2. Aços inoxidáveis. 3. Soldagem. I. Corrêa, Edmilson Otoni, orient. II. Universidade Federal de Itajubá. III. Título.

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

DISSERTAÇÃO DE MESTRADO

**INFLUÊNCIA DO METAL DE ADIÇÃO NA SUSCEPTIBILIDADE À
CORROSÃO SOB TENSÃO DE JUNTAS SOLDADAS DISSIMILARES
DE AÇO INOXIDÁVEL AUSTENÍTICO 316 E AÇO INOXIDÁVEL
DÚPLEX 2304**

Autor: Leonardo Albergaria Oliveira

Orientador: Prof. Dr. Edmilson Otoni Corrêa

Composição da Banca Examinadora:

Prof. Dr. Carlos Alberto Carvalho Castro – (CEFET-MG)

Prof. Dr. Ricardo Risso Chaves - (UNIFEI)

Prof. Dr. Edmilson Otoni Corrêa – (Orientador – UNIFEI)

Agradecimentos

A Deus, pela força e paciência.

Aos meus pais e irmãos, a minha família, pelo apoio e incentivo.

Ao meu orientador, Prof. Dr. Edmilson Otoni Correa, pela competência, dedicação, paciência e amizade.

Ao Ronaldo, da empresa ESAB, pela doação dos arames.

Aos funcionários da Oficina Mecânica e do Laboratório de Metalurgia e Materiais da UNIFEI pelo apoio e participação durante a fase de realização dos ensaios e análises.

À Coordenação de Aperfeiçoamento de Pessoal de Nível Superior (CAPES), através do programa de bolsas, pelo apoio financeiro.

Enfim, a todos os meus amigos que, de alguma forma, contribuíram para que mais esta conquista fosse possível em minha vida.

Resumo

Oliveira, L. A. (2013), Influência Do Metal De Adição Na Susceptibilidade à Corrosão Sob Tensão De Juntas Soldadas Dissimilares De Aço Inoxidável Austenítico 316 e Aço Inoxidável Dúplex 2304, Dissertação (Mestrado em Projeto e Fabricação), Instituto de Engenharia Mecânica, Universidade Federal de Itajubá, Itajubá – MG.

Devido à grande utilização de soldas dissimilares nas indústrias, este trabalho é de grande importância. Neste trabalho, apresenta-se investigação da influência dos metais de adição E316L e E2209 quanto à susceptibilidade à corrosão sob tensão (CST), em juntas soldadas do aço inoxidável austenítico AISI 316 e do aço inoxidável duplex AISI 2304, em solução aquosa de $MgCl_2$ (43%). Estes dois tipos de metal de adição foram utilizados 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. As propriedades mecânicas das juntas soldadas foram analisadas através de ensaios de tração e dureza Vickers. Para avaliar a susceptibilidade das juntas soldadas à corrosão sob tensão, foi usado o método de ensaio de corrosão sob tensão utilizando carga constante. As amostras foram caracterizadas quanto à microestrutura após o ensaio. A susceptibilidade à CST foi avaliada em termos do tempo para fratura. A susceptibilidade à CST foi avaliada em termos do tempo para fratura. Os testes de CST revelaram que o eletrodo E316L apresentou melhor resistência a fissuração por corrosão sob tensão.

Palavras-Chave: Corrosão Sob Tensão. Aços Inoxidáveis. Soldagem.

Abstract

Oliveira, L. A. (2013), Influence Of Metal From Corrosion Susceptibility In Addition Under Tension From Dissimilar Welded Joints Stainless Steel Austenitic 316 Stainless Steel and Duplex 2304, Dissertation (Master in Design and Manufacturing), Institute of Mechanical Engineering, Federal University of Itajubá, Itajubá – MG, Brazil.

This work presents the investigation of the influence of the filler metals E316L and E2209 on the susceptibility to stress corrosion cracking (SCC) of welded joints of austenitic stainless steel AISI 316 and duplex stainless steel AISI 2304 in aqueous solution of $MgCl_2$ (43%). These two types of filler metals were used for the purpose of producing welded joints fusion zones with different chemical compositions. To analyze the microstructure of the welded joints was used an optical microscope. The mechanical properties of the welded joints were analyzed by tensile tests and Vickers hardness. To assess the susceptibility of welded joints to stress corrosion method was used for corrosion test under load using load constant. Samples were characterized micro structurally after the test. The susceptibility to CST was assessed in terms of time to fracture. The CST tests revealed that the electrode E316L showed better resistance to stress corrosion cracking

Word Keys: Stress Corrosion Cracking Tension, Stainless steels, Welding.

SUMÁRIO

SUMÁRIO.....	i
LISTA DE TABELAS.....	iii
LISTA DE FIGURAS.....	v
1. INTRODUÇÃO.....	1
2. OBJETIVOS.....	3
3 REVISÃO BIBLIOGRÁFICA.....	4
3.1 Aços Inoxidáveis	4
3.1.1 Influência dos Elementos de Liga no Aço Inoxidável.....	5
3.1.2 Aços Inoxidáveis Austeníticos.....	6
3.1.3 AISI 316.....	8
3.2 Aços Inoxidáveis Dúplex	9
3.2.1 Características dos Aços Inoxidáveis Dúplex.....	10
3.2.2 Propriedades Mecânicas dos Aços Inoxidáveis Dúplex.....	10
3.3 Soldabilidade dos Aços Inoxidáveis	12
3.3.1 Soldabilidade dos Aços Inoxidáveis Austeníticos.....	13
3.3.2 Soldabilidade dos Aços Inoxidáveis Dúplex.....	16
3.4 Processo de soldagem GMAW.....	17
3.5 Corrosão	20
3.5.1 Corrosão Sob Tensão.....	20
3.5.2 Mecanismos de Propagação das Trincas.....	23
3.5.3 Efeitos da Tensão na CST.....	24
3.5.4 Fatores Relevantes da Corrosão Sob Tensão	25
3.5.5 Ensaio de Corrosão Sob Tensão	28
3.5.5.1 Ensaio de Corpo de Prova não Entalhado.....	30
4 MATERIAIS E MÉTODOS	32
4.1 Materiais.....	32
4.1.1 Metais Utilizados.....	32
4.1.2 Metais de Adição	32
4.1.3 Solução de Ataque.....	33
4.2 Métodos.....	34
4.2.1 Confecção dos Corpos de Prova.....	34
4.2.2 Ensaio Mecânicos e Metalográficos	37
4.2.2.1 Ensaio de Tração	38
4.2.2.2 Ensaio de Microdureza Dureza Vickers.....	38
4.2.2.3 Ensaio Metalográficos	39

4.2.3 Ensaio de Corrosão sob Tensão.....	40
4.2.3.1 Dispositivo de Ensaio de Corrosão sob Tensão	40
4.2.3.2 Procedimento de Ensaio de Corrosão sob Tensão	41
4.2.4 Inspeção Visual.....	42
5.RESULTADOS E DISCUSSÃO	43
5.1 Caracterização Microestrutural	43
5.1.1 Metais Utilizados para as Juntas.	43
5.1.2 Juntas.....	44
5.2 Ensaio de Tração	48
4.3 Ensaio de Dureza.....	50
5.4 Ensaio de Corrosão Sob Tensão.	53
5.4.1 Análise Microestrutural após o Ensaio de CST.	56
5.4.1.1 Juntas Soldadas com Metal de Adição E316L	56
5.4.1.2 Juntas Soldadas com Metal de Adição 2209.....	61
6. CONCLUSÃO	65
7. REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS	66

LISTA DE TABELAS

Tabela 1. Classes e nomenclaturas dos aços inoxidáveis (ANTUNES, 2010).....	6
Tabela 2. Composição química (% em peso) do aço AISI 316.....	9
Tabela 3. Composição química dos principais aços inoxidáveis	11
Tabela 4. Comparação entre as propriedades mecânicas dos aços inoxidáveis dúplex e austeníticas:.....	12
Tabela 6. A Tabela que indica alguns sistemas material-meio corrosivo:.....	22
Tabela 7. Alguns tipos de materiais meios que causam corrosão sob tensão de alguns metais e suas ligas. (GEMELLI, 2001).	26
Tabela 8. A Tabela que mostra a composição do aço inoxidável austenítico utilizado.....	32
Tabela 9. Composição química do aço inoxidável duplex 2304 (UNS 32304).	32
Tabela 10. Tabela de comparação da propriedades mecânicas dos materiais utilizados.	32
Tabela 11. Composição dos arames (ESAB, 2010).	33
Tabela 12. Tabela dos parâmetros de soldagem utilizados.	34
Tabela 13. Tabela de medições do aço inoxidável 316 após ser recebido.	50
Tabela 14. Tabela de medições do aço inoxidável 2304 após ser recebido.	51
Tabela 15. Tabela de medições da união dos aços inoxidáveis 316+ 2304 com o metal de adição 316L.	52
Tabela 16. Tabela de medições da união dos aços inoxidáveis 316+ 2304 com o metal de adição 2209.	52
Tabela 17. Resultados obtidos nos ensaios de corrosão sob tensão.	54

LISTA DE ABREVIATURAS E SIGLAS

CAPES – Coordenação de Aperfeiçoamento de Pessoal de Nível Superior

IEM – Instituto de Engenharia Mecânica

UNS – Unified Numbering System

AISI – American Iron and Steel Institute

ASTM – American Society for Testing and Materials

CNC – Controle Numérico Computadorizado

CNPq – Conselho Nacional de Desenvolvimento Científico e Tecnológico

CP – Corpo de prova

CST – Corrosão Sob Tensão

MB – Metal Base

ZF – Zona Fundida

ZTA – Zona Termicamente Afetada

UNIFEI – Universidade Federal de Itajubá

LISTA DE FIGURAS

Figura 1. Diagrama da série 300 dos aços inoxidáveis austeníticos (S/A., 2001).....	7
Figura 2. Microestrutura típica de um aço inoxidável austenítico (1) AISI 316L X 400 e microestrutura típica de um aço inoxidável duplex (2) SAF2205 X 400 (SENATORE, FINZETTO e PEREA, 2007).....	11
Figura 3. Diagrama pseudo-binário Fe-Cr-Ni para um teor de ferro de 70% (PINTO, 2006).	14
Figura 4. Trincas intergranulares na ZTA e na região não misturada da zona fundida de uma peça fundida de aço inoxidável. Aumento de 100x (MODENESI, 2001).....	15
Figura 5. Morfologia da fase sigma após envelhecimento isotérmico à 750°C (SILVA, 2011).....	17
Figura 6. Processo básico de soldagem MIG/MAG (FORTES e VAZ, 2005)	18
Figura 7. Desenho esquemático da secção transversal de uma solda (WAINER, BRANDI e MELLO, 1992).	19
Figura 8. Condições mínimas para a ocorrência de Corrosão sob tensão (FERNANDES, 2010).	21
Figura 9. Corrosão sob tensão no aço AISI-446 em solução de NaCl (250x) (SILVA, 2011).	23
Figura 10. Comportamento de aços inoxidáveis a CST em solução efervescente de cloreto de magnésio 42%. Fonte: (ASM Handbook ,1989).	26
Figura 11. Comportamento da velocidade da trinca em relação a temperatura do meio corrosivo (SPEIDEL, 1981).	27
Figura 12. Fissuração por Corrosão Sob Tensão em arames de Fe-Cr-Ni submetidos a uma solução fervente de cloreto de magnésio (FONTANA, 1986).....	28
Figura 13. Evolução da tensão real e da tensão nominal nos ensaios a carga e ou a deformação constante (GEMELLI, 2001).....	30
Figura 14. Curva esquemática para o tempo de falha típico em função de uma tensão aplicada em ensaios de corrosão.	31
Figura 15. Foto do medidor de pH e a solução.	33
Figura 16. Apresentação do equipamento utilizado, a tocha e o carro tartaruga, utilizadas para a união das chapas.....	35
Figura 17. Chapa já soldada.	35
Figura 18. Sequência de preparação das chapas.....	36
Figura 19. Geometria e dimensões do corpo de prova após usinagem.	36
Figura 20. Corpo de prova usinado no centro de usinagem Fadal CNC 88HS da UNIFEI (FERNANDES, 2010).....	37
Figura 21. Foto do corpo de prova 316+316+2304 lixado e polido.....	37
Figura 22. Máquina utilizada para ensaios de tração.	38
Figura 23. Microscópio ótico e microprocessador de dados.	40
Figura 24. Bancada de ensaio de Corrosão Sob Tensão.....	41
Figura 25. Corpo de prova isolado	41
Figura 26. Microestrutura do aços inoxidável austenítico 316.....	43
Figura 27. Microestrutura do aço inoxidável Duplex 2304.....	44
Figura 28. Foto mostrando a penetração do cordão de solda	44
Figura 29. Foto do topo da junta. 316+316+Duplex.	45
Figura 30. Foto da raiz da junta de 316+316+Duplex.....	45
Figura 31. Foto do topo da junta de 316+ Duplex +Duplex.....	45
Figura 32. Foto da raiz da junta de 316+ Duplex +Duplex.	46
Figura 33. Microestrutura da união utilizando o metal de adição 316 no lado do metal base duplex... 46	
Figura 34. Microestrutura da união utilizando o metal de adição 316 no lado do metal base Austenítico.	47
Figura 35. Microestrutura da união utilizando o metal de adição 2209 no lado do metal baseaustenítico.	47
Figura 36. Microestrutura da união utilizando o metal de adição 2209 no lado do metal base duplex. 48	
Figura 37. Resultado do ensaio de tração do Corpo de prova 316+316+Duplex.....	49

Figura 38. Resultado do ensaio de tração do Corpo de prova 316+2209+Duplex.....	49
Figura 39. Gráfico das medições do aço inoxidável 316 após ser recebido.....	50
Figura 40. Gráfico das medições do aço inoxidável 2304 após ser recebido.....	51
Figura 41. Gráfico de medições da união dos aços inoxidáveis 316+ 2304 com o metal de adição 316L.....	51
Figura 42. Gráfico de medições da união dos aços inoxidáveis 316+ 2304 com o metal de adição 2209.....	53
Figura 43. Macrografia do corpo de prova fraturado 316+Duplex+Duplex após CST.....	54
Figura 44. São macrografias do corpo de prova fraturado 316+316+Duplex após CST.	55
Figura 45. Fratura e trincas transgranular na ZTA e no metal base 316 após ensaio de CST. No corpo de prova 316+316+Duplex cp2.....	56
Figura 46. Trinca transgranular no metal adição 316L do lado do metal base AISI316 após ensaio de CST do corpo de prova, 316+316+Duplex 3 500x.	57
Figura 47. Microestrutura do corpo de prova 316+316L+2304.....	57
Figura 48. Microestrutura do corpo de prova 316+316L+2304.....	58
Figura 49. Microestrutura da zona fundida do metal de adição 316L com a presença de uma rede de ferrita delta de forma contínua. Ataque eletrolítico: ácido oxálico 10%.....	59
Figura 50. Fratura na região da zona fundida e trinca no metal base AISI 2304 após ensaio de CST, próxima a região de fratura. No corpo de prova 316+316+Duplex cp1.....	60
Figura 51. A seta apresenta trincas internas na ZTA do metal base 316. Com ampliação 200x.	61
Figura 52. Fotografia da fratura do corpo de prova 316+2209+2304.....	62
Figura 53. A seta apresenta trinca na ZTA do lado do metal base 316 e no metal adição 2209 após ensaio de CST do corpo de prova 316+Duplex+Duplex.....	62
Figura 54. Fotografia da microestrutura da ZTA do metal base 2304 do corpo de prova 316+2209+2304.	63
Figura 55. A foto apresenta trincas internas na ZTA do metal base 316 do corpo de prova 316+2209+2304.	64

1. INTRODUÇÃO

Os aços inoxidáveis são materiais muito utilizados nas indústrias, principalmente por suas características específicas, notadamente aquelas relacionadas a resistência a corrosão e a propriedades mecânicas. Porém, estes materiais exigem cuidados especiais na sua conformação, sob o risco de comprometimento de suas propriedades específicas. Dentre os processos de conformação, destaca-se a soldagem dos aços inoxidáveis, pois, reconhecidamente, esta é uma das operações que podem levar a um comprometimento destes materiais. Portanto, a utilização de procedimentos inadequados de soldagem pode afetar de forma definitiva algumas características do material, resultando em alterações significativas no metal de base, principalmente no comportamento mecânico e no que tange a sua resistência à corrosão (SILVA, 2011).

Tanques e tubulações em transportadores químicos que entram em contato com meios corrosivos são fabricados a partir de diferentes tipos de aços inoxidáveis. O aço inoxidável mais comumente utilizado tem sido o aço inoxidável austenítico tipo 316L, e menos utilizado, o 317L (LABANOWSK, 2007).

Estes aços têm uma boa resistência à corrosão e são conformáveis e soldáveis. No entanto, hoje o movimento em direção ao uso de aços inoxidáveis duplex (que possui estrutura austenítica-ferrítica) é evidente. Uma avaliação para estabelecer os benefícios relativos dos dois tipos de aço foi realizada com base em custo, resistência à corrosão e soldagem (LABANOWSK, 2007).

Por exemplo, os aços inoxidáveis duplex utilizados em tanques químicos têm muitas vantagens sobre os austeníticos convencionais. Os aços inoxidáveis duplex apresentam maior resistência à corrosão por pite e resistência ao trincamento. Além disso, os tanques são partes integrantes da estrutura, e a alta resistência ao escoamento dos aços inoxidáveis duplex maior que 450 MPa permite que as espessuras das chapas empregadas em estruturas possam ser reduzidas consideravelmente (Stress Corrosion Cracking Susceptibility of Dissimilar stainless steels Welded Joint).

Juntas soldadas de aços inoxidáveis podem ser um ponto fraco na construção de estruturas. É por isso que tanta atenção tem sido dada aos aspectos de soldabilidade de aços inoxidáveis de alta liga, no sentido de estender seu uso para aplicações mais exigentes.

A soldabilidade das chapas 316 não é problemática. É preciso escolher consumíveis que podem dar 5 a 10% de ferrita delta na microestrutura soldada, que é essencial para evitar trincas solidificação (LABANOWSK, 2007).

Em aços inoxidáveis duplex a operação de solda fornece um possível tratamento térmico indesejado nas proximidades da solda.

Durante a soldagem, o metal base sofre aquecimento e ocorrem mudanças na sua microestrutura. Esta área é chamada de zona termicamente afetada pelo calor (ZTA), e o aquecimento faz com que o material atinja altas temperaturas, quando ele está quase totalmente ferrítico. Após o resfriamento, há uma formação da austenita que começa nos contornos de grão e, em seguida, continua nos grãos de ferrita. A extensão de ferrita para a transformação austenítica depende do aço, da composição e das condições de soldagem.

Há possibilidade de reparações de partes comprometidas ou danificadas de estruturas feitas com aços inoxidáveis 316, podendo substituir a parte danificada por um peça de aço inoxidável duplex com maior resistência e melhores propriedades mecânicas do que por uma mesma de 316.

A substituição de aços inoxidáveis austeníticos 316 por aço inoxidável duplex, poderia ser benéfica, por causa das ótimas propriedades do duplex.

No caso de utilização de reparações de peças de aço inoxidável 316 com chapas de aço inoxidável duplex, seria mais recomendado no caso ser realizado um reparo utilizando o processo de soldagem. Utilizaria-se um metal de adição recomendado para o 316 ou para o duplex.

Quando à reparação de uma parte de uma peça de inoxidáveis austenítico 316, por uma de duplex, neste estudo foram utilizados dois metais de adição, um adequado para a soldagem de aços inoxidáveis duplex e outro indicado para a soldagem de aços inoxidáveis austeníticos. Estas uniões foram testadas pela sua susceptibilidade à corrosão sob tensão, sendo observado qual seria o melhor metal de adição para a confecção desta junta e para realização deste reparo.

2. OBJETIVOS

Verificar a influência do metal de adição sobre a microestrutura e a resistência à corrosão sob tensão de juntas soldadas dissimilares de aço inoxidável austenítico 316 e do aço inoxidável duplex 2304.

3 REVISÃO BIBLIOGRÁFICA

3.1 Aços Inoxidáveis

Aço inoxidável é o termo empregado para identificar uma família de aços contendo 11% ou mais do elemento cromo (PANOSSIAN, 1993), elemento químico que garante ao material elevada resistência à corrosão. O elemento cromo distribuído de forma homogênea por todo o aço, ao entrar em contato com o oxigênio do ar, forma uma camada fina, contínua e resistente de óxido sobre a superfície do aço, protegendo-o contra ataques corrosivos do meio ambiente. Sua resistência a corrosão é função da película de óxido que se forma na superfície do material, chamada película passiva.

Estável e com espessura finíssima a película passiva torna-se muito aderente ao inox e tem sua resistência aumentada à medida que se adiciona mais cromo à mistura. Mesmo quando o aço sofre algum tipo de dano, sejam arranhões, amassamentos ou cortes, o oxigênio do ar imediatamente combina-se com o cromo, formando novamente a película protetora.

O desenvolvimento dos aços inoxidáveis é atribuído ao inglês Harry Brearly, em 1912. Ao experimentar um liga ferro-cromo com aproximadamente 13% de cromo, ele fez algumas observações metalográficas e constatou que a liga fabricada resistia à maior parte dos reagentes frequentemente usados em metalografia; a essa liga ele denominou “Stainless Steel”, ou seja, “aço sem manchas”. Brearly e Strauss, na verdade, quiseram dizer que esse aço não era atacado ou “manchado” quando submetido aos ataques metalográficos da época.

No mesmo ano, na Alemanha, Eduard Maurer afirmava que uma liga ferro-cromo elaborada por Brenno Straus resistiu por vários meses aos vapores agressivos do laboratório em que trabalhava.

Os aços inoxidáveis descobertos por Brearly e Strauss são, basicamente, os tipos conhecidos hoje como ABNT 420 e ABNT 302. Na mesma época, foram feitos tratamentos térmicos a altas temperaturas para conseguir boa ductilidade (no tipo ABNT 302) e alta dureza (no tipo ABNT 420). No primeiro caso, o tratamento foi dado por Maurer.

Na Alemanha, já em 1914, uma liga à base de ferro e contendo 20% de cromo, 7% de níquel e 0,25% de carbono foi utilizada numa fábrica de anilina e soda; imediatamente, os aços inoxidáveis foram adotados nas fábricas de amônia sintética do país.

As ligas ferro-cromo (17% cromo) e ferro-cromo-níquel (18% cromo e 8% níquel) foram amplamente usadas nos anos de 1920/1930 nos Estados Unidos, Inglaterra e Alemanha, em fábricas de amônia e ácido nítrico (MODENESI, 2001).

O progresso obtido desde então nos processos de fabricação e refino de ligas metálicas permitiram o desenvolvimento de aços inoxidáveis com diferentes composições químicas, microestruturas e propriedades químicas e mecânicas. 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 (CORROSION, 2003) (SEDRIKS, 1996).

Para determinados usos, os teores de cromo podem ser aumentados e outros elementos tais como o molibdênio, nióbio, titânio e nitrogênio são adicionados, visando atender as necessidades específicas dos usuários:

3.1.1 Influência dos Elementos de Liga no Aço Inoxidável

O elemento Cr (cromo): há resistência à corrosão dos aços inoxidáveis dependendo do seu teor de cromo contido; quanto maior o cromo contido, maior a resistência à corrosão.

