

CENTRO FEDERAL DE EDUCAÇÃO TECNOLÓGICA DE MINAS GERAIS
DEPARTAMENTO DE ENGENHARIA DE MATERIAIS
CURSO DE ENGENHARIA DE MATERIAIS

JOSÉ ALBERTO DA CRUZ JUNIOR

AVALIAÇÃO DA CORROSÃO POR POLARIZAÇÃO LINEAR E POR IMERSÃO
SOBRE O AÇO INOXIDÁVEL DUPLEX SAF 2205

Belo Horizonte

Junho de 2015

JOSÉ ALBERTO DA CRUZ JUNIOR

**AVALIAÇÃO DA CORROSÃO POR POLARIZAÇÃO LINEAR E POR IMERSÃO
SOBRE O AÇO INOXIDÁVEL DUPLEX SAF 2205**

Trabalho de Conclusão de Curso apresentado no Curso de graduação em Engenharia de Materiais do Centro Federal de Educação Tecnológica de Minas Gerais como requisito parcial para obtenção do título de Bacharel em Engenharia de Materiais.

Orientador: Prof. Dr. Sidney Nicodemos da Silva

Co-orientadora: Prof^a. Dr^a. Ivete Peixoto Pinheiro

Belo Horizonte

Junho de 2015

JOSÉ ALBERTO DA CRUZ JUNIOR

**AVALIAÇÃO DA CORROSÃO POR POLARIZAÇÃO LINEAR E POR IMERSÃO
SOBRE O AÇO INOXIDÁVEL DUPLEX 2205**

Trabalho de Conclusão de Curso apresentado no Curso de graduação em Engenharia de Materiais do Centro Federal de Educação Tecnológica de Minas Gerais como requisito parcial para obtenção do título de Bacharel em Engenharia de Materiais.

Aprovado em: 26 de junho de 2015

BANCA EXAMINADORA

Prof^ª. Dr^ª. Ivete Peixoto Pinheiro - Co-orientadora

Prof^ª. Dr^ª. Roberta Viana Ferreira

Prof. MSc. Wanderlei Ferreira de Freitas

Dedico este trabalho a Edith Barcellos e a
Nathália Damasceno com todo o meu amor

AGRADECIMENTOS

Agradeço mais uma vez ao senhor Deus por estar cumprindo mais esta etapa e pela minha saúde e inteligência.

Aos meus pais, José Alberto da Cruz e Edith Barcellos pelas orações, educação e o amor incondicional.

A minha namorada Nathália Bruna Andriola Damasceno pela paciência, companheirismo e carinho.

Ao professor Sidney Nicodemos da Silva pela orientação e pela amizade.

A professora Ivete Peixoto Pinheiro por mais uma vez está presente neste momento.

Ao professor Antônio Fernandes e a professora Rosana Domingues do LamPac do Departamento de Química/UFMG, pelos ensaios de corrosão.

Agradeço mais uma vez ao CEFET/MG pelo acolhimento e educação proporcionada.

RESUMO

Os aços inoxidáveis duplex são materiais que pela combinação de dois tipos de microestrutura: ferrítica e austenítica apresentam relevantes propriedades mecânicas, associadas com elevada resistência à corrosão em meios bastante agressivos, devido à sua habilidade de passivação, endurecimento por solução sólida e ao efeito do refino de grão, obtido pela otimização da estrutura ferrítica-austenítica. Além disto, possuem excelente relação custo/propriedades principalmente em aplicações voltadas para as indústrias de petróleo e gás. Esse material devido às características citadas vem sendo recentemente muito pesquisado para utilizações em projetos de exploração petrolífera (offshore). Atualmente, um dos grandes desafios para estas aplicações está associado a sua soldabilidade. Durante o resfriamento desses materiais para um dado processo de soldagem pode haver formações de fases deletérias tais como: nitretos, carbonetos, fase σ , entre outras; contribuindo para a perda de suas propriedades mecânicas, assim como a diminuição da sua resistência à corrosão. Dessa forma o presente trabalho teve como objetivo avaliar a influência da quantidade de energia térmica fornecida à junta de soldagem (aporte térmico) pelo processo GMAW (MIG/MAG) e conseqüentemente as alterações da microestrutura, assim como a influência sobre a resistência à corrosão do aço inoxidável duplex UNS S 31803 (SAF 2205). Foi observado que embora o aumento do aporte térmico tenha proporcionado um aumento da ZTA, assim como um aumento do tamanho de grão austenítico e ferrítico, o aporte térmico não alterou a taxa de corrosão.

Palavras-chave: Aço inoxidável duplex SAF 2205, Aporte térmico, Microestrutura, Resistência à corrosão.

ABSTRACT

The duplex stainless steels are materials that by combining two types of microstructure: austenitic and ferritic material exhibit mechanical properties associated with high corrosion resistance in very aggressive means due to their passivation ability, solid solution hardening and the effect of refining grain, obtained by optimization of ferritic-austenitic structure. Furthermore, they have excellent cost / properties primarily in applications related to the oil and gas industries. This material due to the mentioned characteristics has recently been heavily researched for use in oil exploration projects (offshore). Currently, a major challenge for these applications is associated with your weldability. During the cooling of such materials for a given welding process may be deleterious phases formations such as nitrides, carbides, σ phase and so on; contributing to the loss of its mechanical properties, as well as reducing its corrosion resistance. In this way the present study was to evaluate the influence of the amount of thermal energy supplied to the welding seam (heat input) by the GMAW (MIG / MAG) and consequently changes the microstructure, as well as the influence on the corrosion resistance of duplex stainless steel UNS S 31803 (SAF 2205). It was observed that although the increase in heat input caused an increase of the HAZ, as well as increasing the austenitic and ferritic grain size, heat input did not alter the rate of corrosion.

Key-Words: Duplex stainless steel SAF 2205 Steel, Heat input, Microstructure, Corrosion resistance.

SUMÁRIO

| | |
|---|-----------|
| 1. INTRODUÇÃO | 14 |
| 2. OBJETIVOS | 15 |
| 3. REVISÃO BIBLIOGRÁFICA | 16 |
| 3.1. Aço Inoxidável | 16 |
| 3.2. Aço Inoxidável Ferrítico | 18 |
| 3.3. Aço Inoxidável Austenítico | 21 |
| 3.4. Aço Inoxidável Martensítico | 23 |
| 3.5. Aço Inoxidável Endurecível por Precipitação | 24 |
| 3.6. Aço Inoxidável Duplex | 24 |
| 3.6.1. Composição Química dos Aços Inoxidáveis Duplex | 25 |
| 3.6.2. Microestrutura dos Aços Inoxidáveis Duplex | 26 |
| 3.7. Precipitação de Fases Intermetálicas | 32 |
| 3.7.1. Fase Sigma (σ) | 34 |
| 3.7.2. Fase alfa primário (α') | 36 |
| 3.7.3. Fase G | 36 |
| 3.7.4. Austenita Secundária (γ_2) | 36 |
| 3.7.5. Fase Chi (χ) | 37 |
| 3.7.6. Fases R e τ | 37 |
| 3.7.7. Nitreto de Cromo (Cr_2N e CrN) | 37 |
| 3.7.8. Carbonetos (M_{23}C_6 e M_7C_3) | 38 |
| 3.7.9. Fase epsilon (ϵ) | 39 |
| 3.8. Propriedades Mecânicas dos Aços Inoxidáveis Duplex | 39 |
| 3.9. Soldagem | 42 |
| 3.9.1. Soldagem do Aço Inoxidável | 44 |
| 3.9.2. Soldagem do Aço Inoxidável Duplex | 44 |
| 3.10. Resistência à corrosão do aço inoxidável duplex | 45 |

| | |
|--|-----------|
| 4. MATERIAIS E MÉTODOS | 47 |
| 4.1. Material | 47 |
| 4.2. Processo de Soldagem..... | 47 |
| 4.3. Ensaio de Corrosão por Polarização Linear | 49 |
| 4.4. Ensaio de Corrosão por Imersão..... | 53 |
| 4.5. Caracterização Metalográfica | 53 |
| 5. RESULTADOS DE DISCUSSÃO..... | 55 |
| 5.1. Ensaio de Corrosão com Baixa Concentração de Oxigênio..... | 55 |
| 5.2. Ensaio de Corrosão com Alta Concentração de Oxigênio | 56 |
| 5.3. Estudo Comparativo da Taxa de Corrosão para o Meio com Baixa e Alta Concentração de Oxigênio. | 58 |
| 5.4. Ensaio de Corrosão por Imersão..... | 60 |
| 5.5. Caracterização Microestrutural..... | 61 |
| 6. CONCLUSÕES..... | 64 |
| REFERÊNCIA BIBLIOGRÁFICA | |

LISTA DE FIGURAS

| | |
|---|----|
| Figura 1 - Formação na camada passiva dos aços inoxidáveis..... | 17 |
| Figura 2 - Diagrama ferro-cromo. | 19 |
| Figura 3 - Diagrama do efeito do teor de C+N no deslocamento do campo da austenita no diagrama Fe-Cr. | 19 |
| Figura 4 - Microestrutura típica de um aço inoxidável austenítico AISI 316L. | 22 |
| Figura 5 - Tipos de aços inoxidáveis pertencentes à série 300..... | 23 |
| Figura 6 - Diagrama Schaeffler modificado ilustrando o posicionamento das famílias de aços inoxidáveis..... | 27 |
| Figura 7 - Microestrutura típica de um aço inoxidável duplex SAF 2205. Aumento 400x. | 28 |
| Figura 8 - Microestrutura do aço inoxidável Duplex UNS S31803 (SAF 2205) após o tratamento térmico de solubilização a 1300°C. | 29 |
| Figura 9 - Seção isotérmica a 900°C do diagrama ternário Fe-Cr-Ni..... | 30 |
| Figura 10 - Seção isotérmica a 800°C do diagrama ternário Fe-Cr-Ni. O ponto A representa a composição (em cromo e níquel equivalentes) do aço SAF 2205. | 31 |
| Figura 11 - Micrografia eletrônica de varredura do material envelhecido a 920°C, mostrando as fases sigma (σ), ferrita delta (δ) e austenita secundária (γ_2)..... | 32 |
| Figura 12 - Diagrama esquemático que apresenta as possíveis fases precipitadas nos aços inoxidáveis duplex. | 33 |
| Figura 13 - Diagrama de precipitação do aço inoxidável duplex UNS S31803..... | 34 |
| Figura 14 - Desenho esquemático da nucleação da fase σ na interface ferrita/austenita. | 35 |
| Figura 15 - Microscopia eletrônica de varredura (MEV) mostrando as diferentes morfologias de nitretos precipitados..... | 38 |
| Figura 16 - Resistência ao impacto dos aços inoxidáveis duplex e 316L. | 41 |
| Figura 17 - Conceito de energia de soldagem. $P = (\phi.V.I)$ é a potencia dissipada no arco e cedida a peça, t é o tempo e L é o comprimento da solda. | 43 |
| Figura 18 - Equipamento para soldagem, Raltrec FW 1000. | 48 |
| Figura 19 - Chapa de aço duplex SAF 2205 soldada com aporte térmico de 1 kJ/mm.... | 49 |