O elemento Ni (níquel): muda a estrutura cristalográfica da liga, torna o aço mais dúctil, tem pequeno efeito na resistência à corrosão e o torna o aço não magnético.

O elemento C (carbono): com o cromo somente, torna o aço endurecível por têmpera.

Os elementos Ti (titânio) e Nb (nióbio) impedem a combinação do carbono com o cromo, evitando perda de resistência à corrosão, e melhoram a soldabilidade.

Na Tabela 1 estão apresentadas as principais classes e nomenclaturas dos aços inoxidáveis

Conforme foi mostrado na Tabela 1, os aços inoxidáveis podem ser divididos em cinco famílias: quatro são baseadas nas características cristalográficas/microestruturais do aço: ferríticos, martensíticos, austeníticos, dúplex (austenita + ferrita). A 5ª família, ligas

endurecidas por precipitação, é baseada no tipo de tratamento térmico usado, ao invés da microestrutura (S/A., 2001).

Os aços inoxidáveis são bastante utilizados como utensílios domésticos; nas indústrias, alimentícia, de cutelaria, e bebidas, entre outras; na área petroquímica, na construção de navios, na área médica etc.

Tabela 1. Classes e nomenclaturas dos aços inoxidáveis (ANTUNES, 2010).

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		

3.1.2 Aços Inoxidáveis Austeníticos

Os aços inoxidáveis austeníticos constituem a maior família dos aços inoxidáveis em termos de número de ligas e utilização e são os que também possuem a maior resistência à corrosão. Sua composição básica se resume a Fe-Cr-Ni, e o nome que lhes foi atribuído se deve 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 (PINTO, 2006) (SEDRIKS, 1996) (BOTTON, 2008).

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 (LABANOWSK, 2007).

Embora não seja possível mudar suas propriedades mecânicas por tratamento térmico, sua resistência à tração e dureza pode ser aumentada pelo encruamento (FERNANDES, 2010).

Suas principais características são:

- Ligas de ferro e cromo (17 a 25%) e níquel (7 a 20%).
- Podem ser endurecidos por trabalho a frio (cerca de quatro vezes).
- Podem ser facilmente soldados.
- Possuem alta ductilidade.

- Possuem elevada resistência à corrosão.
- São adequados para trabalho a elevadas temperaturas (até 925°C).
- São adequados para trabalho a baixas temperaturas.

De acordo com Sedriks (SEDRIKS, 1996), para aumentar a resistência à corrosão das ligas austeníticas são feitas modificações, através da adição de elementos de liga, tais como:

- Adição de Mo, ou Mo+Ni, que são responsáveis pela melhora da resistência à corrosão por pites;
- 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;
- Adição de Cr e Ni para aumentar a resistência mecânica do material, além de sua resistência à oxidação a altas temperaturas;
- 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 1 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 por 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 (S/A., 2001).

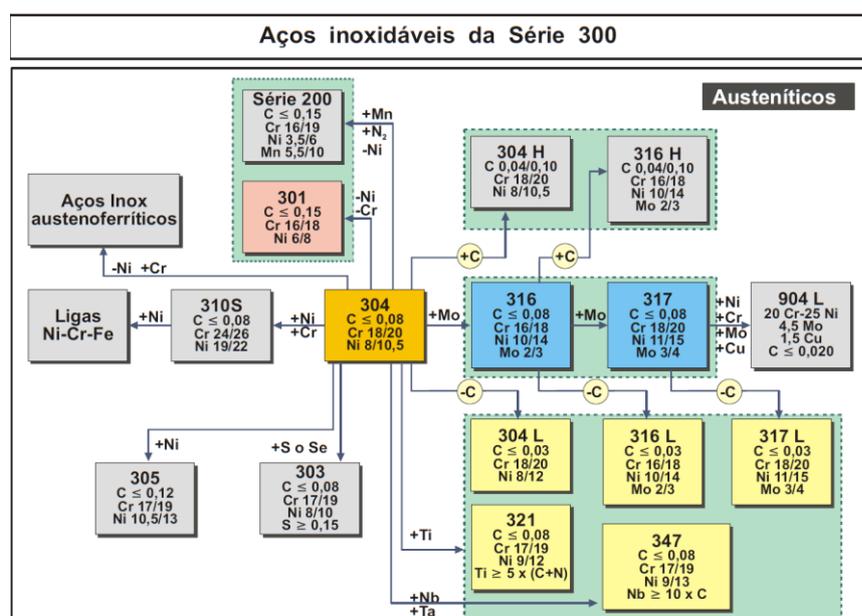


Figura 1. Diagrama da série 300 dos aços inoxidáveis austeníticos (S/A., 2001)

Segundo a Arcelor Mittal Inox Brasil (S/A., 2001), 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 (CARBÓ, 2001).

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 sensitizados (S/A., 2001) (CARBÓ, 2001).

3.1.3 AISI 316

É uma liga de composta aço cromo-níquel-molibdênio, são não-temperável e não-magnético. Apresenta resistência à oxidação até a temperatura de 875°C, porém a resistência à corrosão intergranular é garantida até a temperatura de 300°C (FERNANDES, 2010).

Esta liga possui molibdênio em sua composição, o que aumenta a sua resistência mecânica e a resistência ao ataque corrosivo em meios clorados e não oxidantes. (FERNANDES, 2010).

Esta liga é conformada a frio, mas exige maiores esforços de conformação do que os aços não ligados (FERNANDES, 2010).

Caracteriza-se por um coeficiente de dilatação térmica linear cerca de 50% superior aos aços para construção mecânica (FERNANDES, 2010).

O aço inoxidável 316 tem boa soldabilidade, independentemente do processo utilizado. Para evitar a corrosão intergranular, a temperatura máxima de trabalho é de 200°C, e é necessário solubilizar os carbonetos precipitados durante a soldagem. Esta liga em estado recozido apresenta as seguintes propriedades mecânicas: (FERNANDES, 2010)

- Limite de escoamento a 0,2 %: 294 N / mm²;
- Resistência à tração: 588 N / mm²;
- Alongamento: 40%;
- Estricção: 50%;
- Dureza Rockwel: 150 HB aproximadamente;

Este aço é utilizado para a constituição de estruturas que têm alta resistência à corrosão, tais como recipientes, válvulas, tubos, equipamentos hospitalares, peças para as indústrias; química, petrolífera, têxtil, alimentícia, etc. É utilizado em ambientes em que seja necessário o trabalho com substâncias corrosivas, tais como ácidos sulfurosos, ácidos sulfúricos, ácidos sulfurosos, banhos clorados, soluções alcalinas, soluções salinas etc. A composição química típica do aço AISI 316 é mostrada na tabela 2 (FERNANDES, 2010).

Tabela 2. Composição química (% em peso) do aço AISI 316.

ABNT/SAE/AISI	C máx	Mn Max.	P máx.	S máx.	Si Max	Ni	Cr	Mo
316	0,08	2,00	0,045	0,030	0,030	10,0- 14,0	16,0- 18,0	2,0-3,0

(Catálogo Carbinox) *Composição Química conforme Norma AISI.*

3.2 Aços Inoxidáveis Dúplex

3.2.1 Características dos Aços Inoxidáveis Dúplex

Os aços denominados aços inoxidáveis dúplex fazem parte de uma classe de materiais com microestrutura bifásica, composta por uma matriz ferrítica e ilhas de austenita, com frações volumétricas aproximadamente iguais dessas fases. Essa classe de materiais é caracterizada por apresentar interessante combinação de elevadas propriedades mecânicas e de resistência à corrosão (LOUREIRO, 2010).

Estes aços apresentam alto percentual de elementos de liga, como cromo, níquel, molibdênio e nitrogênio, que devem estar balanceados em forma apropriada a fim de possuírem frações volumétrica similares de todas as fases e conceder a ferrita e austenita resistência à corrosão e resistência mecânica (LOUREIRO, 2010).

Os diferentes tipos de aços inoxidáveis dúplex são, usualmente, separados em três grupos, com relação à composição química (SENATORE, FINZETTO e PEREA, 2007):

a) Aços inoxidáveis dúplex de baixa liga: devido ao menor teor de elementos de liga são materiais econômicos, não possuem molibdênio na composição química e podem substituir aços inoxidáveis austeníticos como TP304L e 316L. Um tipo utilizada é o UNS S32304 (SAF 2304).

b) Aços inoxidáveis dúplex de média liga: nessa família, enquadram-se os dúplex mais utilizados. A qualidade típica é o UNS S31803 (SAF 2205). Apresentam resistência à corrosão intermediária entre os austeníticos comuns TP304L e 316L e aços inoxidáveis superausteníticos com 5 e 6% de molibdênio.

c) Aços inoxidáveis dúplex de alta liga: comumente designados por superdúplex. O UNS S32750 (SAF 2507) apresenta elevada resistência à corrosão comparável aos superausteníticos que possuem entre 5 e 6% de molibdênio.

3.2.2 Propriedades Mecânicas dos Aços Inoxidáveis Dúplex

A combinação entre os elevados valores de alongamento da austenita com o elevado limite de escoamento da ferrita nos aços inoxidáveis duplex formam um conjunto de notáveis propriedades mecânicas (SENATORE, FINZETTO e PEREA, 2007) apud (VALERIANO, 2012).

Os aços inoxidáveis duplex apresentam elevado limite de escoamento, na ordem de duas vezes o valor dos aços austeníticos. Além disso, apresentam um alongamento mínimo em torno de 25% (VALERIANO, 2012).

O comportamento mecânico dos aços inoxidáveis dúplex está intimamente relacionado com a característica de cada fase. Por isso o balanceamento entre as frações volumétricas de austenita e ferrita deve estar próximo de 50% para cada uma das fases, a fim de se maximizar as propriedades mecânicas (SENATORE, FINZETTO e PEREA, 2007) apud (VALERIANO, 2012)

A Tabela 3 compara os elementos de liga dos aços inoxidáveis de microestrutura dúplex com os aços inoxidáveis austeníticos (VALERIANO, 2012).

Tabela 3. Composição química dos principais aços inoxidáveis

AISI/UNS	%C máx	%Si	%Mn	%Cr	%Ni	%Mo	%N	%Cu	Microestrutura
304 L	0,03	0,5	1,3	18,5	10	-	-	-	Austenita
316 L	0,03	0,4	1,7	17,5	13	2,6	-	-	Austenita
S 32304	0,03	0,5	1	23	4,5	-	0,1	-	Dúplex
S 31803	0,03	1	2	22	5,5	3,2	0,18	-	Dúplex
S 32750	0,03	0,8	1,2	25	7	4	0,3	-	Dúplex

AISI: American Iron and Steel Institute.

UNS: Unified Numbering System.

Na figura 2 pode-se visualizar a diferença entre as microestruturas dos Aços inoxidáveis.

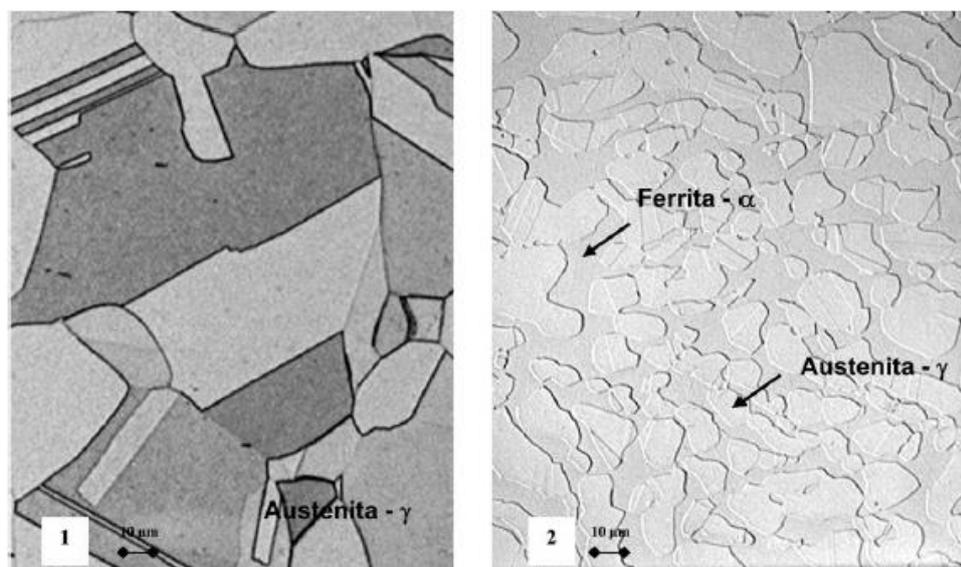


Figura 2. Microestrutura típica de um aço inoxidável austenítico (1) AISI 316L X 400 e microestrutura típica de um aço inoxidável dúplex (2) SAF2205 X 400 (SENATORE, FINZETTO e PEREA, 2007).

A Tabela 4 faz comparação entre as propriedades mecânicas dos aços inoxidáveis austeníticos e os dúplex (LOUREIRO, 2010)(S/A., 2001).

Tabela 4. Comparação entre as propriedades mecânicas dos aços inoxidáveis dúplex e austeníticos:

AISI/UNS	Resistência ao escoamento MPa	Resistência à tração MPa	Alongamento Mínimo, %	Dureza Vickers	Microestrutura
304L	210	515-680	45	155	Austenita
316L	220	515-690	40	160	Austenita
S 32304	400	600-820	25	230	Dúplex
S 31803	450	680-880	25	260	Dúplex
S 32750	550	800-1000	25	290	Dúplex

Os aços inoxidáveis dúplex apresentam alta resistência ao impacto na temperatura ambiente (25°C). Sua tenacidade está limitada a fração volumétrica e distribuição da ferrita.

3.3 Soldabilidade dos Aços Inoxidáveis

Nas mais diversas aplicações dos aços inoxidáveis há necessidade de se realizar união pelo método de soldagem, um dos principais processos industriais de união de metais.

O processo de soldagem é largamente utilizado na recuperação de peças desgastadas e para aplicação de revestimentos de características especiais, frequentemente o aço inoxidável é depositado sobre superfícies metálicas. Esta grande utilização se deve a diversos fatores e, em particular, à sua relativa simplicidade operacional (MODENESI, 2001).

Apesar de sua ampla utilização, processos de soldagem e processos afins afetam mecânica, termicamente 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 ou químicas 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 (MODENESI, 2001).

3.3.1 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 (ANTUNES, 2010).

Os aços inoxidáveis austeníticos são os mais facilmente soldáveis dentre as três principais categorias e são prontamente fabricados por solda a arco. Os processos mais usados são o eletrodo manual, o arco elétrico com proteção gasosa, como, por exemplo, GMAW, GTAW e FCAW (CASTOLIN, 2006).

Não há perigo de endurecimento devido ao ciclo térmico da solda, permanecendo as juntas dúcteis e resistentes na condição de soldadas. As únicas exceções são as categorias usináveis que contêm enxofre e selênio, que estão propensos a trinca a quente, a menos que sejam tomadas medidas de precaução, como a realização de pré-aquecimento, entre outras (CASTOLIN, 2006).

Com os processos de arco elétrico, o metal de solda é protegido da oxidação atmosférica pela escória ou gás inerte. A proteção deve ser suficiente para obter todos os elementos essenciais da liga e excluir todos os elementos estranhos que afetam a resistência à corrosão ou propriedades das juntas soldadas (CASTOLIN, 2006).

O carbono diminui rapidamente a resistência à corrosão e altera as propriedades do aço inoxidável. Conseqüentemente, a sua presença na escória ou no gás protetor deve ser controlada. O conteúdo de umidade dos revestimentos do eletrodo e dos gases de proteção deve ser mantido a um nível baixo, pois a umidade pode causar porosidade no metal de solda (CASTOLIN, 2006).

Em relação ao preparo das juntas em aços inoxidáveis austeníticos, se pequenas fendas juntas estiverem presentes nas soldas que estarão em contato com líquidos, poderá ocorrer uma forma de ataque seletivo conhecido como “Corrosão por Fendas”.

A soldabilidade dos aços inoxidáveis austeníticos é boa, não apresenta transformação martensítica durante a soldagem e sua boa tenacidade implicam em menor susceptibilidade à fissuração pelo hidrogênio. A baixa sensibilidade à formação de porosidade e a zona fundida apresentam propriedades que se aproximam do metal base. Há grande facilidade de se obter soldas adequadas sem pré-aquecimento e as juntas podem ser utilizadas sem tratamentos térmicos pós-soldagem. Mas 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 (MODENESI, 2001).

A microestrutura da região da solda nos aços da série 300 difere em alguma extensão da microestrutura do metal base. Na região da solda a microestrutura do metal de base é constituída, na maioria dos casos, inteiramente de austenita, enquanto que a zona fundida (ZF) pode reter quantidades variáveis de ferrita δ à temperatura ambiente. A microestrutura presente na ZF pode ser analisada com o auxílio do diagrama pseudo-binário do sistema Fe-Cr-Ni para 70% de ferro, conforme está apresentado na Figura 3 (ANTUNES, 2010).

O metal em estado líquido contendo 70% Fe e com variadas quantidades de Cr e Ni pode se solidificar de quatro maneiras (ANTUNES, 2010):

- 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.

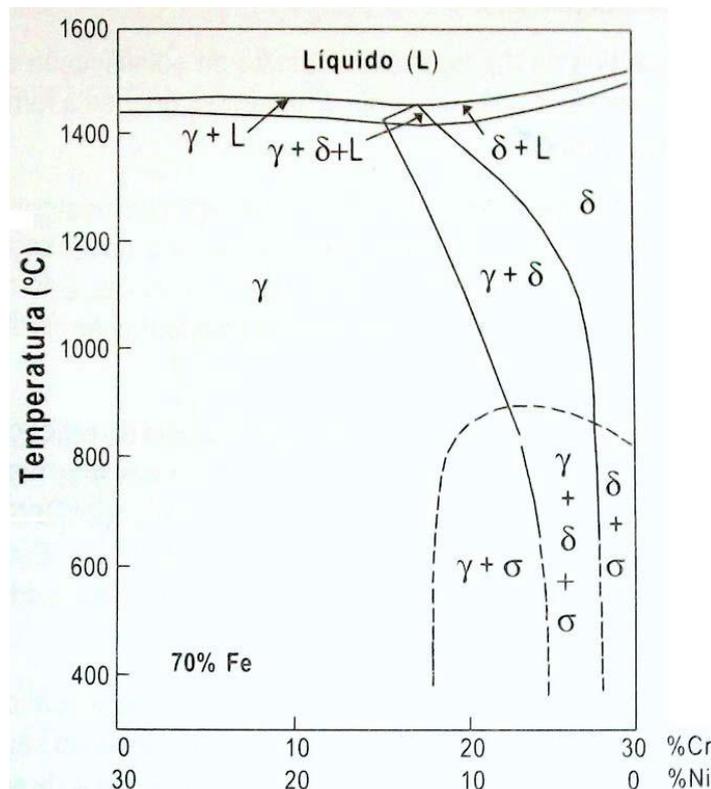


Figura 3. Diagrama pseudo-binário Fe-Cr-Ni para um teor de ferro de 70% (PINTO, 2006).

No resfriamento após a solidificação, a ferrita constituída anteriormente pode ainda se transformar em austenita, resultando em uma microestrutura bifásica com diferentes

morfologias. Apresenta-se 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 1,5 relações Cr/Ni. Para valores superiores a 1,95, o material solidifica-se totalmente como ferrita (ANTUNES, 2010).

Na região zona termicamente afetada (ZTA), pode ocorrer o surgimento de trincas e fissuras, nesta região e menos comuns do que as fissuras na região da zona fundida, sendo possível acontecer na soldagem em seções relativamente espessas de certos tipos de aços inoxidáveis, particularmente os que contêm nióbio. As trincas formadas são intergranulares, podem se iniciar na ZTA ou nas regiões não misturadas e parcialmente fundidas e se propagar para a ZTA, como pode ser visualizado na figura 4.

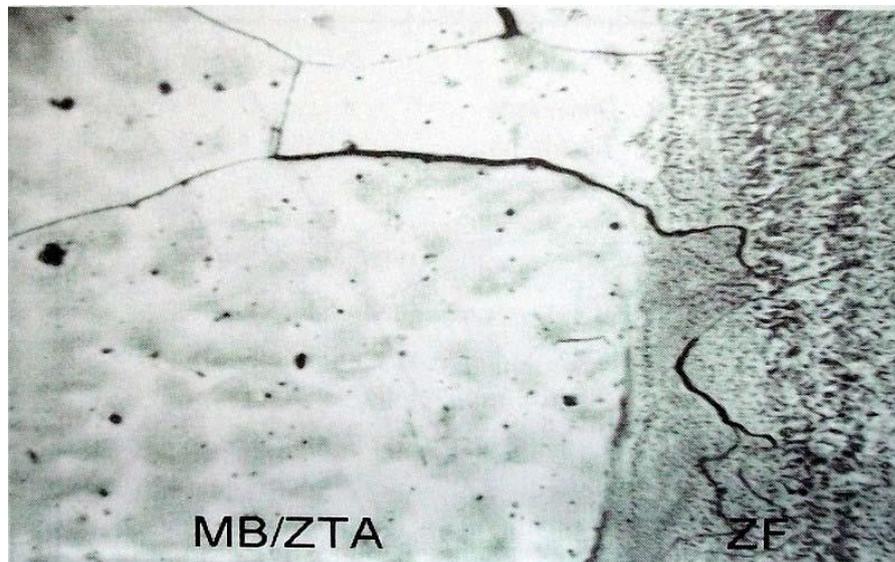


Figura 4. Trincas intergranulares na ZTA e na região não misturada da zona fundida de uma peça fundida de aço inoxidável. Aumento de 100x (MODENESI, 2001).

As trincas podem se iniciar à margem da solda e propagar internamente na direção à superfície ou seguindo o contorno da solda.

Os elementos Nb, Zr e B são prejudiciais, e quando o tamanho de grão é aumentado por um tratamento térmico a sensibilidade aumenta em aços contendo Nb. A formação de trincas pode ser suprimida pelo uso de um metal de adição cuja temperatura de fusão seja menor que 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 (ANTUNES, 2010).

Segundo (IRVING, 1992), este 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 a ele para substituir aqueles que passaram a constituir o carboneto. Desta forma, estas regiões do contorno de grão não formam a camada passiva de autoproteção por não terem cromo suficiente. Esta microestrutura sensitizada torna-se menos resistente à corrosão devido à camada empobrecida em cromo e ao fato de a região de precipitação constituir-se em ponto preferencial de ataque.

Após a soldagem dos aços inoxidáveis austeníticos, sua microestrutura do metal fundido difere da microestrutura do metal de base. Por estes aços serem susceptíveis a fissuração durante a solidificação, a composição do metal fundido deve ser ajustada de forma a ter a presença de 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 à 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%, segundo Ribbe, 1997 apud (ANTUNES, 2010).