| | |
|--|-----------|
| Figura 20 - Amostras retiradas da seção transversal das chapas contendo o MB, ZTA, ZF..... | 50 |
| Figura 21 - Microscopia óptica da seção transversal do corpo de prova submetida ao ensaio de corrosão..... | 51 |
| Figura 22 - Montagem do sistema utilizado para o ensaio de corrosão. | 52 |
| Figura 23 - Taxa de corrosão em função do aporte térmico em um meio com baixa concentração de oxigênio. | 56 |
| Figura 24 - Taxa de corrosão em função do aporte térmico em um meio com alta concentração de oxigênio. | 57 |
| Figura 25 - Análise comparativa da taxa de corrosão em função do meio de corrosão... | 58 |
| Figura 26 – Perda de massa (g) em função do tempo (h) de exposição ao ácido clorídrico. | 61 |
| Figura 27 - Micrografias: Aporte térmico 0,5 kJ/mm: (A) metal base, (B) ZTA, (C) ZF soldado. Aporte térmico 1,0 kJ/mm: (D)metal base, (E) ZTA, (F) ZF. Aporte térmico 1,5 kJ/mm: (G) metal base, (H) ZTA, (I) ZF. Ataque: Behara I..... | 63 |

LISTA DE TABELA

| | |
|---|----|
| Tabela 1 – Composição química (%peso) dos principais aços inoxidáveis duplex..... | 25 |
| Tabela 2 – Comparação entre as propriedades mecânicas dos aços inoxidáveis de microestrutura duplex com as ligas austeníticas. | 40 |
| Tabela 3 – Resultados dos testes de impacto Charpy das amostras envelhecidas a 850°C em diferentes tempos. | 42 |
| Tabela 4 – Composição química do aço inoxidável duplex SAF 2205. | 47 |
| Tabela 6 – Parâmetros utilizados na soldagem do aço inoxidável duplex SAF 2205. | 49 |
| Tabela 7 – Resultados da taxa de corrosão dos corpos de prova para diferentes condições de aporte térmico em um meio com baixa concentração de oxigênio. | 55 |
| Tabela 8 – Resultados da taxa de corrosão dos corpos de prova para diferentes condições de aporte térmico com elevada concentração de oxigênio..... | 57 |
| Tabela 9 – Resultados da tensão, corrente e resistência elétrica para corpos de prova soldados com aporte térmico de 1,0 kJ/mm. | 59 |
| Tabela 10 – Resultados da taxa de corrosão para diferentes materiais. | 59 |
| Tabela 11 - Perda de massa relativa em diferentes tempos de ensaio de corrosão acelerada em HCl 1 mol/L. | 60 |

LISTA DE SÍMBOLOS

ABNT: Associação Brasileira de Normas Técnicas

AISI: American Iron and Steel Institute

AT: Alongamento Total

AU: Alongamento Uniforme

CCC: Cúbico de corpo centrado

CFC: Cúbico de face centrado

Cr₂N, CrN: Nitreto de cromo

GMAW: Soldagem a Gás-Metal

HV: Microdureza Vickers

LE: Limite de Escoamento

LR: Limite de Resistência

M₂₃C₆, M₇C₃: Carboneto de cromo

MAG: Metal Ativo Gás

MB: Metal de Base

MEV: Microscopia Eletrônica de Varredura

MIG: Metal Inerte Gás

PH: Precipitation Hardening

SAF: Sandvik Austenitic Ferritic

TCC: Tetragonal de face centrada

TRIP: Transformation Induced Plasticity

UNS: Unified Numbering System

ZF: Zona Fundida

ZTA: Zona Termicamente Afetada

α : Ferrita

α' : Martensita

γ : Austenita

γ_2 : Austenita secundária

δ : Fase delta

σ : Fase sigma

χ : Fase Chi

1. INTRODUÇÃO

Nos últimos anos, a descoberta de novos poços de petróleo em águas profundas no litoral brasileiro tem despertado um grande interesse para a sua exploração. Dessa forma, novas tecnologias têm sido desenvolvidas para viabilizar a extração desse petróleo. Além dos equipamentos necessários, há também uma grande preocupação no uso de tubos que apresentam propriedades mecânicas elevadas devido a altas pressões a que estes materiais são submetidos.

Outro importante fator que contribui para a integridade estrutural dos tubos é a sua resistência à corrosão. Uma vez que, estes materiais são submetidos em ambiente hostis, onde a parte externa de um tubo está em contato com a água marinha e a parte interna em contato com uma mistura de água marinha e petróleo. Para isso estão sendo criadas ligas especiais que apresentam grande resistência à corrosão. Uma das classes de materiais que mais são utilizadas na indústria petroquímica são os aços inoxidáveis. Dentre as diferentes famílias, destaca-se a utilização do aço inoxidáveis duplex.

Embora esta família de aço inoxidável responda aos requisitos exigidos pela indústria petroquímica, ainda é necessário responder as questões quanto à soldagem desses materiais. Este é um ponto crítico, pois muitas das falhas desse material ocorrem na região da junta soldada, devido à baixa resistência à corrosão nesta região. Isso porque, no processo de soldagem, várias fases deletérias são formadas no ciclo de aquecimento e resfriamento durante a soldagem desse material.

Dessa forma, o presente trabalho tem por objetivo estudar o efeito da quantidade de energia (calor) cedida, as mudanças microestruturais sofridas por estes materiais e a resistência à corrosão das chapas de aço inoxidável duplex UNS S 31803 (SAF 2205).