3.3.2 Soldabilidade dos Aços Inoxidáveis Dúplex.

A soldabilidade dos aços inoxidáveis duplex é boa e parecida com a dos aços inoxidáveis austeníticos da série 300 (304L, 316L etc.). Nestes aços, pode ser utilizada a maioria dos processos de soldagem usuais, tais como: TIG, MIG, plasma, eletrodo revestido, arame tubular (EUTECTIC, 2006; CASTOLIN, 2006).

Problemas sérios podem aparecer devido a alterações metalúrgicas ocorridas nas operações de soldagem, mas não detectadas por práticas convencionais (CASTOLIN, 2006) (EUTECTIC, 2006)

De um modo geral, essas ligas solidificam-se abaixo de 1440°C e apresentam somente ferrita nessa temperatura. Com a continuação do resfriamento da liga em torno de 1200°C , inicia-se a formação da austenita. Ao final tem-se aproximadamente 50% de cada uma dessas fases na microestrutura do aço. O aquecimento da zona fundida (ZF) e da zona termicamente afetada (ZTA) acima de 1200°C é comum (SOUZA, 2012). Durante o resfriamento dessas regiões, a austenita tende a se formar novamente, entretanto as velocidades de resfriamento

são elevadas após a soldagem e a nova quantidade formada de austenita pode não ser suficiente para garantir o bom desempenho do material (MODENESI, 2001).

O controle dos parâmetros de soldagem, principalmente corrente, tensão e velocidade de soldagem, podem influenciar para que a junta receba a quantidade de calor adequada e resfrie com condições de temperatura e tempo para que as quantidades desejadas de austenita voltem a ser formadas (E. B. NUNES, 2011).

Também deve-se levar em consideração os possíveis problemas causados pelo aparecimento de precipitados indesejáveis na microestrutura da junta soldada. Essas fases, conhecidas por secundárias (fase sigma, fase chi etc.), podem fragilizar as excelentes propriedades mecânicas e a resistência à corrosão dos aços duplex que se formam durante um resfriamento rápido ou lento da junta soldada (CASTOLIN, 2006) (EUTECTIC, 2006).

A formação da fase sigma (σ) em aços inoxidáveis duplex se inicia com nucleação nos contornos de grãos, pontos triplos de grãos ou discordâncias. Estes núcleos formam-se, predominantemente, nos contornos entre ferrita-ferrita e ferrita-austenita, em temperaturas entre 600° C e 1000° C. Durante a precipitação desta fase, há difusão dos elementos Cr e Mo da ferrita para sigma, podendo causar também a transformação de ferrita em austenita. Devido à lenta difusão de Mo da matriz de ferrita, quando comparado ao Cr, pode-se afirmar que o molibdênio é o responsável pelo equilíbrio na formação de sigma (SILVA, 2011)

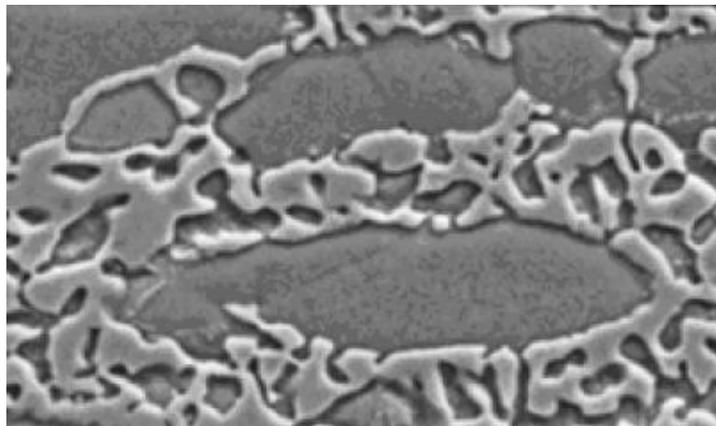


Figura 5. Morfologia da fase sigma após envelhecimento isotérmico a 750° C (SILVA, 2011).

3.4 Processo de soldagem GMAW

No processo de soldagem ao arco elétrico com gás de proteção (*GMAW – Gás Metal Arc Welding*), também conhecida como *soldagem MIG/MAG* (*MIG – Metal Inert Gas* e *MAG*

– *Metal Active Gas*), um arco elétrico é estabelecido entre a peça e um consumível na forma de arame. O arco funde continuamente o arame à medida que este é alimentado à poça de fusão. O metal de solda é protegido da atmosfera pelo fluxo de um gás (ou mistura de gases) inerte ou ativo. A figura abaixo mostra esse processo e uma parte da tocha de soldagem (FORTES e VAZ, 2005).

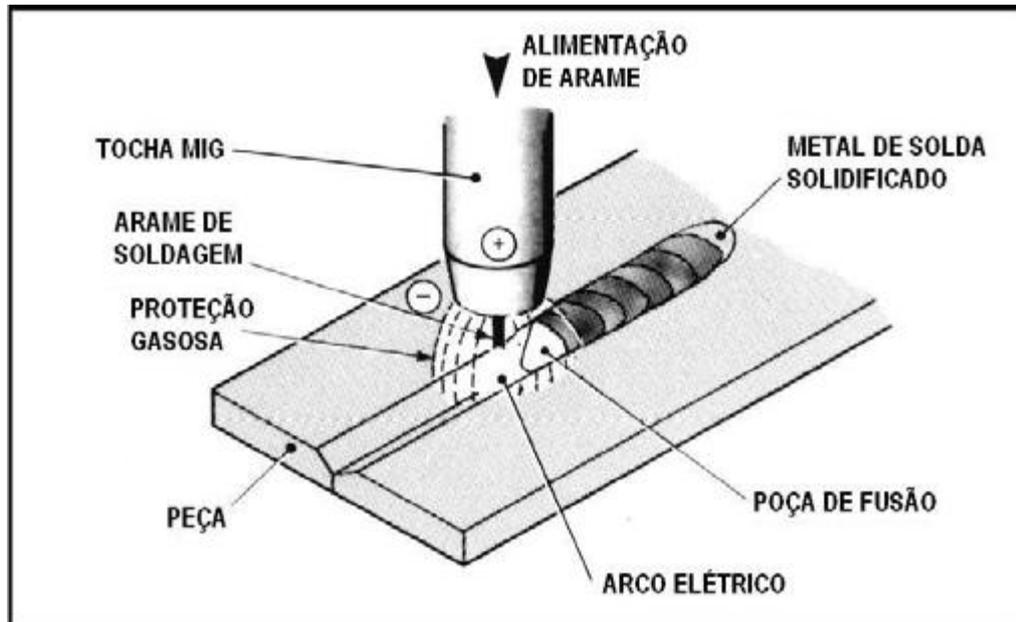


Figura 6. Processo básico de soldagem MIG/MAG (FORTES e VAZ, 2005)

O conceito básico de *GMAW* foi introduzido em meados de 1920, e tornado comercialmente viável após 1948. 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 consumível nu, alimentado continuamente, e a peça a ser soldada. A proteção da região da solda é feita por uma atmosfera protetora de gás inerte (comercialmente, Ar e He).

Inicialmente foi empregado com um gás de proteção inerte na soldagem. Consequentemente, o termo soldagem MIG foi aplicado primeiro e, posteriormente, no emprego de gases ativos, o termo de soldagem MAG foi aplicado. Então a soldagem MIG/MAG é uma referência ao processo. Desenvolvimentos subsequentes acrescentaram atividades com baixas densidades de corrente e com correntes contínuas pulsadas, emprego em uma ampla gama de materiais, e o uso de gases de proteção reativos ou ativos (particularmente o dióxido de carbono, CO_2) e misturas de gases. Esse desenvolvimento posterior levou à aceitação formal do termo *GMAW* – *Gas Metal Arc Welding* para o processo, visto que tanto gases inertes quanto reativos são empregados. No entanto, quando se

empregam gases reativos, é muito comum usar o termo *soldagem MAG* (*MAG – Metal Active Gas*) (FORTES e VAZ, 2005).

O processo de soldagem funciona com corrente contínua (CC), normalmente com o arame no pólo positivo. Essa configuração é conhecida como polaridade reversa. A polaridade direta é raramente utilizada por causa da transferência deficiente do metal fundido do arame de solda para a peça. São comumente empregadas correntes de soldagem entre 50 A até mais que 600 A, e tensões de soldagem de 15 V até 32 V. Um arco elétrico autocorrigido e estável é obtido com o uso de uma fonte de tensão constante e com um alimentador de arame de velocidade constante (FORTES e VAZ, 2005).

De acordo com Wainer *et al.* (WAINER, BRANDI e MELLO, 1992), 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, em lugares onde as 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* (AWS, 2004), 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 9 ilustra, de forma esquemática, essa situação.

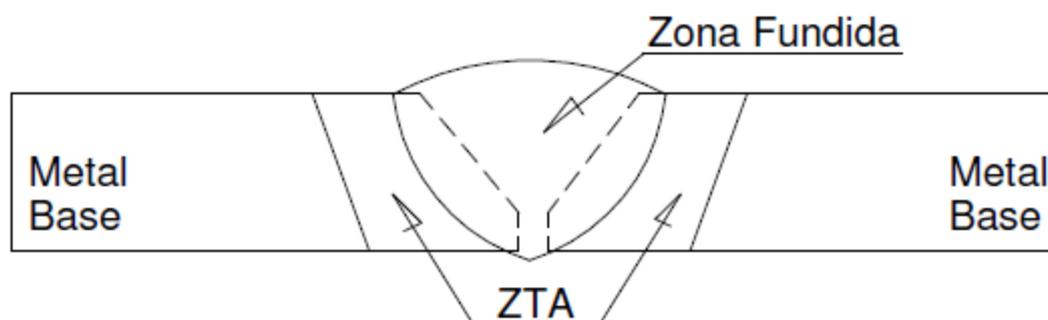


Figura 7. Desenho esquemático da seção transversal de uma solda (WAINER, BRANDI e MELLO, 1992).

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 (ANTUNES, 2010). 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, as temperaturas atingidas nessa região são inferiores a 400°C.

3.5 Corrosão

A corrosão é definida como a deteriorização de um material, geralmente metálico, por ação química ou eletroquímica do meio ambiente, aliada ou não a esforços mecânicos (GENTIL, 2007).

Os processos corrosivos são eletroquímicos e apresentam mecanismos idênticos uns aos outros, pois sempre são constituídos de áreas anódicas e catódicas, nas quais circulará uma corrente de elétron e uma corrente de íons, ocasionando, a perda de massa e modo de ataque sobre o material que pode dar-se de formas e em ambientes diferentes (NUNES 2007 apud VALERIANO, 2012).

A corrosão pode ser uniforme ou localizada. A corrosão localizada é mais difícil de prever e controlar, pois existem vários tipos de corrosão localizada, como a corrosão por pite, corrosão galvânica, fissuração induzida pelo hidrogênio, corrosão por fadiga, corrosão intergranular e corrosão sob tensão (VALERIANO 2012).

A corrosão uniforme é o ataque de toda a superfície metálica que está em contato com o meio corrosivo, levando à redução de espessura. Esta forma de corrosão ocorre em geral devido a micropilhas de ação local e é o mais comum e ocorrendo principalmente em estruturas expostas à atmosfera (GENTIL, 2007).

A corrosão uniforme é a corrosão de mais fácil verificação, em especial quando se trata de corrosão interna em equipamentos ou instalações, verificando-se que a redução de espessura é aproximadamente a mesma em toda a superfície metálica. Mas, de maneira contrária, a corrosão localizada é aquela que ocorre em regiões determinadas e, em certas vezes, em locais de difícil detecção, o que pode resultar em fissuras (JONES 1992 apud VALERIANO).

3.5.1 Corrosão Sob Tensão

A corrosão sob tensão é um tipo de corrosão que se produz por efeito combinado de uma ação mecânica e de um meio corrosivo específico. Na ausência da ação mecânica, o

fenômeno de corrosão pode não acontecer ou se manifestar de maneira menos agressiva (GEMELLI, 2001). Apenas ocorre a corrosão sob tensão se o material for susceptível, se o material estiver sofrendo tensão e se estiver em meio corrosivo, conforme apresentado na Figura 8. **Condições mínimas para a ocorrência de corrosão sob tensão.**

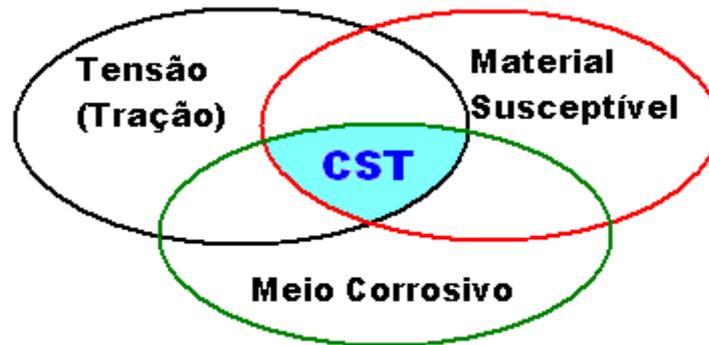


Figura 8. Condições mínimas para a ocorrência de corrosão sob tensão (FERNANDES, 2010).

A corrosão sob tensão é uma fissuração provocada pela corrosão associada a tensões residuais ou a tensões externas constantes. Por ser localizada, a perda de massa do material corroído é, em geral, muito pequena. Entretanto, esse tipo de corrosão traz consequências práticas importantes, tendo em vista o grande número de materiais metálicos utilizados e por ser um fenômeno difícil de previsão. A fissuração dos materiais induzida pelo meio não se restringe aos materiais dúcteis. Observou-se também que, quando expostos a certos meios corrosivos, alguns materiais como vidros, plásticos e cerâmicas mostraram uma grave degradação de suas propriedades mecânicas. Distinguem-se vários fatores importantes da corrosão sob tensão, dentre elas (GEMELLI, 2001):

A) Tensões. As tensões de origem interna surgem por meio das operações de conformação mecânica (laminação, trefilação, extrusão, embutimento etc.), dos tratamentos térmicos (têmpera, transformação de fase), dos tratamentos de superfície, dos gradientes térmicos etc. As tensões externas são mais facilmente definidas, e resultam das condições de utilização. Baixas tensões, a partir de 50% do limite de elasticidade do material, podem provocar corrosão sob tensão. Quando uma trinca é observada do interior do material, há uma concentração de tensão induzida pela presença dessa trinca. Entretanto, quando a trinca é observada de dentro do meio agressivo, as paredes da trinca praticamente não apresentam tensões, enquanto uma alta concentração de tensão é encontrada na ponta da trinca. O meio corrosivo está em contato com um material altamente heterogêneo. O material apresenta-se praticamente livre de tensões, mas com uma alta concentração de tensão localizada na ponta

da trinca. A simulação numérica de trincas mostra que essa heterogeneidade se estende sobre curtas distâncias, da ordem de algumas distâncias interatômicas.

B) Meio corrosivo e material. A manifestação do fenômeno de corrosão e o seu tipo de propagação no interior do metal depende do metal (ou liga) e meio corrosivo, conforme pode-se observar na tabela 6 referente a alguns materiais e meios que permitem a ocorrência de CST.

Tabela 5. A Tabela que indica alguns sistemas material-meio corrosivo:

Material	Meio corrosivo
Aços inoxidáveis austeníticos	Soluções contendo íons de alogetos (Cl^- , Br^- , I^-) $\text{OH}^- + \text{H}_2\text{O}$ H_2O a alta temperatura Ácidos politiônicos
Aços ao carbono	$-\text{OH} + \text{H}_2\text{O}$ $\text{NO}_3 + \text{HP}$ $\text{I}_2\text{S} + \text{Hp}$ Água do mar
Ligas de alumínio	$\text{Cl}^- + \text{HP}$ $\text{Br}^- + \text{H}_2\text{O}$ $1^- + \text{H}_2\text{O}$
Latão Cu-30Zn	Soluções de amoníaco e mercúrio
Ligas de titânio	Soluções de H_2NO_3 , soluções contendo íons agressivos (Cl^- , Br^- , 1^-)

Os aços inoxidáveis austeníticos são sensíveis à corrosão sob tensão em meios que contêm íons. Essa sensibilidade depende da temperatura e da concentração de íons agressivos. Um aço inoxidável Fe-18Cr-10Ni, por exemplo, começa a se trincar a partir de 0°C quando imerso em uma solução que contenha entre 2,5 e 4 mg/l de íons de Cl^- . Acima de 5 mg/l de íons de Cl^- o aço se trinca a partir de 40°C (GEMELLI, 2001).

Resíduos de certos elementos químicos específicos presentes na solução podem provocar fissuras. Assim, basta uma concentração de $50 \times 10^{-6}\text{ M}$ de NaCl em água a 80°C para provocar a corrosão de um aço inoxidável contendo 18% Cr e 10% Ni e submetido a uma baixa tensão (GEMELLI, 2001).

A resistência dos aços inoxidáveis austeníticos depende também da sua composição química. Em solução de cloreto de magnésio, a resistência à fissura aumenta com a concentração de molibdênio, cromo e níquel (GEMELLI, 2001).

O fenômeno da CST ocorre em materiais que apresentam boa resistência à corrosão generalizada, tais como aços austeníticos, ligas de titânio etc. Também os aços inoxidáveis

ferríticos são susceptíveis a este fenômeno, porém em muito menor escala comparativamente aos aços austeníticos (SILVA, 2011). Conforme Figura 9.

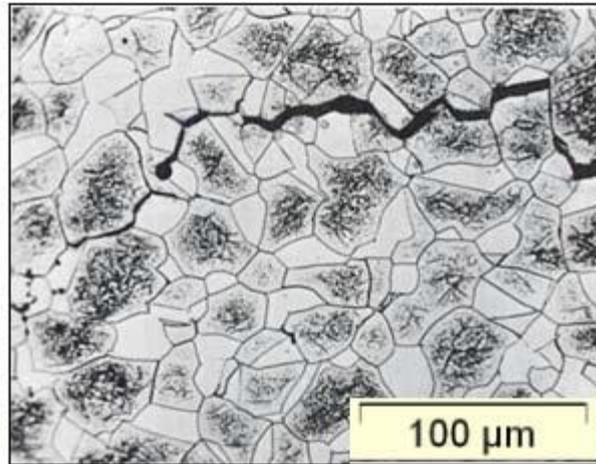


Figura 9. Corrosão sob tensão no aço AISI-446 em solução de NaCl (250x) (SILVA, 2011).

3.5.2 Mecanismos de Propagação das Trincas

A ocorrência da CST e o mecanismo que a envolve ainda não estão totalmente explicados, assim não existe um mecanismo universal estabelecido. A complexa inter-relação entre o metal e as propriedades do meio é a razão de não existir um mecanismo definido (SILVA, 2011).

Existem três estágios principais que envolvem a corrosão sob tensão do ponto de vista de Wolyneec (1988 Apud Silva 2011).

- No 1º estágio, acontece o ataque corrosivo de forma lenta, no qual produz uma corrosão tipo pite ou outra forma de concentração de tensão, que pode desenvolver uma trinca.

- No 2º estágio, acontece o desenvolvimento da trinca no ponto inicial a partir da corrosão no primeiro estágio. Este efeito e o efeito da tensão promovem a propagação da trinca, com conseqüente aumento de tensão na extremidade da trinca.

- No 3º estágio, a trinca continua se propagando, devido unicamente pela à ação da tensão de tração e da perda de área do componente com a corrosão; desta forma, ocorre a fratura rápida sob ação da tensão. A fratura está associada ao fato de a tensão aplicada exceder a resistência do aço.

Em soluções de cloretos, as maneiras de ataque estão associadas com heterogeneidades estruturais (como exemplo, onde ocorreu a corrosão por pites, normalmente em inclusões de MnS e a corrosão intergranular, ocorre ao longo dos contornos de grão empobrecidos em

romo), enquanto que as trincas de CST em cloretos adotam um caminho transgranular com alguns segmentos de trinca seguindo os planos de escorregamento da rede austenítica (Duffo e AL, 1988 apud Silva, 2011).

Estudos feitos por (SEDRIKS, 1996) sobre o trincamento por cloretos demonstram que o degrau de escorregamento criado pela deformação rompe a camada de filme passivo, o que expõe a superfície metálica ao meio corrosivo.

Existe uma competição entre a ruptura do filme e a tendência de o material passivar pela formação do filme de proteção e a interrupção do desenvolvimento de tal filme pela formação de bandas de escorregamento que o rompe o filme, portanto esta interação leva ao trincamento transgranular (SILVA, 2011).

A fissuração intergranular pode ocorrer em situações em que os contornos de grãos são menos passivados do que o interior do grão (SEDRIKS, 1996).

Manfredi et al(1987 apud SILVA, 2011), observaram que a fissuração transgranular por CST do aço inoxidável AISI-304 em solução de $MgCl_2$ (SILVA, 2011), ocorriam por uma reação anódica com o meio corrosivo, onde os compostos de baixo ponto de fusão, geralmente filmes salinos ricos em cloretos, são formados sob sua superfície metálica. Desta maneira, a propagação das trincas se dá pelo mecanismo de ruptura dos filmes. Ainda segundo os autores, a fissuração ocorre provavelmente devido à segregação de impurezas de baixo ponto de fusão nos contornos de grão.

3.5.3 Efeitos da Tensão na CST

O aparecimento de uma trinca por CST em um componente, visando à vida útil deste, estará limitado pela velocidade de propagação desta trinca, tornando necessário realizar inspeções para que se possa estimar a sua vida útil, bem como estabelecer as condições de manutenção e reposição das partes afetadas. A susceptibilidade de ligas metálicas à CST depende de fatores como composição química, microestrutura, processo de fabricação e tratamento térmico sofrido pelo material. Duas principais fontes de tensão são capazes de promover o processo de CST: as tensões resultantes das condições de operação (pressão, temperatura e carregamento mecânico) e as tensões residuais (provenientes de soldagem, operações de conformação mecânica). As tensões existentes durante a operação são consideradas nos projetos e devem obedecer a normas e códigos específicos. Entretanto, elevadas tensões residuais podem ser criadas durante os processos de fabricação e de soldagem e essas podem ser maiores do que as tensões de operação e tendem a ser uma força

motriz dominante para a iniciação e o crescimento de trincas por CST (SILVA, 2011) e (Schavartzman ET AL.2009).

3.5.4 Fatores Relevantes da Corrosão Sob Tensão

Alguns fatores são importantes na susceptibilidade na corrosão sob tensão dentro os quais se destacam:

Tensão: as tensões internas ou as tensões externas resultantes das condições de trabalho, abaixo do limite de elasticidade do material (tensão mínima), provocam corrosão sob tensão associada a um meio agressivo (FERNANDES, 2010).

Segundo (GEMELLI, 2001), quando uma fissura é observada no interior do material, também há uma concentração de tensão induzida pela presença dessa fissura. Porém, se a fissura é observada dentro do meio agressivo, as paredes da fissura estão praticamente ausentes de tensões.

Fontana (FONTANA, 1986) ressalva que os critérios para essas tensões é que sejam simplesmente tensões de tração e que tenham um valor suficiente com diferentes fontes: aplicada, residual, térmica ou de soldagem.

A figura 10 mostra curvas típicas de tensão em função do tempo de fratura de alguns aços inoxidáveis austeníticos. Em cada curva observa-se que com o aumento da tensão aplicada, há uma diminuição do tempo de ruptura (FERNANDES, 2010).