2. OBJETIVOS

Objetivo Geral:

Avaliar a influência da quantidade de energia térmica fornecida à junta de soldagem (aporte térmico) pelo processo GMAW (MIG/MAG), e conseqüentemente as alterações da microestrutura, assim como a influência sobre a resistência à corrosão do aço inoxidável duplex UNS S 31803 (SAF 2205).

Objetivos específicos:

- Avaliar a resistência à corrosão na junta soldada pelo processo GMAW, com três diferentes aportes térmicos (0,5; 1,0 ou 1,5) kJ/mm sobre o aço SAF 2205, através de ensaios de corrosão comparando a taxa de corrosão em meios com alta [O₂] e meios com baixa [O₂], simulando condições de contorno em águas marinhas.
- Avaliar a resistência à corrosão do material como recebido, através de ensaios por imersão em ácido clorídrico (HCl) com tempos de 72, 128 e 360 h, simulando a degradação em presença de íons cloreto na solução.
- Analisar a microestrutura do aço duplex (SAF 2205) após simulação de soldagem com três diferentes aportes térmicos.

3. REVISÃO BIBLIOGRÁFICA

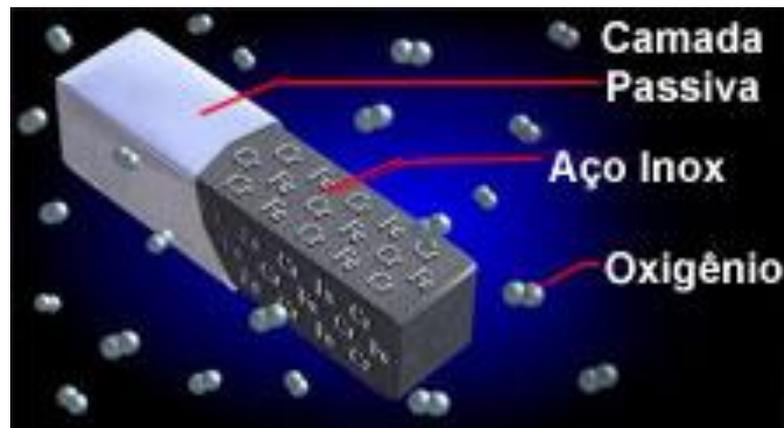
3.1. Aço Inoxidável

O aço inoxidável foi descoberto por acaso pelo inglês Harry Brearley, em 1912. Ao experimentar uma liga de Fe-Cr com aproximadamente 13% de cromo, realizaram-se algumas observações metalográficas constatando que a liga fabricada resistia à maior parte dos reagentes usados em metalografia, a essa liga ele denominou “Stainless Steel”, ou seja, aços sem manchas. No mesmo ano, na Alemanha, Eduard Maurer, afirmou que uma liga de ferro-cromo elaborada por Brenno Strauss resistiu por vários meses aos vapores agressivos do laboratório em que trabalhava. Os aços inoxidáveis descobertos por Brearley e Strauss são, basicamente, os tipos conhecidos hoje como ABNT 420 (martensítico) e ABNT 302 (austenítico) (COSTA, 2008).

O termo aço inoxidável é empregado para identificar uma família de aço que contém no mínimo 12% em peso de cromo, sendo este o principal elemento da liga. O cromo garante ao material elevada resistência à corrosão devido à facilidade em oxidar-se em diferentes meios (COLPAERT, 2008).

A ação do cromo é devida à formação de um filme fino de óxido de cromo (Cr_2O_3) bastante aderente e não poroso, que protege o material contra a ação dos meios agressivos. Mesmo quando o aço inoxidável sofre algum tipo de dano, seja arranhões, deformações ou cortes, imediatamente o oxigênio do ar combina-se com o cromo, formando novamente o filme protetor, recompondo assim a resistência a corrosão. Esta fina camada, invisível de óxido de cromo é chamada de camada passiva. Sua formação acontece quando há presença de cromo e oxigênio, uma vez formada, apresenta alta estabilidade e aderência estando em toda superfície do aço. A Figura 1 mostra a formação da camada passiva.

Figura 1 - Formação na camada passiva dos aços inoxidáveis.



Fonte: DANTAS, 2009.

Os aços inoxidáveis não são totalmente imunes à corrosão em todos os ambientes, mas são menos corrosíveis e mais resistentes a ataques corrosivos do que os aços comuns (DANTAS, 2001).

Outros elementos podem estar presentes nos aços, como: níquel, molibdênio, nióbio, titânio e outros. Isso permite uma grande diversidade dos tipos de aços inoxidáveis, uma vez que a presença de cada elemento atribui diferentes propriedades mecânicas, o que determina aplicações específicas, conforme veremos a seguir:

- A adição de Ni provoca mudança na estrutura do material que apresenta melhores características de ductilidade (estampagem), resistência mecânica a quente, soldabilidade (fabricação), aumenta a resistência à corrosão de uma maneira geral. O Cr e o Ni, então, constituem os elementos primordiais dos aços inoxidáveis.
- A adição do Mo aumenta a resistência à corrosão por pite.
- O Ti e o Nb são elementos “estabilizadores”, impedindo o empobrecimento de Cr via precipitação em forma de carbonetos que provocaria uma diminuição da resistência à corrosão em contornos de grão pelo processo conhecido como sensitização. A adição de Ti e Nb combinam com C e S na liga para melhorar a ductilidade em elevada temperatura, promove a estabilidade da fase ferrítica igualmente para elevadas temperaturas e por essa razão assegura a boa resistência igualmente (MANTEL et al., 1990).

Os aços inoxidáveis podem ser classificados em cinco famílias, de acordo com a microestrutura, estrutura cristalina das fases presentes ou tratamento térmico utilizado. Segundo denominação do “American Iron and Steel Institute” (AISI), as cinco famílias são (steel.org, 2014):

- Aços inoxidáveis martensíticos (α') (série 400), com 12-17% Cr e 0,1-1,0% C;
- Aços inoxidáveis ferríticos (α) (série 400), com 10,5-27% Cr e baixo C;
- Aços inoxidáveis austeníticos (γ) (série 200 e 300), com 17-25% Cr e 6-20% Ni;
- Aços inoxidáveis duplex (α e γ), com 23-30% Cr, 2,5-7% Ni e adições de Ti ou Mo;
- Aços inoxidáveis endurecíveis por precipitação (série 600), que podem ter uma base austenítica ou martensítica, com adições de Cu, Ti, Al, Mo, Nb ou N.

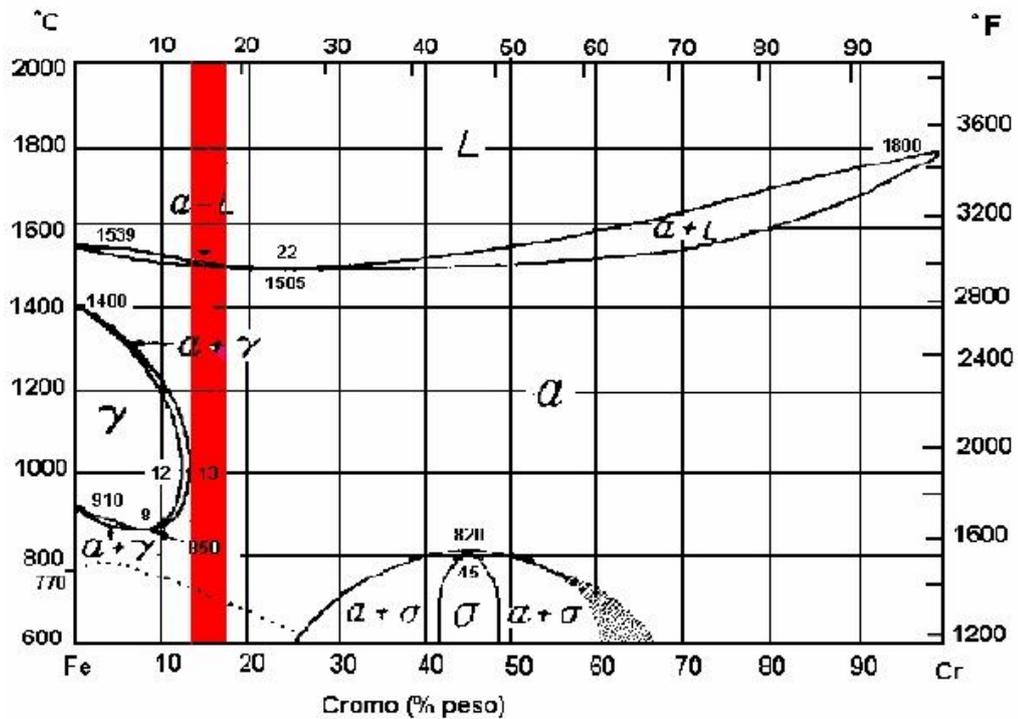
Segundo esta denominação, a diferença entre os aços inoxidáveis austeníticos da série 200 e da série 300 é que os pertencentes a esta última série, possuem altos teores de Cr e Ni, enquanto que os da série 200 contêm Mn e N como substitutos do níquel.

3.2. Aço Inoxidável Ferrítico

Os aços inoxidáveis ferríticos são ligas de ferro e cromo, com teor de cromo de 11 a 27%, e baixo conteúdo de carbono e nitrogênio (LACOMBE, 2000). Estes são formados basicamente por uma matriz ferrita, isto é uma solução sólida de cromo e outros elementos de liga no ferro, com estrutura cristalina cúbica de corpo centrado (CCC). A Figura 2 mostra o diagrama Fe-Cr, indicando a faixa de teor de cromo contida nos aços inoxidáveis ferríticos industriais.

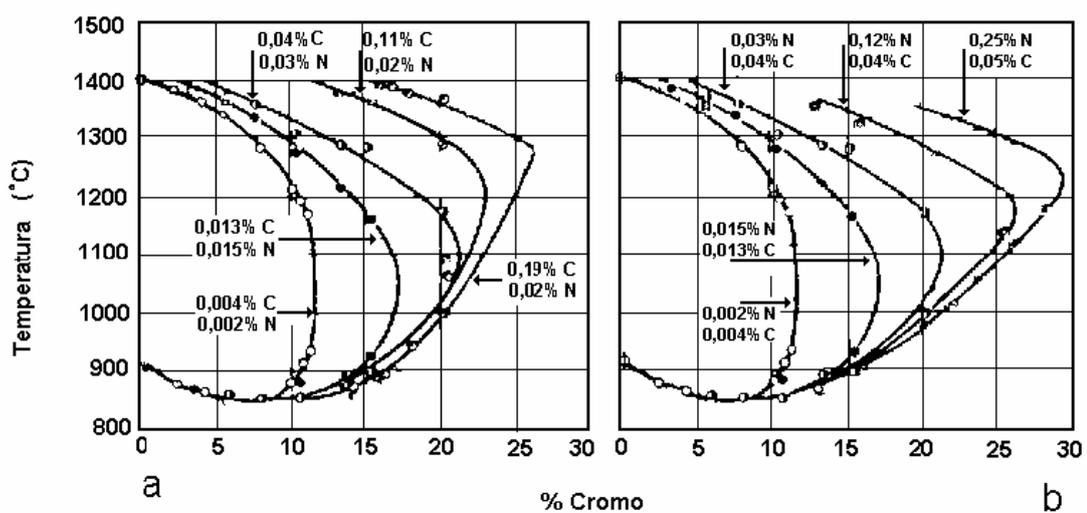
Alguns aços contêm molibdênio, silício, alumínio, titânio e nióbio para a obtenção de certas características. Também podem ser adicionados enxofre e selênio para melhoria da usabilidade. Os teores de carbono e nitrogênio devem ser baixos, uma vez que são estabilizadores da fase austenita, como pode ser mostrado na Figura 3, onde se pode ver o efeito do deslocamento no campo da austenita provocado pelo teor de C+N.