O meio corrosivo: a influência do meio corrosivo na manifestação do fenômeno de corrosão e o seu tipo de propagação no interior do metal depende do sistema metal-meio corrosivo. A tabela 7 indica alguns desses sistemas.

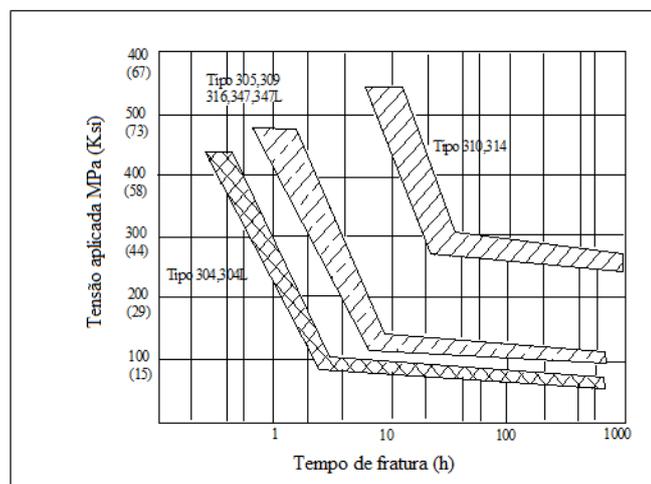


Figura 10. Comportamento de aços inoxidáveis a CST em solução efervescente de cloreto de magnésio 42%. Fonte: (ASM Handbook ,1989).

Tabela 6. Alguns tipos de materiais meios que causam corrosão sob tensão de alguns metais e suas ligas. (GEMELLI, 2001).

Material	Meios
Aços Comuns	Soluções de NaOH - Na ₂ SiO ₂ , ácidos mistos de H ₂ SO ₄ e HNO ₃ , nitrato de sódio, água do mar
Aços inoxidáveis	Soluções de MgCl ₂ , BaCl ₂ , H ₂ O ₂ , H ₂ S, NaOH-H ₂ S, água do mar
Inconel	Soluções de soda cáustica
Ligas de alumínio	Soluções de NaCl – H ₂ O ₂ , NaCl , água do mar
Ligas de cobre	Soluções em vapores de amônia, aminas
Ligas de magnésio	Soluções de NaCl – K ₂ CrO ₄ , água destilada
Ligas de ouro	Solução de FeCl ₃
Ligas de titânio	Ácido nítrico fumegante, água do mar, HCl - metanol.
Monel	Soda cáustica fundida, ácido fluorídrico.

O tempo de ruptura ou falha pode levar algumas horas ou até alguns anos. Deste modo, quatro estágios caracterizam a influência do parâmetro tempo na CST (FERNANDES, 2010): período de incubação, formação de um filme passivo, formação (nucleação) e propagação de fissuras (trincas), ruptura do material.

O tempo de incubação se caracteriza pela nucleação das trincas após certo tempo. depois deste período, tem-se a propagação das trincas (fissuras) até a fratura do material. Logo, o tempo de fratura é a soma do tempo de incubação com o tempo de propagação das fissuras (GEMELLI, 2001).

A temperatura: a influência da temperatura no estudo da CST dos aços inoxidáveis diminui a estabilidade dos filmes passivos quando a mesma ultrapassar um determinado valor crítico. Com o aumento da temperatura ocorre o aumento da velocidade de fratura na CST , e a partir de um determinado valor de temperatura a cinética da reação ocorre mais lentamente (GEMELLI, 2001). Fazendo uma análise da Figura 11, observa-se que a curva perde a sua linearidade próximo a uma temperatura de 80° C com a elevação da temperatura (SPEIDEL, 1981).

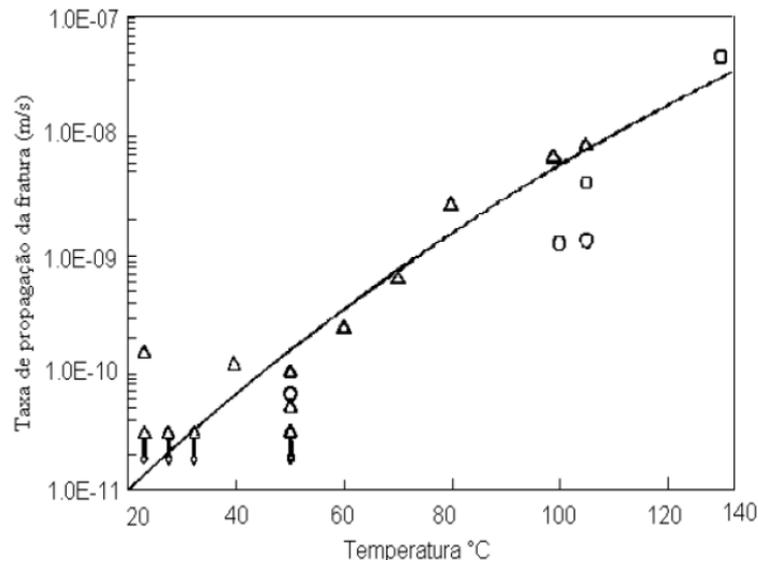


Figura 11. Comportamento da velocidade da trinca em relação a temperatura do meio corrosivo (SPEIDEL, 1981).

O fator metalúrgico; os aspectos metalúrgicos, como composição química média de algumas ligas, interações das discordâncias, orientação preferencial dos grãos, composição e distribuição dos precipitados e ocorrência das transformações de fase, influenciam na CST (FERNANDES, 2010).

A escolha de materiais que são imunes a CST torna-se necessário pois a composição química do metal altera a susceptibilidade, como, por exemplo, nos aços inoxidáveis compostos por Fe-Cr-Ni que adquirem uma susceptibilidade máxima com o níquel (Ni) em torno de 9% (BRASIL, 2003).

Quando o elemento químico nitrogênio é adicionado aos aços inoxidáveis, isso possibilita uma melhora na resistência ao desgaste, na resistência à corrosão e na sua resistência mecânica. Já a sua substituição por carbono, permite a obtenção de materiais com elevado limite de escoamento. O que difere em suas propriedades mecânicas e na resistência a corrosão quando os aços inoxidáveis são ligados com carbono (C) ou nitrogênio está relacionado às diferenças na configuração eletrônica da rede cristalina (GARZÓN, 2005).

O trincamento por CST geralmente é causado pela contaminação acidental em processos industriais através de soluções aquosas contendo cloretos ou pela contaminação da superfície do material, durante a fabricação ou o seu transporte. As soluções que contêm cloretos são as condições mais severas quando entram em contato com a superfície do material, conforme mostra a Figura 12 (GEMELLI, 2001). Algumas precauções podem ser tomadas para evitar a contaminação, por exemplo, por água do mar durante a fabricação, transporte e armazenagem desses materiais. Em aços inoxidáveis austeníticos a CST pode ocorrer com elevadas concentrações de íons hidroxila, e em ambientes oxigenados com água fervente o trincamento por CST também pode ocorrer (MODENESI, 2001).

Os aços inoxidáveis são ligados com carbono (C) ou nitrogênio, e isto está relacionado às diferenças na configuração eletrônica da rede cristalina (GARZÓN, 2005).

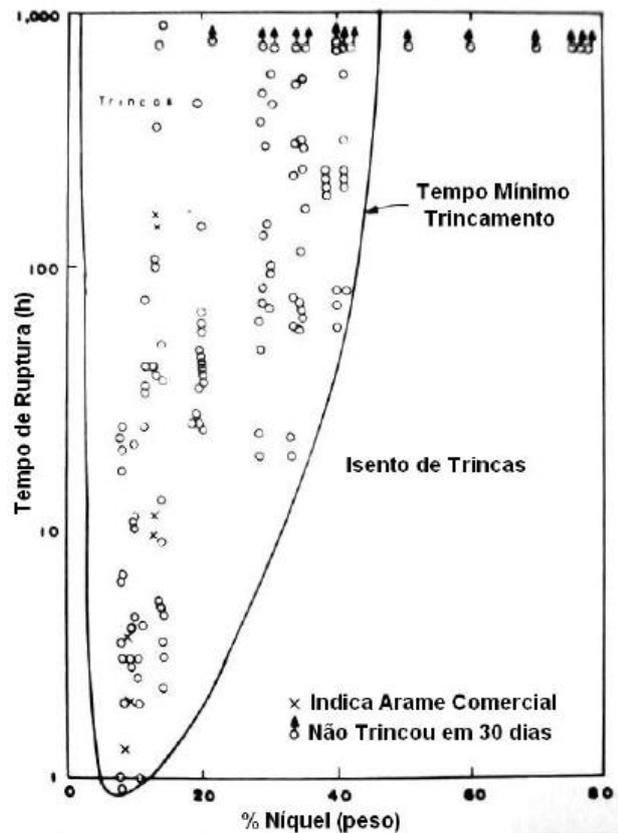


Figura 12. Fissuração por Corrosão Sob Tensão em arames de Fe-Cr-Ni submetidos a uma solução fervente de cloreto de magnésio (FONTANA, 1986).

Segundo (GENTIL, 2007), são observadas algumas características de interação de tensões estáticas e corrosão associadas ao fenômeno do trincamento por CST como, por exemplo: deformação do metal, fraturas frágeis e seletividade dos meios corrosivos em relação aos metais.

Segundo (MODENESI, 2001) ressalva que os aços inoxidáveis austeníticos podem sofrer contaminação superficial em contato com o zinco, por ser este um metal de baixo ponto de fusão, causando penetrações e fissuração intergranular nesses aços. Também é aconselhável evitar qualquer contaminação superficial com tintas, por exemplo, se estes aços forem expostos a temperaturas superiores a 400 °C.

3.5.5 Ensaios de Corrosão Sob Tensão

Tem sido desenvolvido diferentes técnicas experimentais para se fazer uma avaliação comportamental de materiais que são susceptíveis a CST, e algumas dessas técnicas retratam

o comportamento o mais real possível sob esforços mecânicos e a meios corrosivos (GENTIL, 2007).

Por ser um tema muito vasto, a CST envolve uma análise de avaliação do material e do ambiente em condições de tensões aplicadas ou residuais, que podem afetar o seu desempenho durante o decorrer de seu uso. O uso de métodos de ensaios de CST serve para avaliar fatores como: histórico de processo, composição do produto, condições ambientais de serviço e carga de trabalho (FERNANDES, 2010).

Também é fundamental estabelecer uma conexão entre os resultados das avaliações dos testes de CST em laboratório com as aplicações reais de serviços. Por isso esses ensaios nos fornecem resultados com um maior nível de confiança, resultando em um menor custo para as indústrias e empresas (GENTIL, 2007).

Os métodos utilizados para verificar a CST são os ensaios de iniciação de trincas, ensaios de crescimento de trinca e ensaios de propagação de trincas. De acordo com (GEMELLI, 2001), o estudo da CST e a fragilização por hidrogênio são feitos através de ensaios realizados em laboratório classificados em:

- Ensaios com carga ou deformação constante;
- Ensaios com velocidade de deformação constante.

De acordo com o dispositivo de ensaio utilizado podem ser obtidos resultados quantitativos ou qualitativos. Nos ensaios quantitativos geralmente são feitos em uma máquina de tração. Dependendo do corpo de prova utilizado, os ensaios são classificados em três tipos (GEMELLI, 2001):

- ensaios estáticos com corpo de prova não entalhado;
- ensaios estáticos com corpo de prova entalhado;
- ensaios de tração a baixa velocidade de deformação.

Neste contexto, somente serão abordados os ensaios deste estudo - os ensaios estáticos com corpos de prova não entalhados, pois foram utilizados equipamentos do laboratório do IEM (Instituto de Engenharia Mecânica da UNIFEI) para realizar esta pesquisa.

3.5.5.1 Ensaios de Corpo de Prova não Entalhado.

O ensaio de corpo de prova não entalhado é realizado de maneira que se utiliza carga constante ou a deformação constante, o que permite caracterizar a sensibilidade de um

material à corrosão sob tensão e a fragilização pelo hidrogênio. Os corpos de provas são submetidos a esforços de tração ou flexão e, simultaneamente, expostos ao meio corrosivo. Verifica-se o tempo de falha t_f (tempo até a falha) do corpo de prova (FERNANDES, 2010). O tempo de falha corresponde ao tempo necessário para a ruptura do corpo de prova, o qual corresponde à soma dos tempos de incubação e propagação das trincas (FERNANDES, 2010) (GEMELLI, 2001).

De acordo com (GEMELLI, 2001), nos ensaios com carga constante, a tensão real em função do tempo aumenta com a propagação das trincas devido à diminuição da seção real do corpo de prova. Na Figura 13 observa-se uma comparação da evolução da tensão real e da tensão nominal em função do tempo em ensaios à carga constante ou deformação constante, em que estabelece para os ensaios a deformação constante uma diminuição da tensão nominal com o decorrer do tempo.

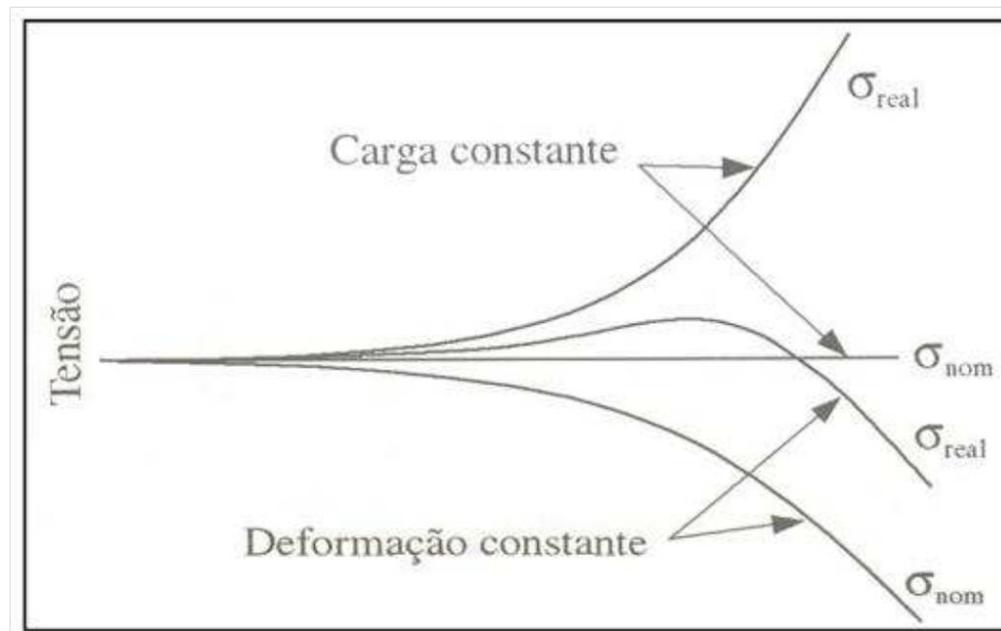


Figura 13. Evolução da tensão real e da tensão nominal nos ensaios a carga e ou a deformação constante (GEMELLI, 2001).

Em ensaios estáticos com corpos de prova não entalhados e para pequenas deformações ($x_0/y_0 \ll 1$), a tensão constante σ_s é calculada a partir da seguinte equação:

$$\sigma_s = \frac{12Ex_0e}{3(y_0^2 - y_1^2)}$$

onde:

E - módulo de elasticidade em tração;

e - espessura do corpo de prova;

X_0 - distância de deformação máxima;

Y_0 - distância entre os apoios externos;

Y_1 - distância entre os apoios externos e internos (GEMELLI, 2001).

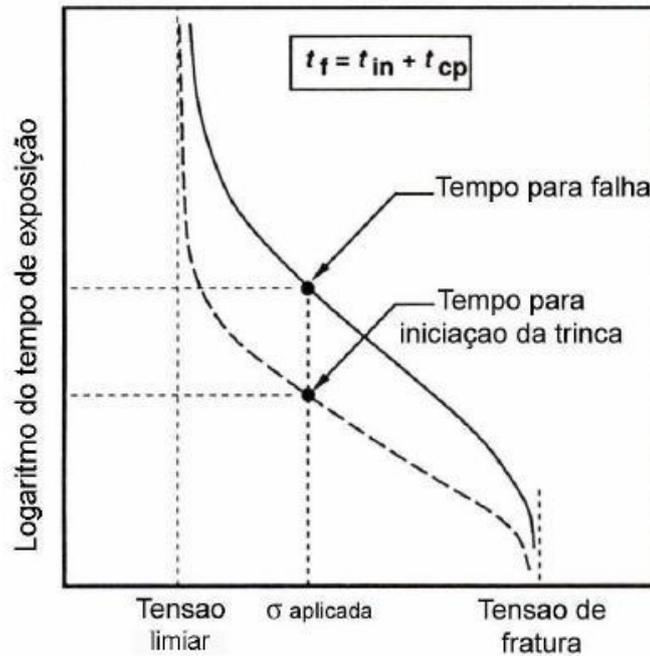


Figura 14. Curva esquemática para o tempo de falha típico em função de uma tensão aplicada em ensaios de corrosão.

Segundo (BARBOSA, 1995), o método de ensaio com corpo de prova não entalhado apresenta uma flexibilidade no tamanho do corpo de prova e na faixa de tensão utilizada. Outra vantagem a ser destacada na CST é que as fraturas dos corpos de provas são completas e de fácil localização. A Figura 14 mostra uma curva do logaritmo do tempo de exposição do material em um ensaio de corrosão em função da tensão aplicada. Nessa curva, observa-se que, com uma determinada tensão σ aplicada no material, o tempo de fratura corresponde ao tempo de incubação (nucleação) das trincas com o tempo de propagação das trincas.

A norma ASTM G36-73, apresenta a maneira como os ensaios em aços inoxidáveis austeníticos são feitos em solução efervescente de cloreto de magnésio. A utilização do cloreto de magnésio nos ensaios de CST em aços inoxidáveis se deve à enorme agressividade ao metal. Neste tipo de ensaio o tempo gasto para a fratura do material é o parâmetro a ser medido e relacionado à susceptibilidade à CST do material (FERNANDES, 2010).

4 MATERIAIS E MÉTODOS

4.1 Materiais

4.1.1 Metais Utilizados.

Os materiais utilizados para realização dos ensaios foram às chapas de aço inoxidável austenítico AISI 316 e de Aço inoxidável dúplex AISI 2304 (UNS 32304) no estado laminado Tabela 7. A Tabela que mostra a composição do aços inoxidável austenítico utilizado.

AISI 316 %									
Fe	C	Si	Mn	P	S	Cu	Cr	Ni	Mo
70,325	0,032	0,49	1.367	0,051	0,005	0,097	16,218	9,215	1,993
Ti	Sn	V	Al	Nb	W	Mg	Ce	Co	
0,004	0,005	0,043	0,002	0,02	0,02	0,018	0,017	0,076	

Tabela 8. Composição química do aço inoxidável duplex 2304 (UNS 32304).

Elemento	C	Mn	Si	P	Si	Cr	Ni	Mo	Ni	O
%	0,02	1,356	0,46	280 ppm	10 ppm	22,23	3,61	0,31	1090 ppm	33 ppm

Uma comparação entre as propriedades mecânicas dos materiais utilizados são mostrado na tabela abaixo.

Tabela 9. Tabela de comparação da propriedades mecânicas dos materiais utilizados.

AISI/UNS	Resistência ao escoamento MPa	Resistência à tração MPa	Alongamento Mínimo,%	Dureza Vickers	Microestrutura
316L	220	515-690	40	160	Austenita
S 32304	400	600-820	25	230	Dúplex

4.1.2 Metais de Adição

Com o intuito de avaliar a influência da composição química do metal de adição na susceptibilidade a corrosão sob tensão da união de aços inoxidáveis dissimilares, utilizou-se

como metais de adição arames sólidos com 1,2 mm de diâmetro de aços inoxidáveis austeníticos AISI 316L e o arame de adição de aço inoxidável dúplex o 2209. Na Tabela 10, apresenta-se a composição nominal dos dois aços inoxidáveis utilizados.

Tabela 10. Composição dos arames (ESAB, 2010).

Liga Composição (% em peso)								
Arames	C	Cr	Mo	Ni	Mn	Si	P	Cu
AISI 316L	0,02	17,5	2,8	12,2	1,7	1	0,02	0
ER2209	0,03	22,5	3,3	8,5	1,7	0,5	0	0,3

4.1.3 Solução de Ataque

Para o ensaio de corrosão sob tensão usou-se como meio corrosivo solução aquosa de cloreto de magnésio $MgCl$ com concentração de 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 200g de cloreto de magnésio hexa-hidratado ($MgCl_2 \cdot 6H_2O$) e 17,6 ml de água destilada.

A solução preparada tem seu ponto de ebulição em aproximadamente $145^\circ C$. A faixa de temperatura utilizada foi de $145^\circ C \pm 2$, que pode ser conseguida com pequenas variações na concentração da solução preparada. Foi encontrado o valor de 4.02 para o pH da solução a $25^\circ C$.



Figura 15. Foto do medidor de pH e a solução.

4.2 Métodos.

Para a realização do trabalho, foram usadas chapas de aço inoxidável 316 e 2304 com espessuras de 3 mm e 4 mm, respectivamente.

4.2.1 Confeção dos Corpos de Prova.

Os corpos de prova foram confeccionados, preparados superficialmente e utilizados de acordo com as normas ASTM G58-78 (G58-78) e ASTM E8-79 (E8-79).

O processo de confecção dos corpos de prova, desde o recebimento até o produto final seguiu as seguintes etapas:

- As chapas foram recebidas nas dimensões de 195 x 300 mm.
- Foram, em seguida, recortadas em uma serra de fita horizontal na medida de 65 x 300 mm.
- Nessas tiras foram feitos, então, chanfro de 30°, foi deixado 1 mm para a raiz e as chapas foram unidas com a utilização do processo de soldagem MIG/MAG, através da utilização de uma fonte de multiprocesso da Esab AristoPower460 e também da utilização do carro tartaruga para que se pudesse manter a velocidade de passe constante.

As chapas foram soldadas no laboratório de soldagem da UNIFEI, pelo processo de soldagem MIG (*Metal Inert Gas*), de forma que obteve-se um total de seis juntas soldadas: três com a utilização do metal de adição E316L e três com a utilização do metal de adição o 2209.

Os parâmetros de solda utilizados para ambos os metais de adição, foram valores recomendados pelo fabricante do arame para obtenção da melhor solda e estão apresentados na Tabela 11.

Tabela 11. Tabela dos parâmetros de soldagem utilizados.

Parâmetros Utilizados para o Processo de Soldagem		
Arame	316	2209
Corrente (A)	115	122
Voltagem (V)	18,7	19
Velocidade de alimentação do arame (m/mim)	3	4,5
Gas de proteção	Argônio	Argônio
Vazão do gás de Proteção (l/min)	14	14
Stick-out (mm)	9	9

O equipamento para a soldagem e os acessórios utilizados estão na figura 16.

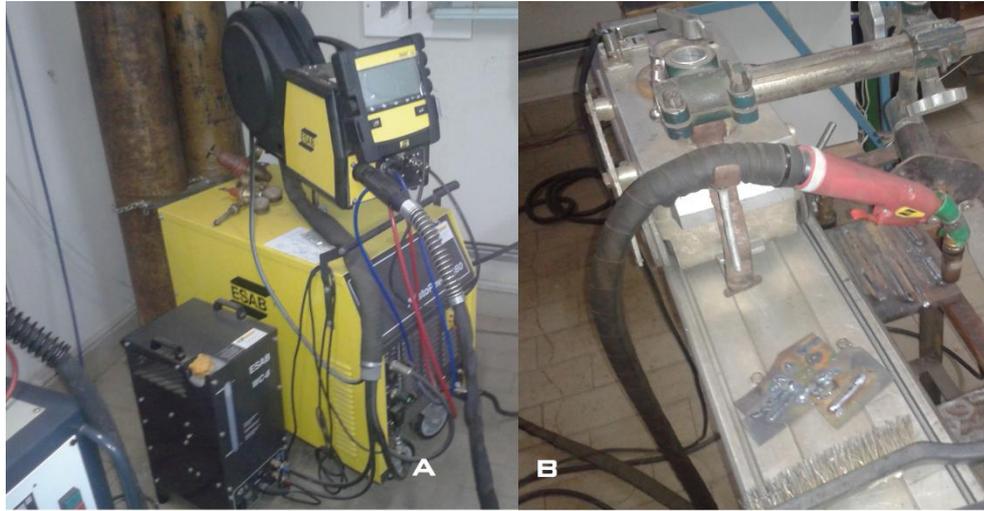


Figura 16. Apresentação do equipamento utilizado, a tocha e o carro tartaruga, utilizadas para a união das chapas.



Figura 17. Chapa já soldada.

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

Novamente as chapas foram cortadas em uma serra de fita horizontal, na medida de 20x128 mm.

Após o corte foram feitos então dois furos de 8 mm de diâmetro cada um, espaçados de 103mm , centro a centro.

Esses furos foram usados para a fixação do corpo de prova nas garras dentro da célula de corrosão. No momento serviram para a fixação num dispositivo que seria preso ao centro de usinagem.

Os corpos de provas foram usinados em conjuntos de duas unidades, com uma fresa de topo de 12 mm de diâmetro, no centro de usinagem Fadal, no laboratório de usinagem da UNIFEI. A Figura 19 mostra a sequência da preparação da chapa, enquanto a Figura 19 mostra a geometria e dimensões destes após a usinagem e a Figura 20 o processo de usinagem.

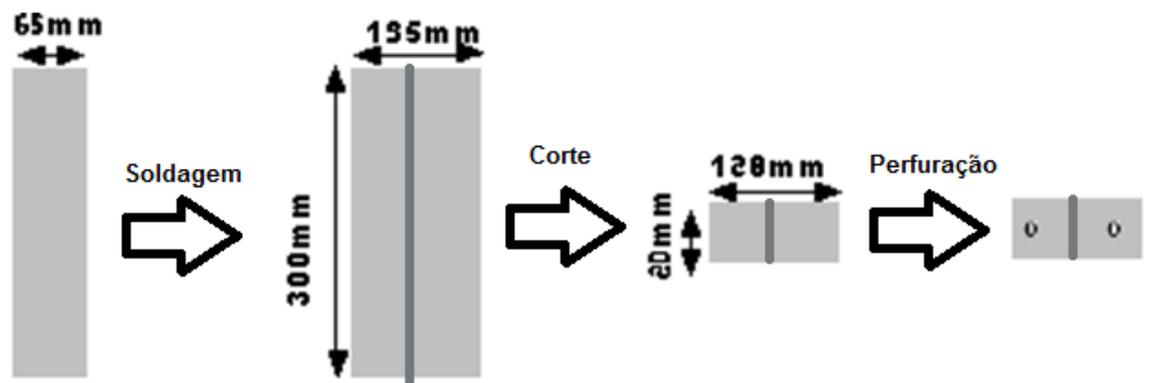


Figura 18. Sequência de preparação das chapas.

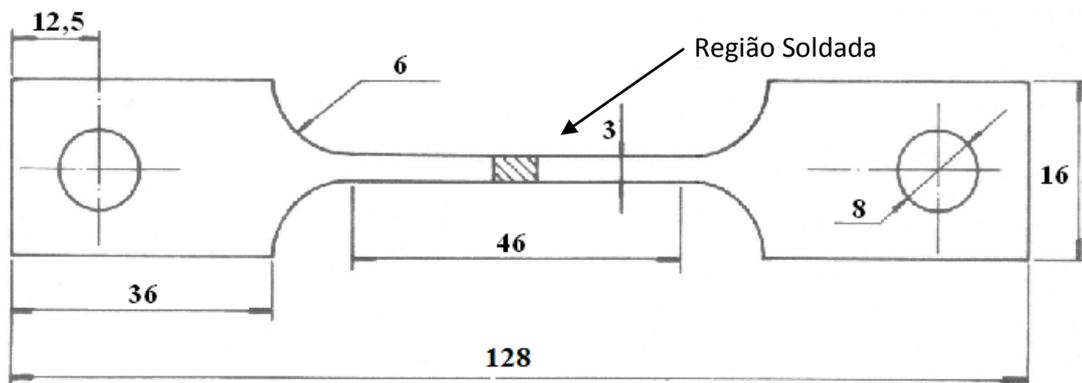


Figura 19. Geometria e dimensões do corpo de prova após usinagem.

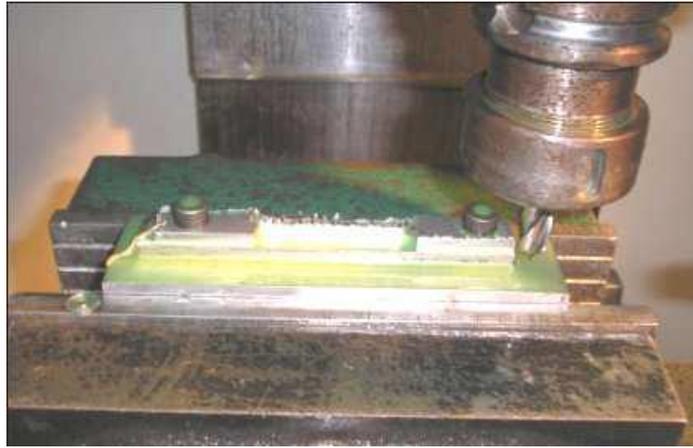


Figura 20. Corpo de prova usinado no centro de usinagem Fadal CNC 88HS da UNIFEI (FERNANDES, 2010).

Após a usinagem, os corpos de provas foram rebarbados e lixados com lixas d'água de SiC com granulação 80,120,200,400 e 600 e, em sequência, polidos com alumina, de gralonometria de $1\mu\text{m}$.



Figura 21. Foto do corpo de prova 316+316+2304 lixado e polido.

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

4.2.2.1 Ensaio de Tração

Para a realização dos ensaios mecânicos de tração foi utilizada uma máquina de tração interligada a um sistema de aquisição de dados (microcomputador) do LEN - Laboratório de Ensaio Destrutivos e Não Destrutivos. A Figura 22 apresenta o equipamento utilizado nos ensaios de tração.



Figura 22. Máquina utilizada para ensaios de tração.

4.2.2.2 Ensaio de Microdureza Dureza Vickers

O ensaio de microdureza de um metal é normalmente relacionado com a resistência à penetração da superfície. Souza(2004) e Linnert (1994) apud (SILVA, 2011) afirmam que a microdureza e o limite de resistência dos materiais apresentam uma forte correlação. Sendo assim, o seu conhecimento é de fundamental importância para o estudo do comportamento dos materiais quando submetidos a condições nas quais a estrutura de um material é modificada, como ocorre durante o processo de união das chapas. A dureza também pode identificar a resistência à deformação plástica permanente (SOUZA, 1977).

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

As avaliações nos testes preliminares para levantamento dos perfis de microdureza tiveram como objetivo relacionar as mudanças microestruturais induzidas pela diferentes condições de soldagem, devido ao fato de os metais de adição serem diferentes. Os ensaios de microdureza foram realizados nas amostras nas condições: como recebida e soldado, no laboratório de Metalurgia e Materiais (LMM) da UNIFEI. As amostras foram lixadas, polidas e embutidas antes do ensaio, conforme procedimentos estabelecidos pela norma ASTM E384 (1999). As medidas foram realizadas por meio de um microdurômetro com penetrador de diamante, com carga de 9,8N, da marca Digimess, modelo Tester HV 1000, em uma linha horizontal, ao longo de toda a extensão da junta soldada, abrangendo o MB, a ZTA e a ZF, totalizando 20 pontos, espaçados por uma distância de 1,2 mm.

4.2.2.3 Ensaios Metalográficos

Primeiramente, foram realizados ensaios metalográficos com os metais de base e com as juntas soldadas antes do ensaio de corrosão sob tensão. Depois da obtenção dos corpos de prova para ensaio de corrosão sob tensão, foi retirada uma amostra de cada metal de adição para os 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, seguida do polimento em politriz giratória, com alumina de granulometria de 1 μm como abrasivo e, em seguida, polimento com OPU. Foram testados vários tipos de ataques e, após várias tentativas, adotou-se o ácido oxálico para a visualização das microestruturas.

A aquisição das micrografias foi realizada no Laboratório de Metalurgia e Materiais (LMM) 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 23.



Figura 23. Microscópio óptico e microprocessador de dados.

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

4.2.3 Ensaios 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-se um equipamento cujo dispositivo de ensaio com carregamento tipo carga constante fora desenvolvido no Laboratório de Instrumentação da UNIFEI.

4.2.3.1 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 com sistema de polias, que confere boa uniformidade e repetibilidade da carga. O corpo de prova é situado em uma cuba de alumínio revestida em Teflon onde fica submerso na solução de teste, que esta sofre aquecimento, por um sistema de resistências. O controle de temperatura utiliza um termopar e um sistema de refrigeração por líquido, que possui um condensador e uma bomba para circulação de um líquido. O controle do tempo de ensaio foi feito por um cronômetro digital, que era interrompido no momento da ruptura dos corpos de

prova. A Figura 24 apresenta uma foto do dispositivo de ensaio de corrosão sob tensão em funcionamento.



Figura 24. Bancada de ensaio de Corrosão Sob Tensão.

4.2.3.2 Procedimento de Ensaio de Corrosão sob Tensão

A primeira etapa executada foi o isolamento do corpo de prova, utilizando-se uma fita de Teflon, deixando apenas uma região central de aproximadamente 15 mm exposta à solução corrosiva para que a trinca ocorresse preferencialmente na região central do corpo de prova, conforme a Figura 25.

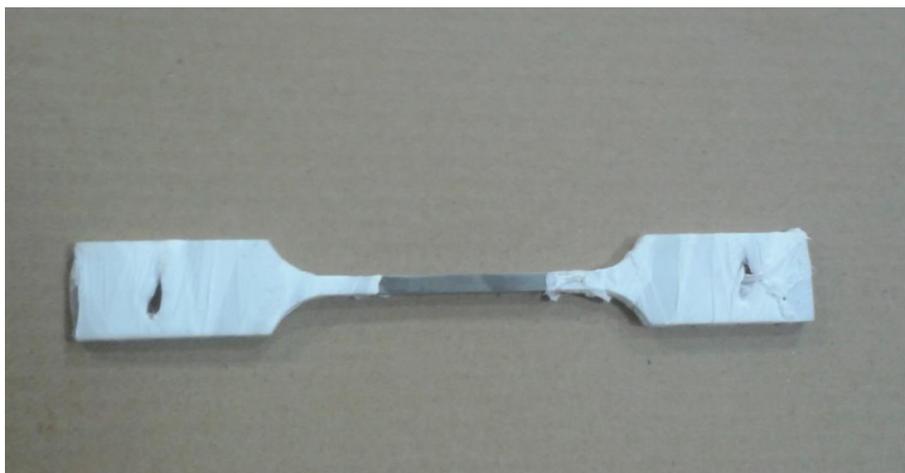


Figura 25. Corpo de prova isolado

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 75% 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 (G36-73).

Posteriormente ao preparo da solução corrosiva, mediu-se o pH dela, com o objetivo de controlar a acidez do meio em todos os ensaio 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 fechamento e vedação da tampa da cuba e das conexões das garras de tração. Para o total fechamento, se utilizou-se silicone para altas temperaturas.

Este procedimento tinha por objetivo evitar o vazamento da solução na tampa e nas garras de tração, nas garras nas quais ocorre um pequeno deslocamento devido ao alongamento do corpo de prova durante o ensaio.

Antes do se início dos ensaios, foram registradas a data e a hora do começo 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 do corpo, 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 (G1-72).

4.2.4 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).

5.RESULTADOS E DISCUSSÃO

5.1 Caracterização Microestrutural

5.1.1 Metais Utilizados para as Juntas.

Nos materiais utilizados na obtenção das juntas, logo após o recebimento, foi realizada a caracterização microestrutural, conforme pode ser observado nas figuras abaixo.

Na Figura 26 do aço inoxidável 316 nota-se que é formada por grãos poligonais de austenita e verifica-se também a presença de maclas mostrada com as setas.

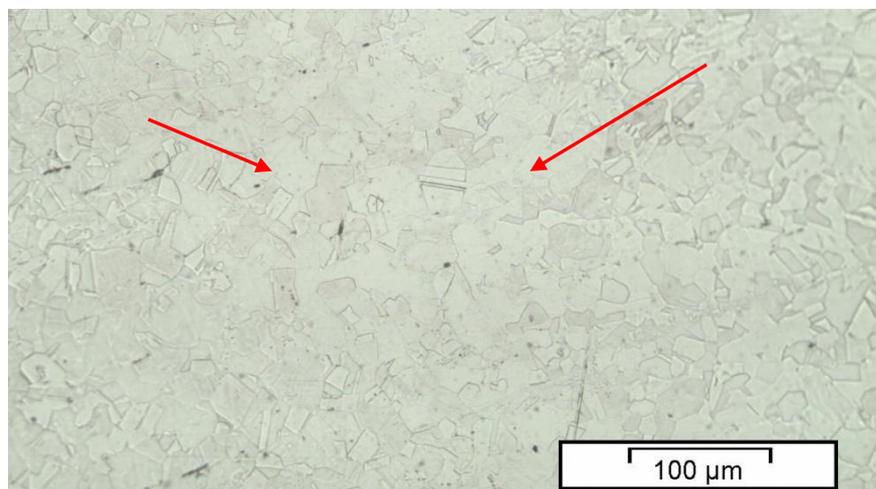


Figura 26. Microestrutura do aço inoxidável austenítico 316.

A Figura 27 mostra a microestrutura do aço inoxidável dúplex 2304; verifica-se a fase austenítica mais clara (γ) e a fase ferrítica (α) mais escura, com também os contornos de grão.



Figura 27. Microestrutura do aço inoxidável Dúplex 2304.

5.1.2 Juntas.

Na realização da soldagem, foram utilizados os parâmetros determinados pelo fabricante dos metais de adição. As soldas obtiveram boa penetração, conforme pode-se observar nas Figura 28 e um cordão de soldagem bem uniforme.

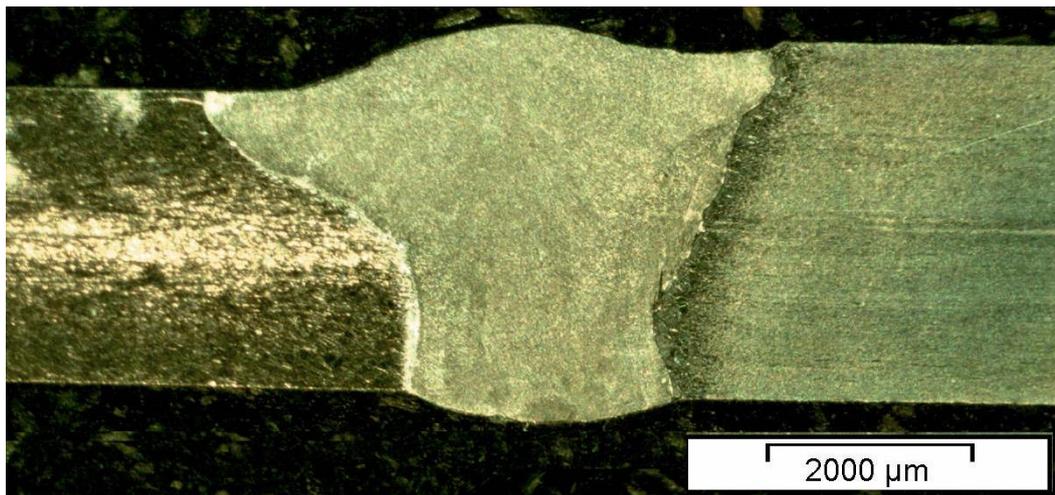


Figura 28. Foto mostrando a penetração do cordão de solda

Nas figuras 29 a 32 temos o resultado da soldagem das juntas.

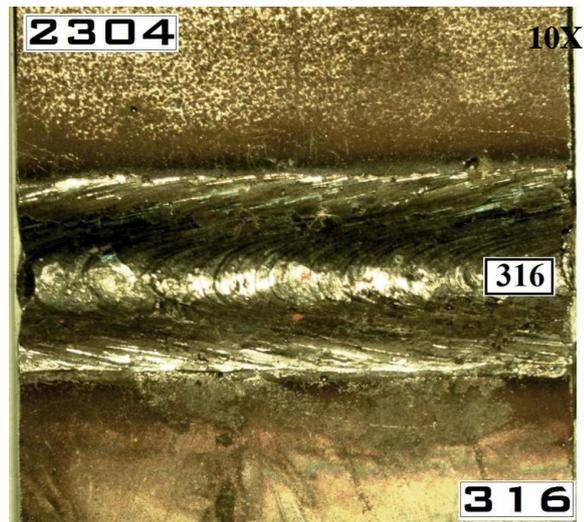


Figura 29. Foto do topo da junta. 316+316+Duplex.

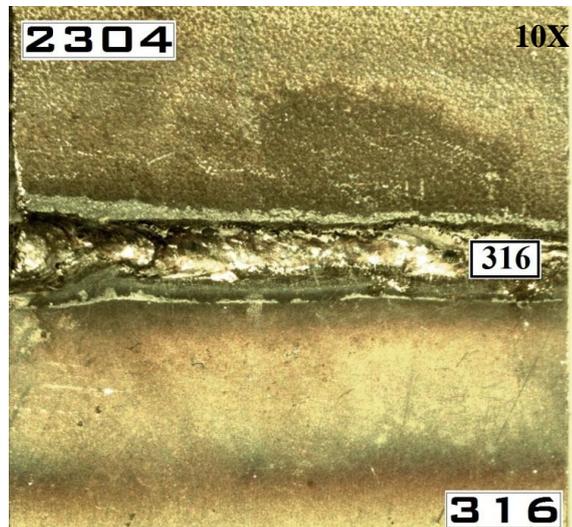


Figura 30. Foto da raiz da junta de 316+316+Duplex

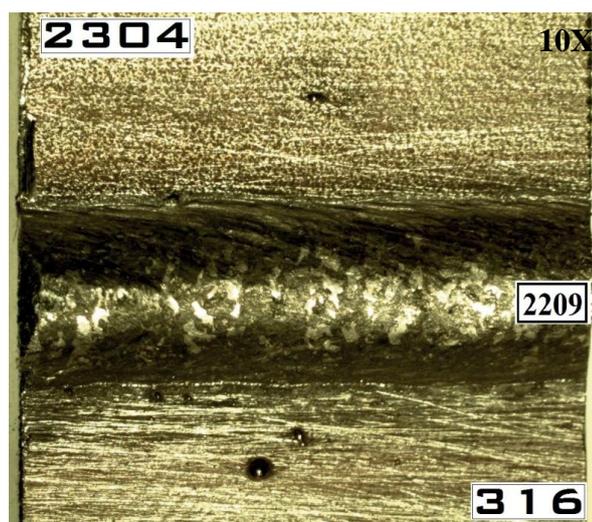


Figura 31. Foto do topo da junta de 316+ Duplex +Duplex.

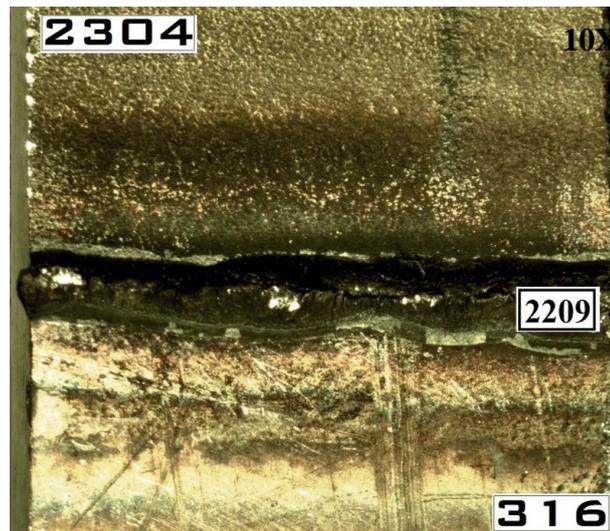


Figura 32. Foto da raiz da junta de 316+ Duplex +Duplex.

As figuras 33 a 37 apresentam as microestruturas das juntas soldadas com o metal de adição E316L e 2209 respectivamente. Nas figuras pode-se observar o crescimento excessivo do grão na ZTA. Segundo (ANTUNES, 2010), 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.

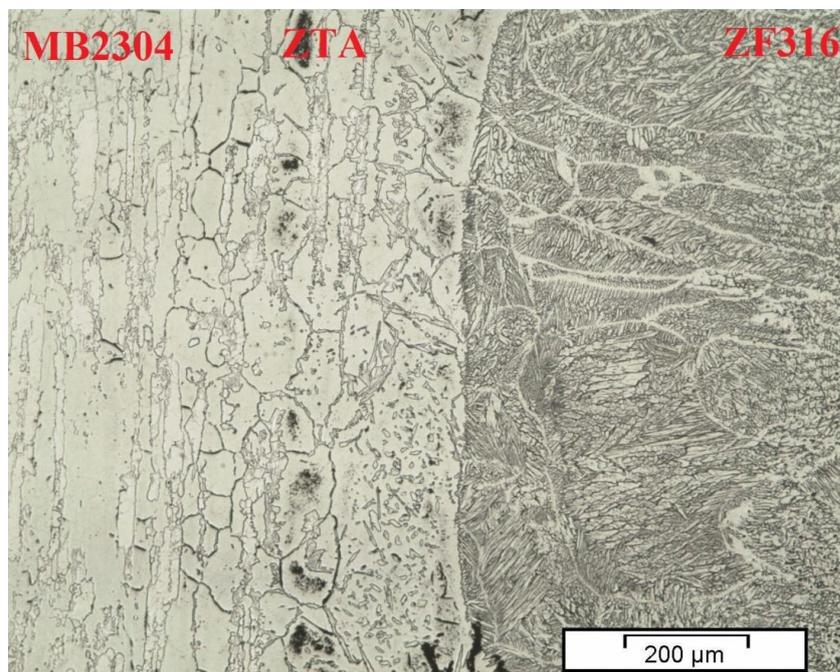


Figura 33. Microestrutura da união utilizando o metal de adição 316 no lado do metal base dúplex.