Figura 2 - Diagrama ferro-cromo.



Fonte: Lacombe, 2000.

Figura 3 - Diagrama do efeito do teor de C+N no deslocamento do campo da austenita no diagrama Fe-Cr.



(a) efeito do carbono

(b) efeito do nitrogênio

Fonte: Lacombe, 2000.

De acordo com a Figura 3 observa-se a necessidade da redução da presença destes elementos (C+N), estabilizando assim o aço com titânio, nióbio ou tântalo. O titânio e/ou nióbio na composição da liga reagem com o C e N formando carbonitreto de titânio e/ou nióbio Nb, Ti (C,N), visando eliminar a formação de $Cr_{23}(CN)_6$ nos contornos de grão o que causa o empobrecimento nesta região, e com isso ocorre a corrosão intergranular, no qual o fenômeno é conhecido por sensitização.

Os aços ferríticos não são endurecíveis por têmpera, pela ausência ou pouca formação de martensita no resfriamento. O pequeno endurecimento não compensa a fragilidade causada pela martensita, sendo necessário o processo de recozimento para garantir a estrutura ferrítica (SILVA, 2000).

Os aços da série AISI 430 pertencem ao grupo dos aços ferríticos e são utilizados devido à sua grande resistência à ação de ácidos, sobretudo o ácido nítrico e ácidos orgânicos e à ação da água do mar. Sua utilização é abrangente e inclui a indústria automobilística, indústria de aparelhos eletrodomésticos e indústria química, além de decorações arquitetônicas de interiores, equipamentos de restaurantes e cozinhas, peças de fornos e outras.

Conforme normalização interna da ArcelorMittal Inox Brasil, o aço 430E corresponde ao aço AISI 430 estabilizado com nióbio, cuja estrutura é completamente ferrítica. Já o AISI 430A, corresponde ao aço 430 comum, o qual sofre a transformação parcial da ferrita em austenita acima de $860^{\circ}C$ gerando uma estrutura bifásica constituída de ferrita e martensita à temperatura ambiente após a laminação a quente.

Outros tipos de aços ferríticos fabricados pela ArcelorMittal Inox Brasil são: AISI 439 e o AISI 444, ambos apresentam teor praticamente igual de carbono, manganês, silício, titânio e nióbio. A diferença básica, composicional, está na adição de molibdênio (cerca de 2,0%), apenas presente no aço AISI 444.

O aço AISI 439 apresenta uma boa capacidade de ser conformado (estampabilidade), boa resistência à corrosão e ótima resistência à oxidação cíclica. Tem sua aplicação em indústria automobilística (escapamento), tubos, linha branca (geladeira e outros) e indicada em todas as aplicações nas usinas de açúcar (ARCELORMITTAL INOX BRASIL, 2007).

O aço AISI 444, além de poder ser utilizado em todas as aplicações indicadas para o aço AISI 439, também pode ser utilizado em ambientes que usam vapor vegetal V3 ou V4, que são

mais agressivos. Isso porque o aço AISI 444 tem em sua composição o molibdênio, que torna mais resistentes a corrosão por pites, corrosão por frestas e corrosão microbiana (ARCELORMITTAL INOX BRASIL, 2007).

3.3. Aço Inoxidável Austenítico

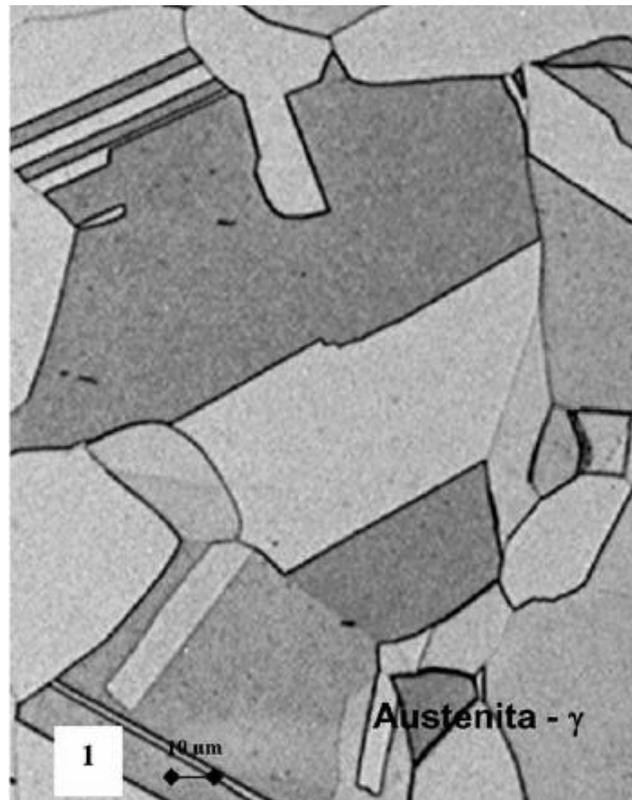
Os aços inoxidáveis austeníticos possuem em sua composição no máximo 0,25% de carbono, de 17 a 25% de cromo e altos níveis de níquel 7 a 20%, como elementos principais.

A adição do elemento níquel na liga em determinadas quantidades, permite transformar a estrutura da ferrita em austenita e isso tem como consequência uma grande mudança em muitas propriedades como: aumento considerável a resistência à corrosão e a resistência à oxidação a altas temperaturas. O elevado teor de níquel garante também uma boa resistência a corrosão sob tensão. No entanto, os aços inoxidáveis austeníticos estão sendo substituídos pelos aços inoxidáveis ferríticos, devido ao alto custo de níquel. A Figura 4 apresenta a microestrutura típica de um aço inoxidável austenítico AISI 316L.

Estes aços inoxidáveis não são endurecíveis por tratamento térmico, mas pode ser endurecíveis pelo trabalho a frio, com isso, quando encruados o aumento de dureza que se verifica é superior em outros aços quando submetido à mesma deformação. Esse aumento pode ser atribuído à instabilidade da austenita que, transforma-se parcialmente em ferrita supersaturada de carbono (efeito TRIP), nas mesmas condições que uma martensita, contribuindo para um endurecimento excepcional do aço.

Um reaquecimento a temperaturas moderadas do aço encruado restaura a austenita. Nota-se nos aços austeníticos que, à medida que o teor de níquel aumenta, o efeito do encruamento é menos pronunciado, uma vez que este elemento é estabilizador da fase austenítica (CHIAVERINI, 2008).

Figura 4 - Microestrutura típica de um aço inoxidável austenítico AISI 316L.

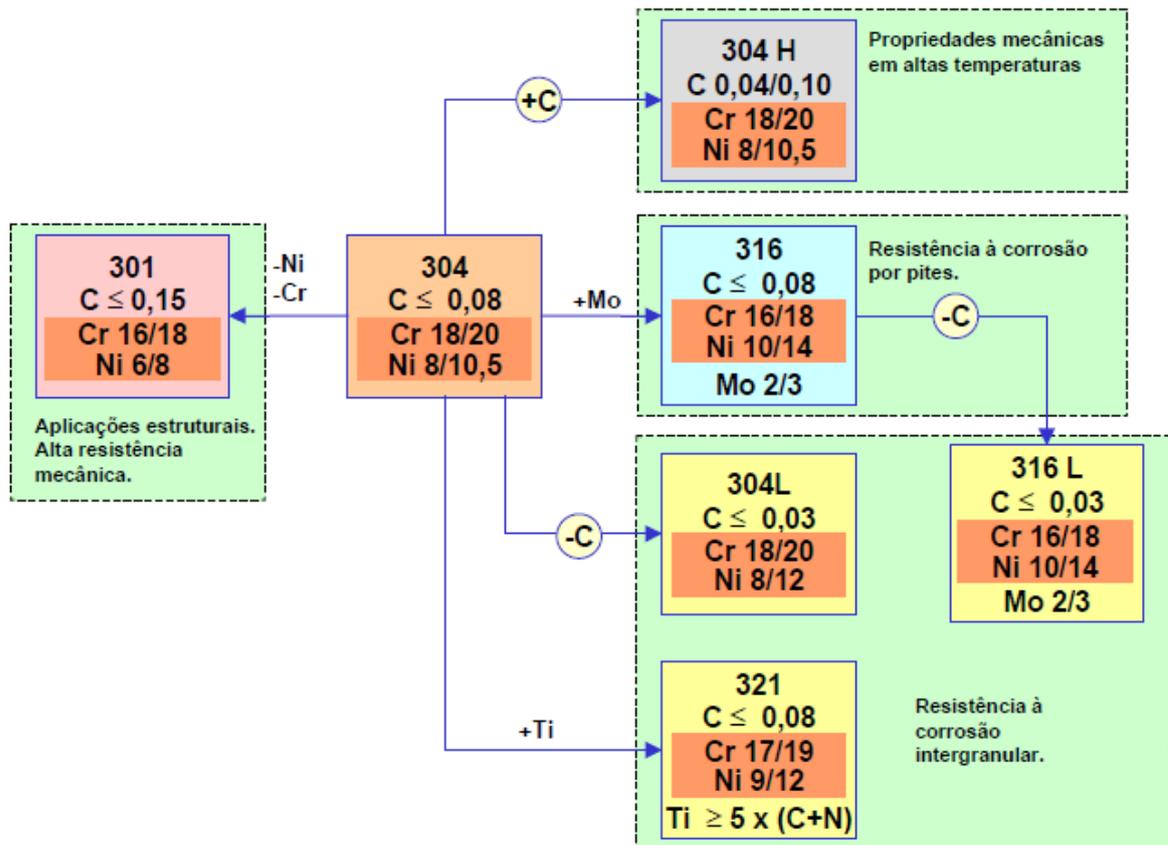


Fonte: Senatore, M., 2007.

Um dos fenômenos indesejáveis que pode ocorrer nos aços inoxidáveis austeníticos é a corrosão intergranular, devido à precipitação de carboneto de cromo. Um dos meios de evitá-la é como se mencionou, pela adição de titânio e de nióbio.