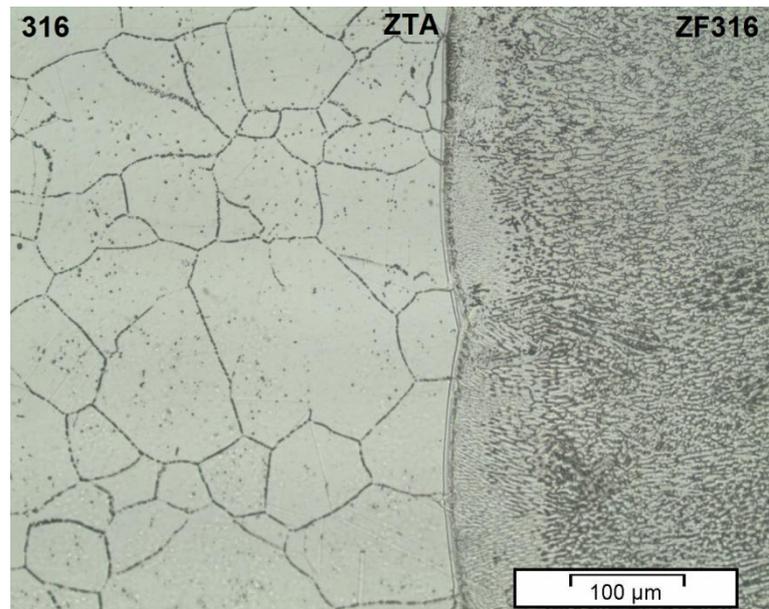


Figura 34. Microestrutura da união utilizando o metal de adição 316 no lado do metal base Austenítico.

A Figura 34 poder ser observado o crescimento de grão na ZTA, devido ao ciclo de aquecimento e resfriamento que ocorre durante o processo de soldagem que afeta a microestrutura e a composição da solda e do metal adjacente, devido a isto a resistência a corrosão das juntas soldadas pode diferir daquela do metal base recozido por tratamento térmico. Vários fatores contribuem para este fato, entre os quais citam (BARBOSA, 1995) são eles: microsegregação, precipitação de fase secundárias, recristalização crescimento de grão na zona afetada pelo calor, possibilidade de sensitização.

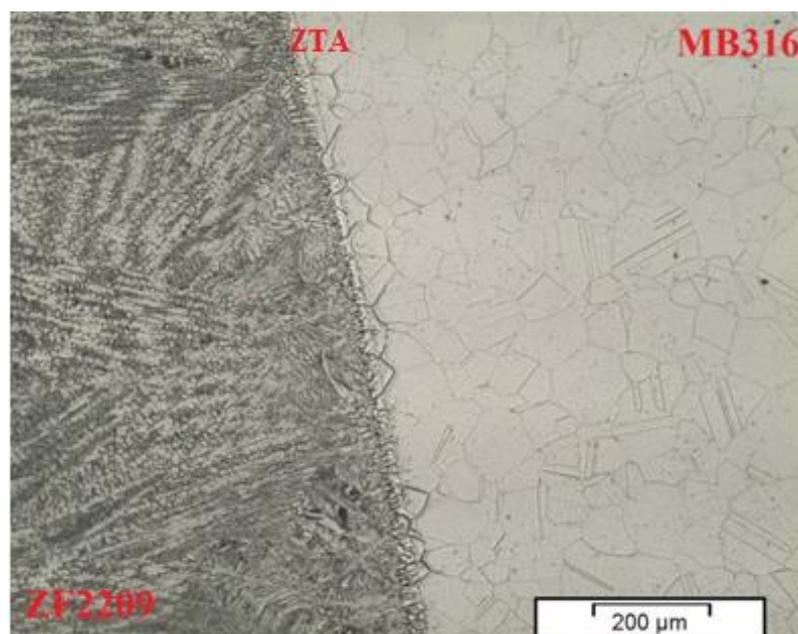


Figura 35. Microestrutura da união utilizando o metal de adição 2209 no lado do metal base austenítico.

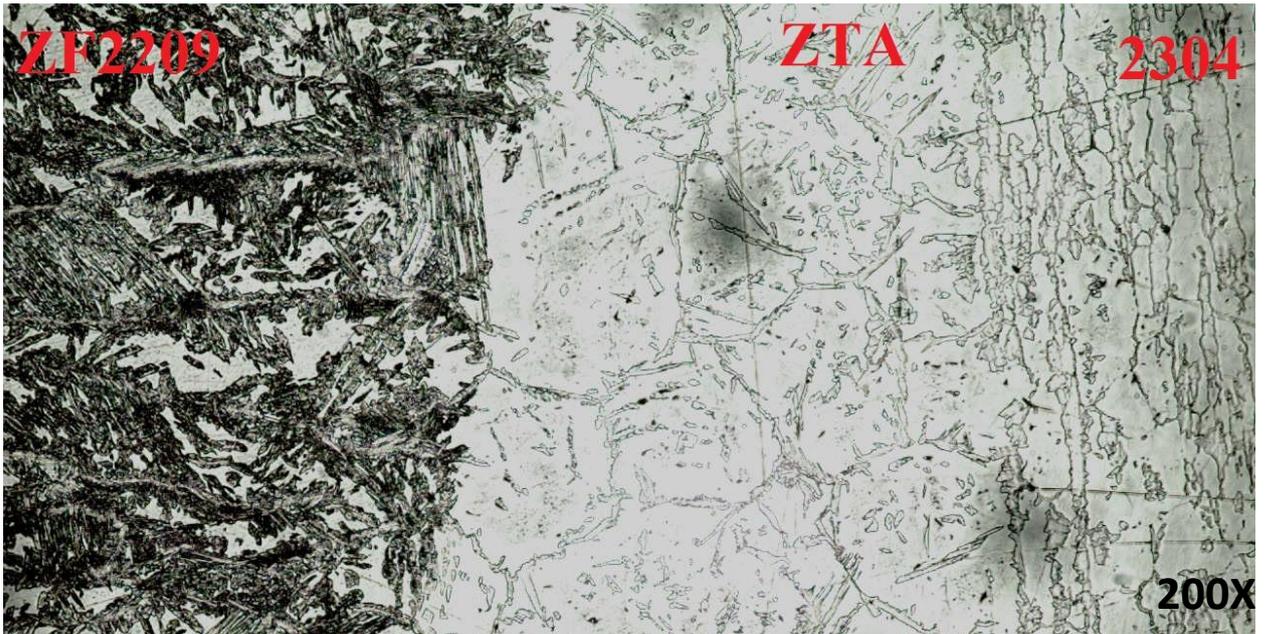


Figura 36. Microestrutura da união utilizando o metal de adição 2209 no lado do metal base duplex.

5.2 Ensaio de Tração

Foram realizados ensaios de tração com as juntas soldadas com os metais de adição E316L e 2209. 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 2209. As figuras mostram as curvas da tensão encontradas nos ensaios de tração para as juntas soldadas com o metal de adição 2209 e E316L.

As Figura 37 e 38 mostram os gráficos dos ensaios de tração dos corpos de prova, de onde pode ser retirada a tensão de escoamento para, ser posteriormente utilizada no ensaio de corrosão sob tensão.

Os rompimentos dos corpos de prova, para ambas as juntas soldadas, ocorreram no metal de base austenítico, o que pode ser atribuído à menor resistência a tração deste material. Através dos gráficos, pode-se observar que, para as juntas soldadas com o metal de adição E316L, a tensão de escoamento e o limite de resistência à tração se mostraram relativamente inferiores em relação às juntas soldadas com o metal de adição 2209, o que comprova a maior fragilidade das juntas soldadas com o metal de adição E316L. As tensões de escoamento foram de 312MPa para o arame 316L e de 351MPa para o arame 2209.

Foi calculada uma tensão de escoamento média para ser utilizada no ensaio de CST. O valor encontrado foi de 331MPa.

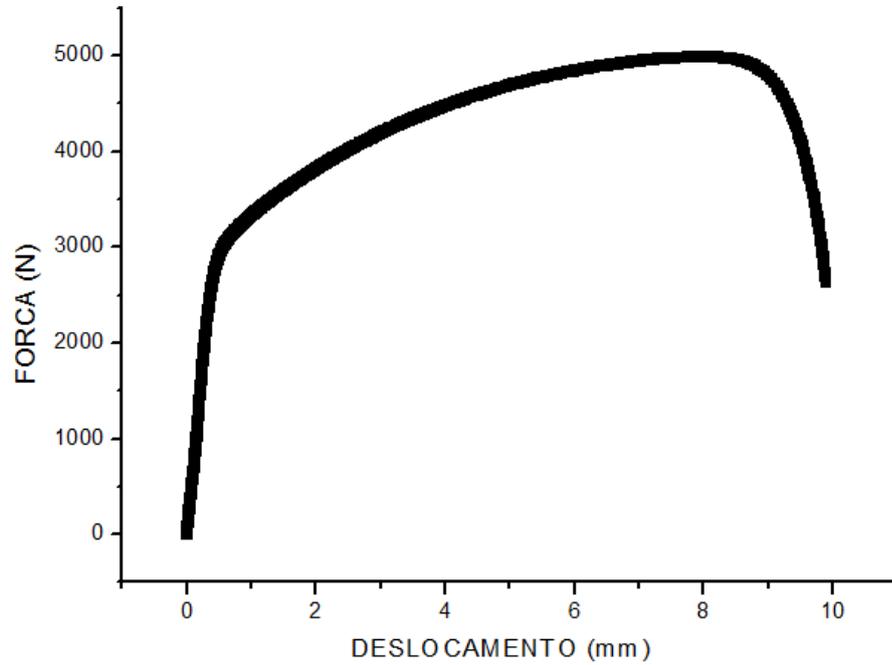


Figura 37. Resultado do ensaio de tração do corpo de prova 316+316+Duplex

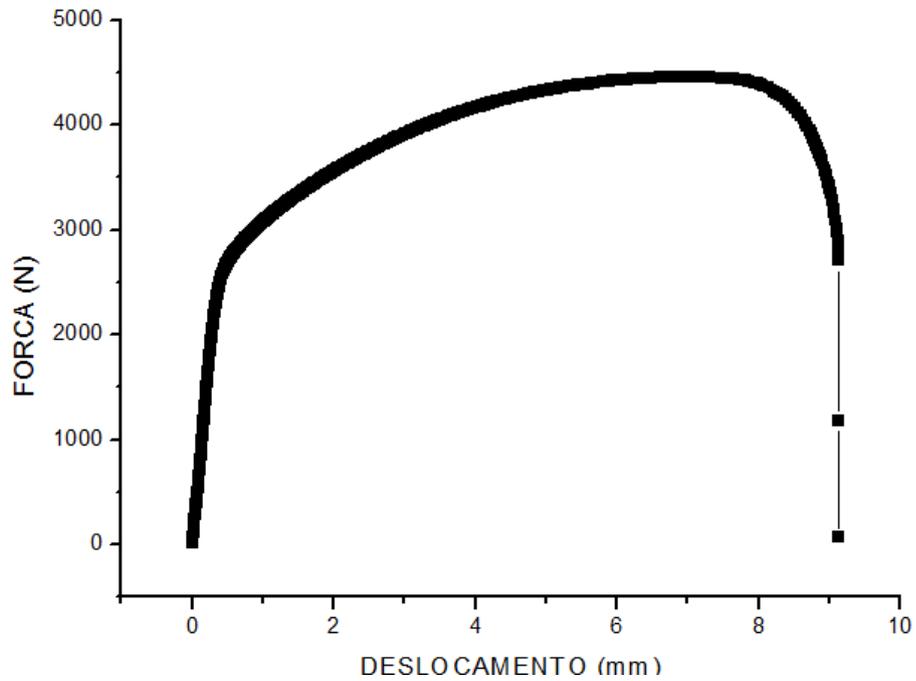


Figura 38. Resultado do ensaio de tração do corpo de prova 316+2209+Duplex.

4.3 Ensaio de Dureza.

As tabelas 13 a 16 e as figuras 39 a 42, apresentam valores referente aos ensaios de dureza na escala Vickers ao longo dos corpos de prova do metal base e os com a junta pronta.

Observa-se os valores obtidos nas curvas, nas quais se distinguem o valor inicial, e o valor final. Observa-se também a diferença entre as durezas do materiais escolhidos.

Observam-se os valores obtidos nas juntas soldadas onde na ZTA e na zona fundida um valor intermediário de dureza.

Tabela 12. Tabela de medições do aço inoxidável 316 após ser recebido.

Aço 316		
Quantidade de Endentações	Longitudinal à chapa	Transversal à chapa
1	169,80	156,80
2	168,20	158,30
3	169,00	162,70
4	166,20	167,40
5	169,00	170,60
Média	168,44	163,16
Média Geral	165,80	

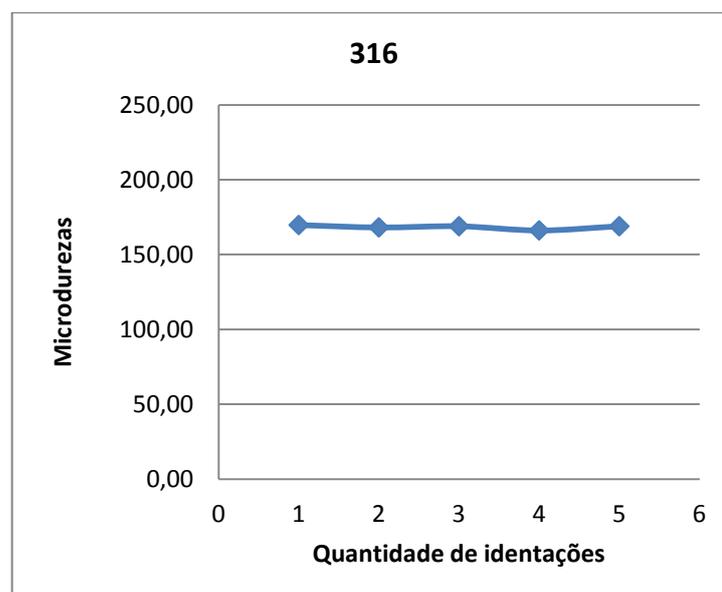


Figura 39. Gráfico das medições do aço inoxidável 316 após ser recebido.

Tabela 13. Tabela de medições do aço inoxidável 2304 após ser recebido.

Aço Duplex (2304)		
Quantidade de Endentações	Longitudinal à chapa	Transversal à chapa
1	222,10	225,20
2	221,50	223,30
3	219,10	226,40
4	216,70	223,30
5	216,70	222,10
Média	219,22	224,06
Média Geral	221,64	

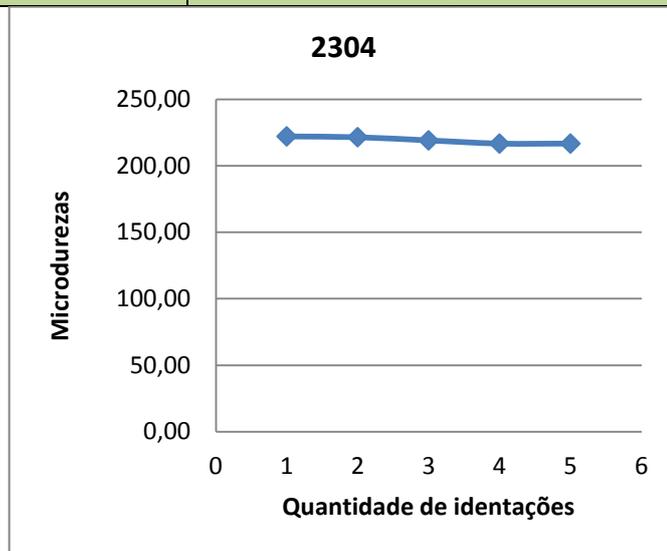


Figura 40. Gráfico das medições do aço inoxidável 2304 após ser recebido.

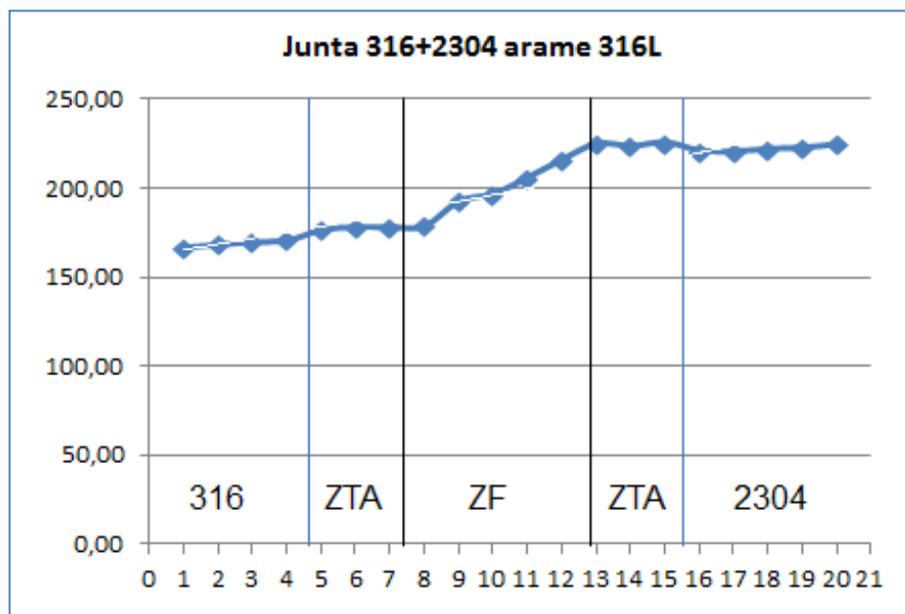


Figura 41. Gráfico de medições da união dos aços inoxidáveis 316+ 2304 com o metal de adição 316L.

Tabela 14. Tabela de medições da união dos aços inoxidáveis 316+ 2304 com o metal de adição 316L.

Aço 316 + A-316 + Aço 2304 (Duplex)					
	Quantidade de Endentações	Lado de baixo à solda	Centro da Chapa	Lado de cima à solda	Média
Aço 316	1	166,20	166,20	169,00	167,13
	2	169,00	168,60	168,20	168,60
	3	169,80	170,60	170,20	170,20
	4	173,10	170,60	169,00	170,90
	5	183,10	169,80	177,40	176,77
Região afetada pela solda(ZTA)	6	185,40	174,40	175,60	178,47
	7	182,70	174,40	178,20	178,43
	8	175,20	178,10	183,60	178,97
	9	186,40	193,10	199,10	192,87
	10	199,10	196,60	195,10	196,93
	11	204,40	200,20	213,50	206,03
	12	216,70	217,90	213,30	215,97
	13	230,20	220,30	223,90	224,80
	14	223,00	218,50	228,90	223,47
	15	227,70	223,30	225,80	225,60
Aço 2304 (Duplex)	16	225,00	214,70	223,30	221,00
	17	223,90	216,70	220,90	220,50
	18	225,20	219,10	221,50	221,93
	19	226,10	221,50	220,30	222,63
	20	226,40	225,20	222,10	224,57

Tabela 15. Tabela de medições da união dos aços inoxidáveis 316+ 2304 com o metal de adição 2209.

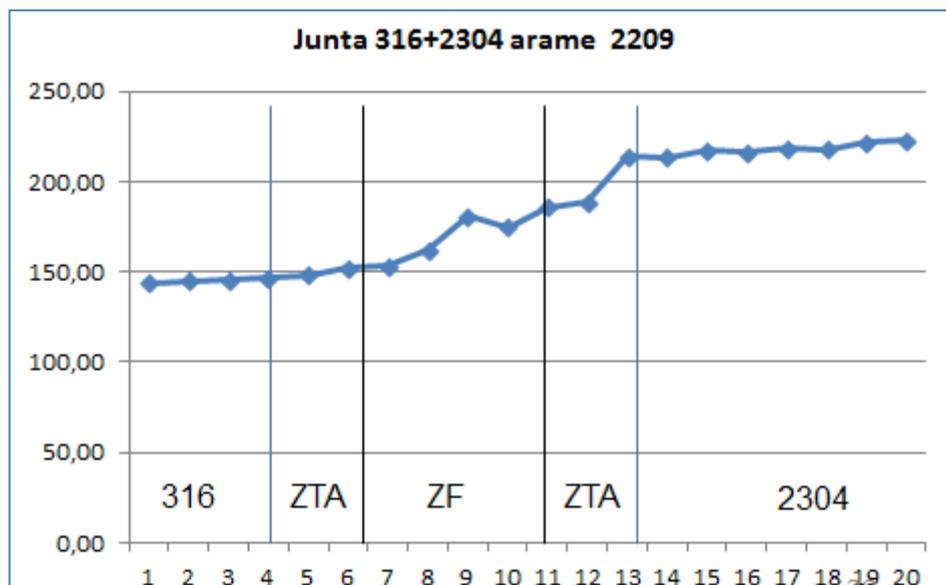


Figura 42. Gráfico de medições da união dos aços inoxidáveis 316+ 2304 com o metal de adição 2209.

1ª Amostra					
Aço 316 + A duplex + Aço 2304 (Duplex)					
	Quantidade de Endentações	Lado de baixo à solda	Centro da Chapa	Lado de cima à solda	Média
Aço 316	1	145,60	145,90	140,20	143,90
	2	145,20	147,20	142,70	145,03
	3	143,90	149,20	143,30	145,47
	4	147,50	149,20	143,60	146,77
	5	146,20	153,30	145,50	148,33
Região afetada pela solda(ZTA)	6	152,60	155,40	148,50	152,17
	7	153,30	157,50	149,80	153,53
	8	154,30	158,30	174,00	162,20
	9	176,50	181,80	185,40	181,23
	10	174,40	168,60	182,20	175,07
	11	193,10	189,20	175,60	185,97
	12	203,70	189,20	173,10	188,67
	13	217,90	213,30	210,40	213,87
	14	211,00	213,30	216,70	213,67
	15	215,60	215,60	220,90	217,37
Aço 2304 (Duplex)	16	216,70	215,60	216,70	216,33
	17	220,30	219,10	216,10	218,50
	18	219,10	214,40	220,30	217,93
	19	222,10	222,10	222,00	222,07
	20	221,30	223,50	223,30	222,70

Apesar do elevado valor médio de dureza (220HV) do metal base 2304, este não atingiu a dureza máxima requerida para aços inoxidáveis a serem utilizados em equipamentos petrolíferos, no qual segundo a norma NACE MR0175 (CÂNDIDO, 2000) exige uma dureza de até 250 HV.

5.4 Ensaios de Corrosão Sob Tensão.

Os ensaios de corrosão sob tensão foram realizados utilizando-se uma tensão equivalente a 75% da média da tensão de escoamento e uma temperatura aproximada de 145°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 de metais base e metais de adição diferentes nas juntas .

Os corpos de prova ensaiados com 75% da tensão de escoamento, o valor foi de 247 MPA, foram susceptíveis ao trincamento por corrosão sob tensão nos ensaios.

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.

A tabela 17 mostras os resultados obtidos nos ensaios.

Tabela 16. Resultados obtidos nos ensaios de corrosão sob tensão.

Corpo de prova	Metal de adição	T (°C) ±2	pH Solução	Aspecto	Tensão (% σ_{es})	Local Fratura	Tempo p/ Fratura médio min.
CP1	316	145	3,88	Frágil	75	ZF e ZTA 316	102
CP1	2209	145	4	Frágil	75	ZTA 316	83,5

As Figura 43, Figura 44, são macrografias, dos corpos de prova fraturados após a limpeza com HNO₃, logo depois do ensaio de corrosão sob tensão. As setas indicam a região onde apresenta região soldada.

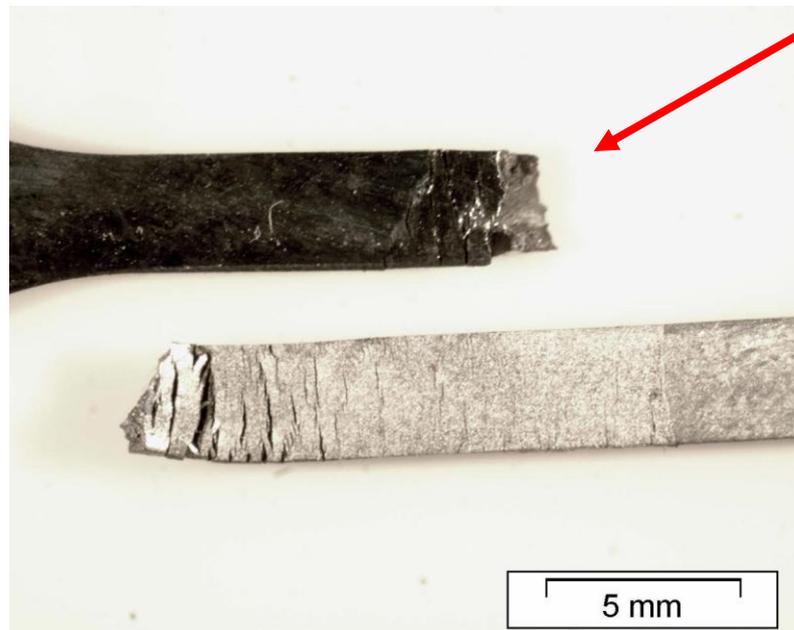


Figura 43. Macrografia do corpo de prova fraturado 316+Dúplex+Dúplex após CST.

Os resultados mostraram que as juntas soldadas com o metal de adição 316 foram significativamente mais resistentes ao trincamento por CST em relação às juntas soldadas com o metal de adição 2209.

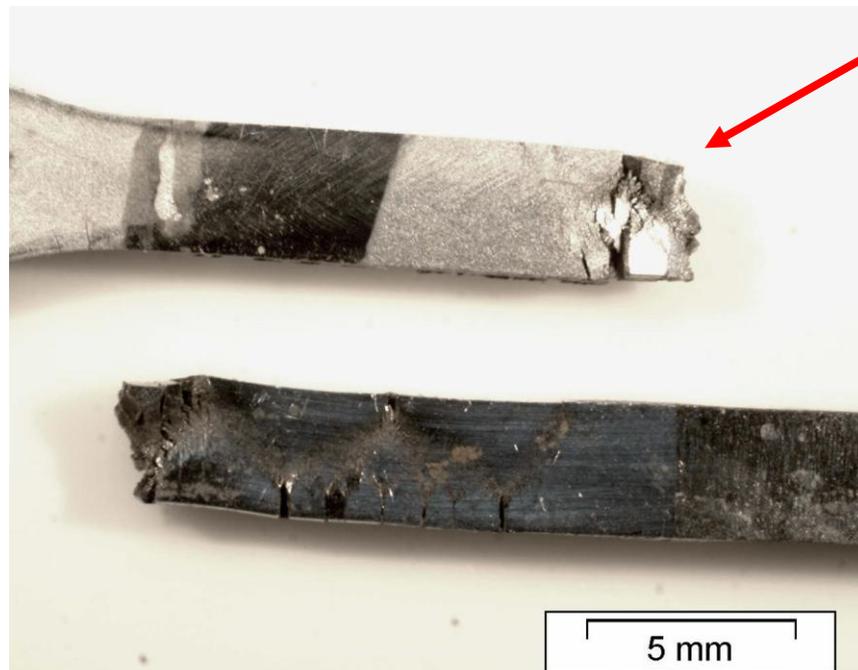


Figura 44. Macrografias do corpo de prova fraturado 316+316+Duplex após CST.

A análise macroscópica da região fraturada mostrou a presença de duas regiões distintas: uma proveniente do processo corrosivo e outra oriunda da fratura mecânica, consequência do aumento da tensão em função da redução de área dos corpos de prova.

A região oriunda da fratura mecânica também apresentou aspecto de fratura frágil. As fraturas ocorreram em toda a extensão do corpo de prova, sendo que todas as regiões apresentaram ocorrências de trincas.

Os testes revelaram que os aços duplex e 316 são susceptíveis à corrosão sob tensão no ambiente aplicado. No entanto, diferentes juntas soldadas exibiram menor susceptibilidade do que os materiais de base (LABANOWSK, 2007).

O aço inoxidável 316 possui composição química similar à do aço inoxidável 304; e também apresenta estrutura austenítica metaestável, bem como uma pequena fração de ferrita delta, e possui uma grande quantidade de molibdênio, o que aumenta a resistência à corrosão por pites.

As fraturas dos corpos de prova ocorrem predominantemente na ZTA no lado do metal base austenítico 316, o que pode ser atribuído à fragilização desta região, devido ao fenômeno do crescimento de grão, e à presença da ferrita delta em redes contínuas na zona fundida no metal de solda E316L. Houve também uma possível formação de fração volumétrica fase

sigma na ZTA do metal base Duplex 2304 a ser confirmada pela análise de MEV, o que pode ter levado formar trincas de corrosão sob tensão nesta região.

5.4.1 Análise Microestrutural após o Ensaio de CST.

5.4.1.1 Juntas Soldadas com Metal de Adição E316L

Avaliações microestrutural juntamente com os resultados dos ensaios de CST mostram que ZTA do metal base 316 é a região mais susceptível a CST. De acordo com a literatura, este aço inoxidável austenítico apresenta essa característica, o que pode ter levado ocorrer mais fraturas nesta região, conforme Figura 45.

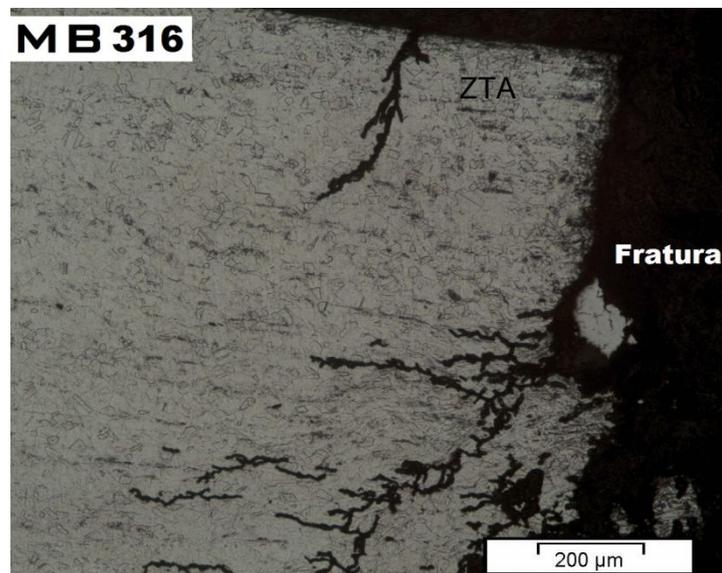


Figura 45. Fratura e trincas transgranulares na ZTA e no metal base 316 após ensaio de CST. No corpo de prova 316+316+Dúplex cp2.

As microestruturas sugerem que as trincas se iniciaram no metal de adição e se propagaram em direção a ZTA do aço inoxidável 316. Na fotografia, pode-se notar a ocorrência de trincas transgranulares e algumas trincas ramificadas, na ZTA, onde ocorreu a fratura, que pode ter sido ocasionada pela presença de ferrita delta que se encontrava na região da zona fundida.

A possível presença da ferrita delta de forma contínua na ZF do metal de adição 316L provavelmente facilitou a propagação da trinca até a fratura no metal base 316, conforme mostra Figura 46.

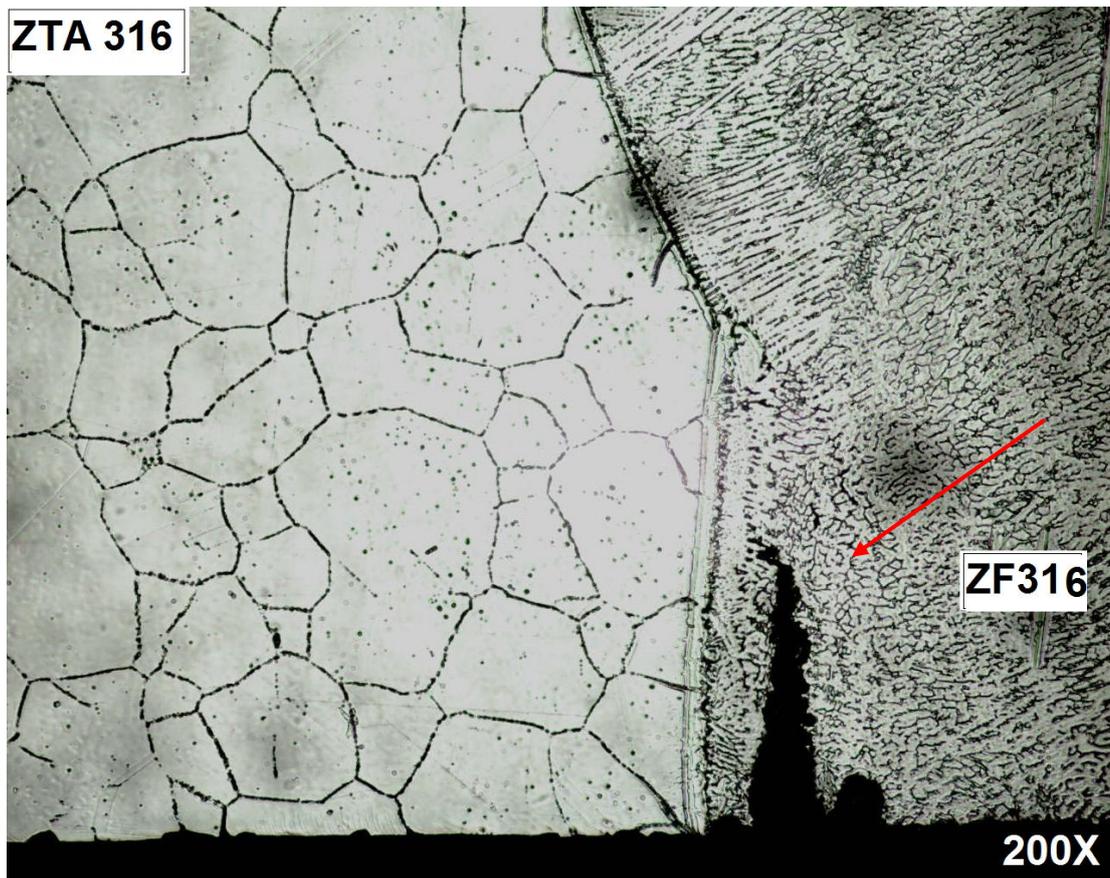


Figura 46. Trinca transgranular no metal adição 316L do lado do metal base AISI316 após ensaio de CST do corpo de prova, 316+316+Duplex 3 500x.

Na Figura 46 a seta apresenta uma trinca na zona fundida que aparentemente não se propagou devido à presença de uma rede de ferrita delta descontínua localizada. Também pode-se notar o crescimento dos grãos e sensitização na ZTA do metal base 316.

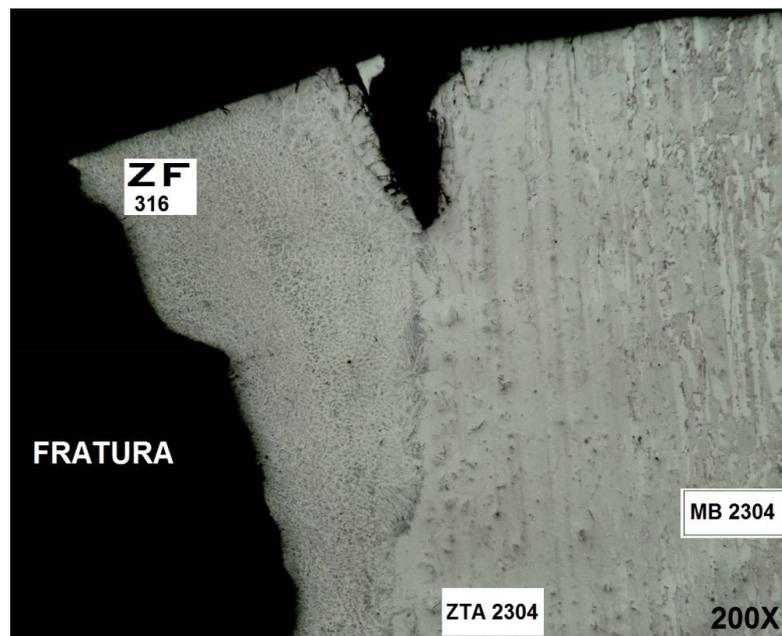


Figura 47. Microestrutura do corpo de prova 316+316L+2304

A microestrutura apresentada na Figura 47 fratura no metal de adição, provavelmente devia a formação ferrita delta em redes contínuas e uma trinca na ZTA do metal 2304, que, provavelmente, pode ter sido ocasionada pela formação de fase sigma, a propagação desta trinca foi de forma mais lenta, por isso deve ter ocorrido a fratura na ZF onde a propagação da trinca foi de maneira mais rápida.

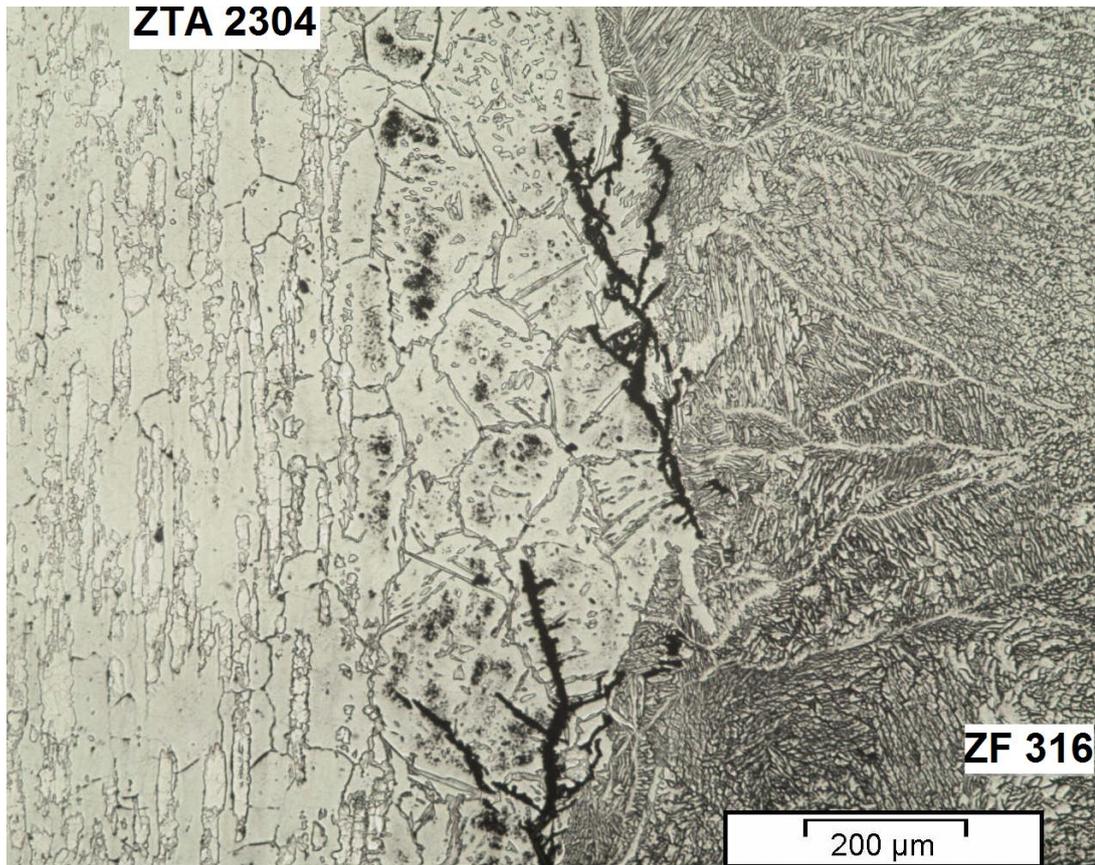


Figura 48. Microestrutura do corpo de prova 316+316L+2304

A microestrutura apresenta na Figura 48 trincas na região de ligação do metal de adição 316 com 2304, que pode ser devido à provável presença de fase sigma.



Figura 49. Microestrutura da zona fundida do metal de adição 316L com a presença de uma rede de ferrita delta de forma contínua. Ataque eletrolítico: ácido oxálico 10%.

De acordo com (ANTUNES, 2010), durante as fases iniciais da solidificação da maioria dos metais de adição de aços inoxidáveis austeníticos, a fase líquida inicialmente transforma-se em ferrita delta de uma forma dendrítica. Simultaneamente, os elementos com baixa solubilidade na fase de ferrita (C, Ni, W, Mn) são rejeitados para o líquido restante. Com resfriamento contínuo, vai se formando ferrita delta que sofre uma transformação de estado sólido para austenita. Esta transformação do estado sólido ocorre por difusão controlada pela migração da interface ferrita delta, e envolve o transporte de estabilizadores de ferrita e redistribuição dos estabilizadores de austenita. Trabalhos anteriores mostraram que a fase ferrítica é mais ativa eletroquimicamente do que a fase austenita, resultando na corrosão preferencial da ferrita em exposição a ambientes agressivos (P. D. ANTUNES, 2013).

Os corpos de prova na região do metal base 316 apresentaram a morfologia de trincas predominantemente transgranulares (as trincas atravessam os grão) em grande parte de sua extensão. As trincas transgranulares ocorrem principalmente devido à presença de íon de cloreto (BARBOSA, 1995), Elas ocorreram sempre na direção perpendicular a tensão aplicada, o que as caracteriza como trincas de CST, conforme Figura 45.

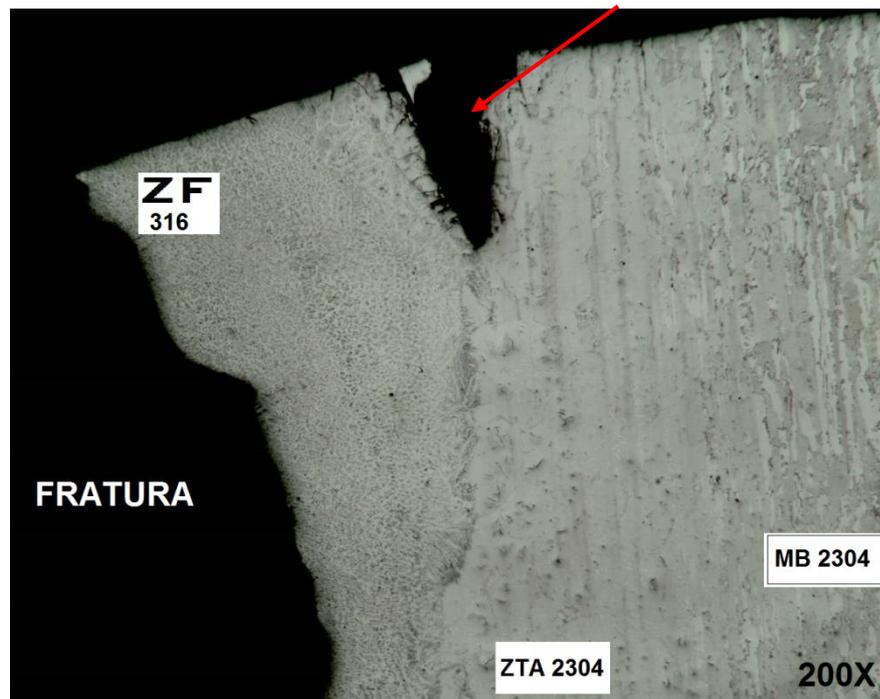


Figura 50. Fratura na região da zona fundida e trinca no metal base AISI 2304 após ensaio de CST, próxima a região de fratura. No corpo de prova 316+316+Duplex cp1.

A microestrutura sugere que a trinca iniciou-se na zona fundida e se propagou pela rede de ferrita delta contínua que se apresenta nesta região e que facilitou a propagação da trinca até a fratura. A Figura 50 também apresenta uma trinca na zona de ligação do lado onde está o metal base duplex, apesar de o metal base duplex ser mais resistente a CST, provavelmente por causa da precipitação da fase sigma. Dúplex não apresentar qualquer indício de CST na ZTA, apresenta uma trinca o que provavelmente, se deve ao fato de que elementos como Cr, C, Ni, etc., provenientes do metal de adição migram para a ZTA durante a soldagem. (CHAWLA e GUPTA, 1995) e ocasionaram as fissuração.

A Figura 45 apresenta a fratura do corpo de prova 316+316+dúplex cp2 é muito parecido com o do corpo de prova 316+316+dúplex cp3. Onde aparentemente a fratura ocorreu devida a uma trinca que se propagou na ZTA.

De acordo com (BARBOSA, 1995) os ciclos térmicos produzidos durante a soldagem produzem modificações metalúrgicas em sua estrutura, tais como precipitações de partículas de segunda fase que constituem pontos preferenciais de ataque, além do crescimento do grão.

Os corpos de prova, em toda a sua extensão, apresentaram trincas transgranulares e trincas transgranulares ramificadas. Segundo (ALYOUSIF e NISHIMURA, 2006) as predominâncias de trincas transgranulares indicam que o mecanismo predominante de fratura foi de trincamento por CST, com pequena presença do mecanismo de fragilização por hidrogênio.

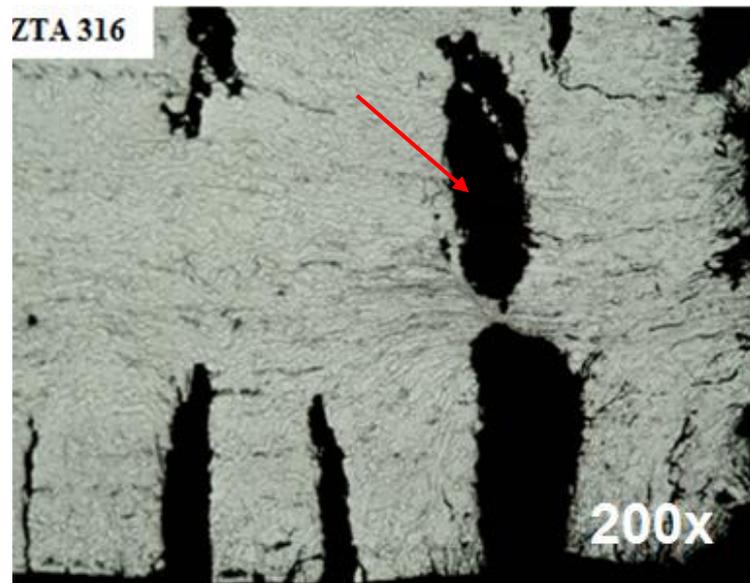


Figura 51. A seta apresenta trincas internas na ZTA do metal base 316. Com ampliação de 200x.

5.4.1.2 Juntas Soldadas com Metal de Adição 2209.

A avaliação microestrutural da junta soldada com metal de adição 2209 indica que a ZTA do metal base 316 é a região mais susceptível a CST. De acordo com a literatura, este aço inoxidável austenítico apresenta essa característica, o que pode ter levado ocorrer mais fraturas nesta região.

Na figura 53 pode-se notar uma trinca que, provavelmente, devido à fase sigma e crescimento de grãos na ZTA, pode-se ressaltar que a região da ZTA está sujeita à 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, acelerando, por conseguinte, o desenvolvimento de trincas transgranulares (BARBOSA, 1995) e fragilizando a região, o que ocasionando sua fratura.

Cabe ressaltar que a temperatura de ensaio foi a temperatura crítica, segundo (FERNANDES, 2010), para a corrosão do aço inoxidável 316 e a mais alta para que aconteça a CST. Em temperaturas altas, o seio do grão se torna uma região mais resistente à propagação de trincas, sendo o contorno de grão a região menos resistente e preferencial para a propagação de trincas. Como as trincas observadas se propagaram através do seio do grão (transgranularmente), é provável que, devido às altas taxas de corrosão nestas temperaturas, a dissolução de metal na ponta da trinca foi mais rápida do que a difusão de hidrogênio para dentro da estrutura, tornando o mecanismo de CST predominante.

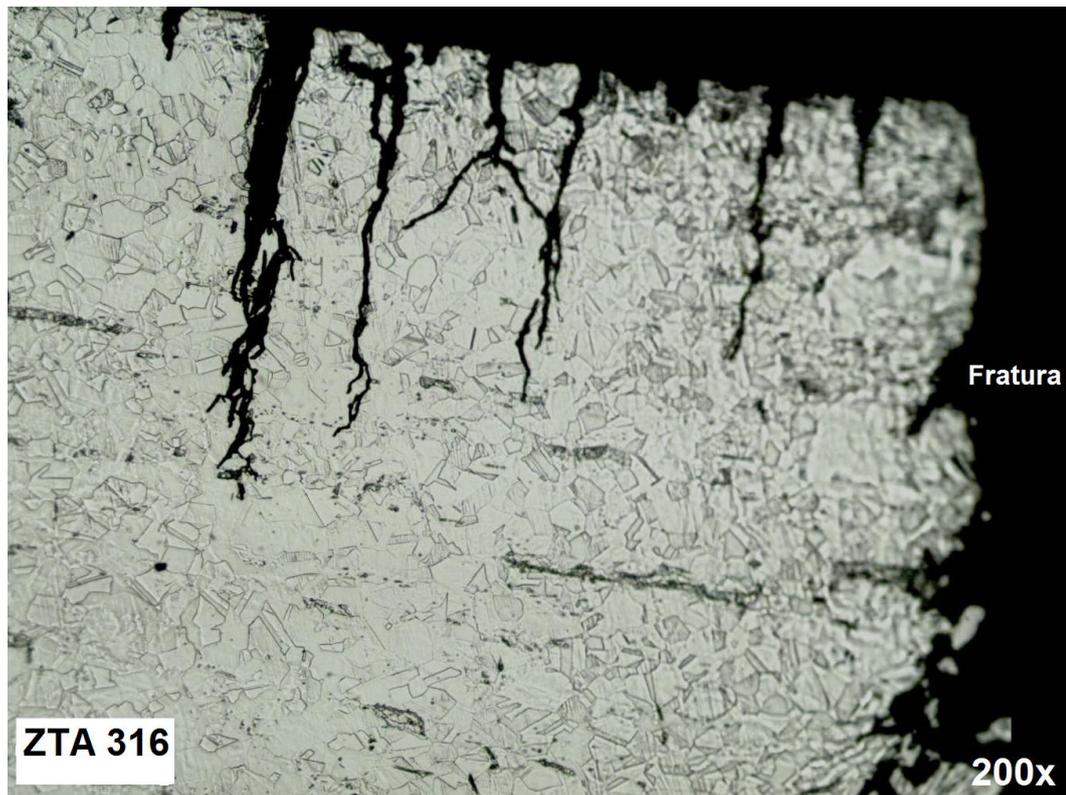


Figura 52. Fotografia da fratura do corpo de prova 316+2209+2304

A microestrutura mostra, na Figura 52a fratura na região da ZTA e trincas no metal base 316 de forma predominantemente transgranulares.

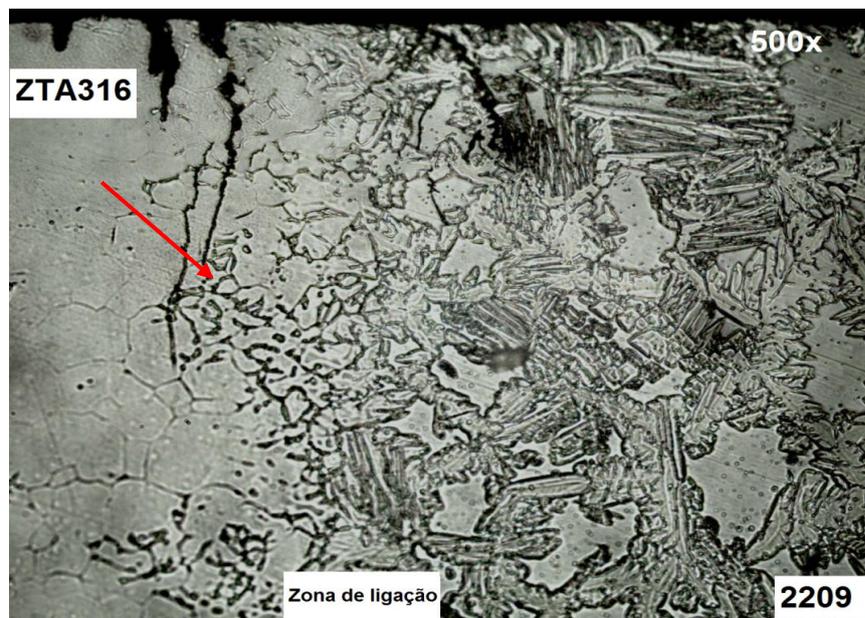


Figura 53. A seta apresenta trinca na ZTA do lado do metal base 316 e no metal adição 2209 após ensaio de CST do corpo de prova 316+Dúplex+Dúplex.

A microestrutura apresentada na figura 53, mostra trinca na ZTA/ZF (zona de Ligação) no metal base 316, com também uma trinca na zona fundida do metal de adição 2209. Pode se notar também a possível presença de ferrita delta na ZTA.

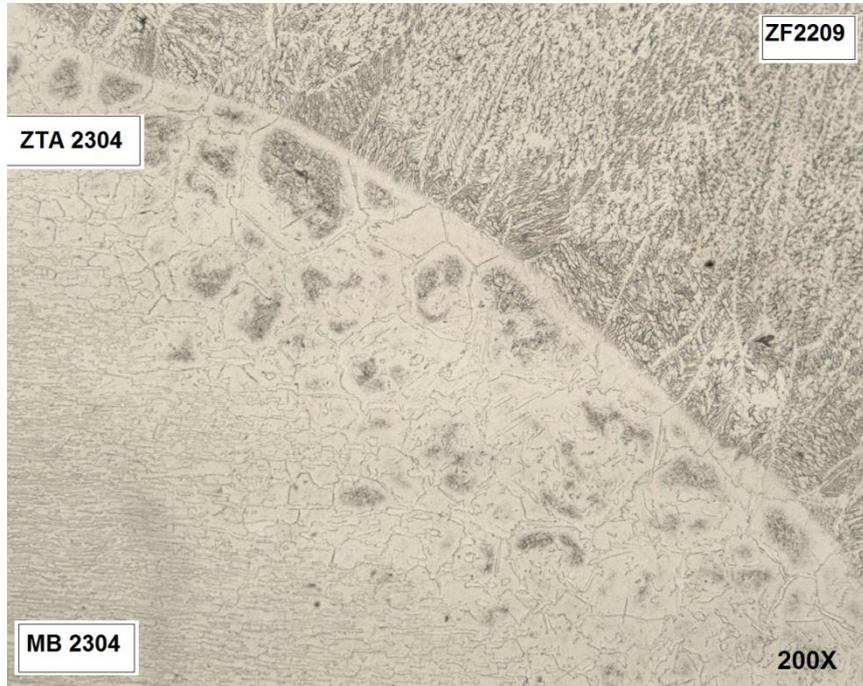


Figura 54. Fotografia da microestrutura da ZTA do metal base 2304 do corpo de prova 316+2209+2304.

A microestrutura da figura 54, mostra que no metal base 2304 não se verificou a ocorrência de trincas.

A avaliação microestrutural da junta soldada com metal de adição 2209 indica que a ZTA do metal base 316 é a região mais susceptível a CST por causa das fraturas terem ocorrido nesta região. A ZTA do 316 também apresentou trincas de forma transgranulares o que as caracteriza o trincamento por CST, e também apresentou trincas na ZF e na ZTA do metal base 2304.

A fratura na ZTA deve ter ocorrido pela presença de formação de ferrita delta que facilitou a propagação da trinca nesta região. As trincas na ZF e na ZTA do metal base 2304 se propagaram de forma mais lenta.

Provavelmente por causa desta velocidade maior de propagação, a fratura ocorre na ZTA 316 devido à migração do cromo em grande quantidade no metal de adição para a ZTA, o que facilitou a propagação da trinca. Deve-se a isto, provavelmente o menor tempo de fratura dos corpos de prova com este metal de adição.

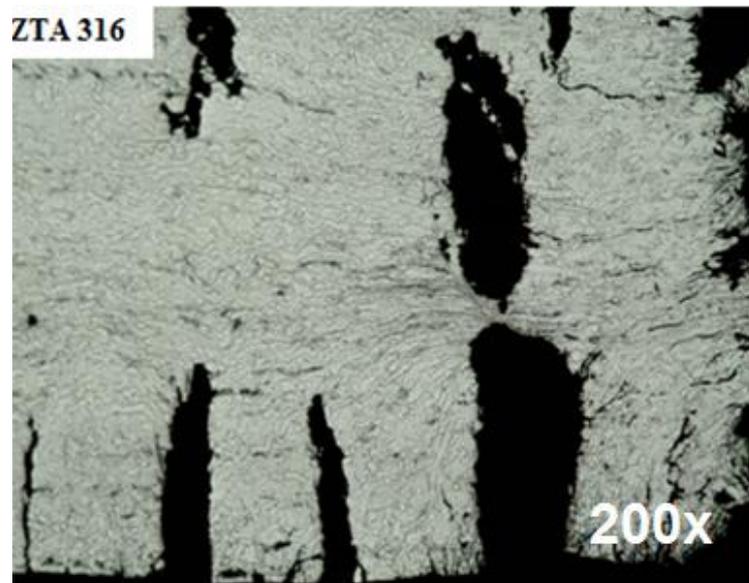


Figura 55. A foto apresenta trincas internas na ZTA do metal base 316 do corpo de prova 316+2209+2304.

A microestrutura mostra que na ZTA do metal base 316 que ocorreu maior incidência da CST, devido ao fato de ter apresentado maior número de trincas e também à presença de trincas internas.

As trincas e fraturas dos corpos de prova ensaiados se propagaram de forma semelhante às trincas observadas nos trabalhos de (FERNANDES, J. C., 2010) e (ALYYOUSIF, O. M., 2006). E também fraturas de aspecto frágil por ação da CST.

Foram observados também por Labanowski, em seus estudos sobre CST de juntas soldadas dissimilares, que a maioria das trincas surgiam na ZTA e na zona de ligação e se propagavam na direção do metal de base, reforçando a ideia de que a região da ZTA/ZF (Zona de Ligação) é a mais susceptível ao trincamento por corrosão sob tensão.

A maioria das trincas apresentaram-se no sentido perpendicular ao sentido de aplicação da tensão.

6. CONCLUSÃO

Nos ensaios de tração, ambas as juntas soldadas apresentaram limites de escoamento muito próximos, sendo o que ensaio de tração, ambas romperam no metal base austenítico por fratura dúctil. A região da junta do metal de adição no ensaio de tração não apresentou deformação, apenas no metal de base austenítico.

Os valores de dureza encontrados nas juntas soldadas apresentaram um valor intermediário aos metais de base. As juntas soldadas com o metal de adição E316L apresentaram maior dureza na ZTA e ZF do que as com o metal de adição 2209. A dureza das juntas ainda ficou abaixo da dureza máxima requerida para aços inoxidáveis a serem utilizados em equipamentos petrolíferos, os quais segundo a norma NACE MR0175 (National Association of Corrosion Engineers) exige-se uma dureza de até 250 HV.

A região da ZF e ZTA do aço inoxidável austenítico 316 da junta com metal de adição 316L foram onde ocorreu maior parte das fraturas provavelmente devia a presença de redes de ferrita delta.

A região da ZTA do aço inoxidável austenítico 316 da junta com metal de adição 2209 foi onde ocorreram as fraturas, provavelmente devida à migração do elemento cromo do metal de adição 2209 para a ZTA do 316, que foi o ocasionou o menor tempo de fratura desta juntas.

A região do metal fundido e a ZTA em ambos os metais de adição apresentaram trincas. A maioria das trincas apresentaram-se no sentido perpendicular ao sentido de aplicação da tensão.

A região do metal base Dúplex não apresentou indícios da ocorrência CST, confirmando a maior resistência a CST deste aço.

7. REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS

- ALYOUSIF, O. M.; NISHIMURA, R. Corrosion Science. 2006.
- ANTUNES, P. D. 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. Universidade Federal do Itajubá. Itajubá, p. 63. 2010.
- (AWS), W. H. Fundamentals of Welding. 9ª. v. 1, 2004.
- BARBOSA, R. P. Efeito do Tipo de Metal de Adição e do Aporte Térmico na Corrosão Sob Tensão de Junta Soldadas de Aço inoxidável Austenítico Aisi 04. UFSC. 1995.
- BARIN, I. Thermochemical Data of Pure Substance. Verlag Chemie, v. I e II, p. 1737, 1989.
- BOTTON, T. Estudo Comparativo da Resistência à Corrosão em Meio Ácido e. Dissertação, Sao Paulo - SP, v. Escola Politécnica da, 2008.
- BRANDI, S. D.; SILVEIRA, L. M. Y.; VASCONCELLOS, D. L. B. Aplicação da norma ASTM A923-Prática A para identificação de fases intermetálicas em junta soldada de aço inoxidável superduplex UNS 32750. Revista Escola de Minas, Ouro Preto, v. 63, 2010.
- BRASIL, F. Estudo de Corrosão Sob Tensão em Tubos de Aço Inoxidável AISI 304L, Aspergidos Termicamente Com Alumínio Por Arco Elétrico. Universidade Federal do Paraná. Curitiba, p. 125. 2003.
- CÂNDIDO, L. C. Fundamentos da Corrosão. Apostila. Associação, p.42. 2000.
- CARBÓ, H. M. Aços Inoxidáveis. Apostila. Acesita S/A., v. Aplicações e especificações, 2001.
- CASTOLIN, E. Soldagem de Aços Inoxidáveis. Castolin, Eutectic. p. 12-15. 2006.
- CASTOLIN, E. L. M. E. C. P. S. D. A. I. Castolin, e. Linha Mundial Eutectic Castolin para Soldagem de Aços Inoxidáveis. p. 46. 2006.
- CHAWLA, S. L.; GUPTA, R. K. Materials Selection for corrosion Control. 1995.
- CORROSION, A. Fundamentals, Testing, and Protection. 9. ed. USA: ASM International: The Materials Information Society, v. 13, 2003. 1135 p.
- E. B. NUNES, M. F. M. H. F. G. A. J. P. F. H. C. M. F. N. A. Study of Restriction Effects on Microstructure, Microhardness and Toughness in Welded Joints of Duplex Stainless Steel. p. 156-164. 2011.
- E8-79, A. Standard Methodos of Tension Testing of Metallic Materials. Annual Book of ASTM Standards.
- ESAB, C. Catalogo ESAB Consumiveis. ESAB. 2010.
- EUTECTIC, C. EUTECTIC CASTOLIN - para soldagem de aços inoxidáveis. Castolin Eutectic. [S.l.], p. 14. 2006.
- FERNANDES, J. C. Desenvolvimento de um Dispositivo Tipo Carga Constante para Avaliação da Susceptibilidade à Corrosão Sob Tensão de Aço Inoxidável Austenítico. UNIFEI. Itajubá, p. 30-47. 2010.
- FONTANA, M. G. Corrosion Engineering. 4ª. ed. USA: McGraw-Hil: 1986.
- FORTES, C.; VAZ, C. T. Soldagem MIGMAG. 2005. p. 3-15.
- G1-72, A. C. A. E. C. T. S. Standard Recommended Practice for Preparing. Annual Book of ASTM Standards.
- G36-73, A. Standard Recommended Practice for Performing Stress Corrosion Cracking Tests in a Boiling magnesium Chloride Solution. In: materials, a. s. f. t. Annual Book of ASTM Standards.
- G49-76, A. Standard Recommended Practice for Preparation and use of Direct Tension Stress Corrosio Test. In: MATERIALS, A. S. F. T. A. Annual Book of ASTM Standards American Society for testing and Materials. 2. ed.
- G58-78, A. Standard Practice for the Preparation of Stress corrosion test Specimens for Weldments". Americam Society of Test and Materials..
- GARZÓN, C. M. Nitretação Gasosa em alta Temperatura. Matéria. 2005. p. 500 -525.
- GEMELLI, E. Corrosão de Materiais Metálicos e Sua Caracterização. Rio de Janeiro: LTC, v. 1, 2001.
- GEMELLI, E. Corrosão de Materiais Metálicos e Sua Caracterização. Rio de Janeiro: v. 1.
- GENTIL, V. Corrosão. 5. ed. Rio de janeiro: Livros Tecnicos e Cientificos, 2007.
- IRVING, B. Stress Corrosion Cracking. Welding Journal, v. 71, p. 39-40, 1992.

- J., C.; BERNHARDSSON, S. Super duplex stainless steels: structure and properties. DUPLEX STAINLESS STEELS'91. S. Les Ulis: Les Éditions de physique, v. 1, 1991.
- KOBAYASHI, D. Y.; WOLYNEC, S. Evaluation of the Low Corrosion Resistant Phase Formed During the Sigma Phase Precipitation in Duplex Stainless Steels. *Materials Research*, v. 2, p. 239 - 247, 1999.
- LABANOWSK, J. Stress Corrosion Cracking Susceptibility of Dissimilar stainless steels Welded Joint. *Journal of Achievements in Materials and Manufacturing Engineering*, v. 20, p. 255-258, January 2007.
- LOUREIRO, J. P. Caracterização do Aço inoxidável duplex Uns31803 pela Técnica Não destrutiva de Correntes Parasitas Pulsadas. Universidade do Rio de Janeiro. Rio de Janeiro, p. 20. 2010.
- MACHADO, I. F.; PADILHA, A. F. Aging Behaviour of 25Cr-17Mn High Nitrogen Duplex Stainless Steel. *ISIJ International*, v. 40, p. 719-724, 2000.
- MAGNABOSCO, R. Kinetics of Sigma Phase Formation in a Duplex Stainless Steel. *Materials Research*, v. 12, p. 321-327, 2009.
- MARTINS, M.; CASTELETTI, L. C. Caracterização microestrutural do aço inoxidável super duplex ASTM A 890 grau 6A. 12º CONAF Congresso de Fundição. São Paulo-SP. 2005.
- MODENESI, P. J. (. Soldabilidade dos Aços Inoxidáveis. São Paulo: Coleção Tecnologia da soldagem - SENAI-SP, v. 1, 2001.
- NAKAYAMA, T. . Corrosion. p. 10. 1982.
- NILSON, J. O. Overview: Super duplex stainless steels. *Materials Science of Technology*, v. 8, p. 685-700, 1992.
- NILSSON, J.-O. Super duplex stainless steels. *Materials Science and Technology*, v. 8, n. 1, p. 685-700, Agosto 1992.
- NISHIMURA, R. . Corrosion Science. 2004.
- P. D. ANTUNES, E. O. C. R. P. B. E. M. S. Effect of weld metal chemistry on stress corrosion cracking behavior of AISI 444 ferritic stainless steel weldments in boiling chloride solution. *Materials and Corrosion*, 2013.
- PADILHA, A. F.; PLAUT, R. L.; RIOS, P. R. Stainless steels heat treatment. In: HANDBOOK., S. H. T. TOTTEN, G. E. 2ª. ed. 2006. Cap. 15, p. 891 -935.
- PANOSSIAN, Z. Corrosão e Proteção Contra Corrosão em Equipamentos e. Instituto de Pesquisa Tecnológicas - IPT, São Paulo, n. 1, p. 6, 1993.
- PINTO, D. F. Comportamento em Corrosão Sob Tensão de um Aço Inoxidável, Ouro Preto - MG, v. Universidade Federal de, n. Dissertação, 2006.
- POHL, M.; STORZ, O.; GLOGOWSKI, T. Effect of intermetallic precipitation on the properties of duplex stainless steel. *Materials Characterization*, v. 58, p. 65-71, 2007.
- S/A., A. Características básicas e Cuidados dos Aços Inoxidáveis. Timóteo ,MG: 2001. p. 9.
- SEDRICKS, A. J. Corrosion of stainless steel. John Wiley Sons Inc, USA, n. 2, p. 47-53, 1996.
- SENATORE, M.; FINZETTO, L.; PEREA, E. Estudo comparativo entre os aços inoxidáveis dúplex e os inoxidáveis AISI. REM. Ouro preto, p. 175. 2007.
- SILVA, A. Efeito da Temperatura de Solubilização na Precipitação de Fase Sigma de um Aço Inoxidável Superdúplex. UNIFEI. Itajuba, p. 69. 2011.
- SILVA, E. M. Estudo da Correlação entre o Aporte Térmico as Propriedades Magnéticas e a Corrosão sob Tensão em Juntas Soldadas de Aço Inoxidável Ferrítico AISI-409. Unifei. p. 50-75. 2011.
- SOUZA, C. S. Avaliação da Resistência à Corrosão Localizada do Aço Inoxidável Lean Duplex uns s32304 Soldado Pelos Processos SMAW, GMAW E FCAW. UFMG., p. 100. 2012.
- SOUZA, S. A. D. Ensaios Mecânicos de Materiais Metálicos. 3º. ed. São Paulo: Edgard Blucher Ltda, 1977.
- SPEIDEL, M. O. Metals. 1981. p. 779.
- VALERIANO, L. C. Influência da Precipitação de Fases Secundárias na Resistência à Corrosão do Aço Inoxidável Super Duplex uns S32520. universidade federal de itajubá. p. 30-35. 2012.
- VILLANUEVA, D. M. E. et al. Comparative study on sigma phase precipitation of three types of stainless steels: austenitic, superferritic and duplex. *Materials Science and Engineering* , v. 22, p. 1098-1104.
- WAINER, E.; BRANDI, S. D.; MELLO, F. D. H. Soldagem: Processos e. Edgard Blocher Ltda, 1992.