O aço inoxidável austenítico mais conhecido é o AISI 304 (18%Cr - 8%Ni). Este aço possui excelente resistência à corrosão, excelente ductilidade e soldabilidade. São utilizados em aplicações em altas temperaturas e baixas temperaturas (condições criogênicas). O molibdênio é adicionado em alguns aços austeníticos para aumentar sua resistência à corrosão tais como: corrosão galvânica e por pites. O aço AISI 316 é uma variação do aço 304, contendo no mínimo 2% de molibdênio, cuja presença permite a formação de uma camada passiva mais resistente a essas formas de corrosão. A Figura 5 abaixo apresenta alguns tipos de aço inoxidáveis austeníticos modificados a partir do aço AISI 304, no qual apresenta propriedades específicas no qual será aplicado.

Figura 5 - Tipos de aços inoxidáveis pertencentes à série 300.



Fonte: ARCELORMITTAL INOX BRASIL, 2007.

Dentre as suas aplicações podem-se citar: equipamentos para indústria alimentícia, aeronáutica, ferroviária, petroquímica, papel e celulose, construção civil, cutelaria, sistema de exaustão de automóveis, etc.

3.4. Aço Inoxidável Martensítico

Os aços inoxidáveis martensítico são similares aos aços carbono de baixa liga que possuem uma estrutura cristalina tetragonal de corpo centrado (TCC). São ferromagnéticos, devido à adição de carbono podem ser endurecidos e tem a resistência mecânica aumentada por tratamento térmico da mesma forma que os aços carbono. O principal elemento é o Cr, com o seu teor típico 10,5 a 18% e o teor de carbono pode exceder 1,2%. Elementos como: Nb, V, W e Si podem estar presente com o objetivo de promover a formação de carbonetos durante a

têmpera e o revenimento. Esses carbonetos promovem o aumento de resistência ao desgaste e a dureza para manter arestas cortantes, como no caso das lâminas de faca (ASM HANDBOOK, 1987).

Os exemplos de aços martensíticos são: 420 e 431 como tipos temperáveis com carbono normal e 248 S V como tipo de aço com baixo teor de carbono e mais o nitrogênio. Enxofre ou selênio podem ser adicionados para melhorar a usinabilidade (ASM HANDBOOK, 1987).

3.5. Aço Inoxidável Endurecível por Precipitação

Esses aços são caracterizados pela elevada resistência obtida pelo endurecimento por precipitação de compostos intermetálicos em uma matriz austenítica ou martensítica de baixo carbono. A resistência dos aços inoxidáveis endurecíveis por precipitação é acompanhada pela precipitação de compostos intermetálicos tais como Ni_3Al . Os elementos de liga que promovem a formação desses compostos são o Cu, Al, Mo, Ti e Nb (KRAUSS, 1990).

Esses aços foram desenvolvidos devido à limitada resistência dos aços inoxidáveis ferríticos e austeníticos por solução sólida ou encruamento, e a limitada ductilidade e tenacidade dos aços inoxidáveis martensíticos (KRAUSS, 1990). Os exemplos de aços inoxidáveis endurecíveis por precipitação são os aços 17-4 PH e 520B.

3.6. Aço Inoxidável Duplex

Os aços inoxidáveis duplex são compostos formados por três elementos químicos principais, são eles: Fe, Cr e Ni. Existem outros elementos presentes em certos teores em sua composição que conferem resistência aos diferentes tipos de corrosão e propriedades mecânicas, são eles: Mo, N e Si. O nome duplex é resultado da microestrutura formada por duas fases (ferrita e austenita) em proporção de fases aproximadamente iguais (FARGAS, 2009; GUNN, 1997; HUANG, 2001; LEE, 1999; MÉSZÁROS, 2005), conferindo a este aço boas propriedades mecânicas como: elevada resistência mecânica, ductilidade, tenacidade e soldabilidade (NASCIMENTO et al., 2003).

Além da composição química, o tratamento térmico é também responsável pelo desenvolvimento da estrutura duplex ferrita/austenita. Este consiste no tratamento térmico de solubilização no campo bifásico seguido de resfriamento rápido.

3.6.1. Composição Química dos Aços Inoxidáveis Duplex

A tabela 1 apresenta a composição química em %peso dos principais aços inoxidáveis duplex UNS S 32304, S 31803 e S 32750 (SAF – Sandvik Austenitic Ferritic: 2304, 2205 e 2507) (ALVAREZ-ARMAS, 2008; SENATORE, 2007).

Tabela 1 – Composição química (%peso) dos principais aços inoxidáveis duplex.

| UNS | C | Si | Mn | Cr | Ni | Mo | N |
|---------|------|------|------|----|------|------|------|
| S 32304 | 0,03 | 0,50 | 1,00 | 23 | 4,50 | - | 0,10 |
| S 31803 | 0,03 | 1,00 | 2,00 | 22 | 5,50 | 3,20 | 0,18 |
| S 32750 | 0,03 | 0,80 | 1,20 | 25 | 7,00 | 4,00 | 0,30 |

Fonte: Alvarez-Armas, 2008; Senatore, M.; 2007.

Os aços inoxidáveis duplex são separados em três grupos conforme sua composição química (SENATORE, 2007).

- a) Aços inoxidáveis duplex de baixa liga: são materiais mais econômicos devido ao menor teor de elementos de liga, não possuem molibdênio em sua composição química e podem substituir os aços inoxidáveis austeníticos TP304L/316L. Como exemplo temos o UNS S 32304 (SAF 2304).
- b) Aços inoxidáveis duplex de média liga: são os mais utilizados, apresentando resistência à corrosão intermediária entre os aços inoxidáveis austeníticos comuns TP304L/316L e os aços inoxidáveis superausteníticos com 5 a 6% de molibdênio. Como exemplo temos o UNS S 31803 (SAF 2205).
- c) Aços inoxidáveis duplex de alta liga: mais conhecidos como superduplex. O UNS S 32750 (SAF 2507) apresenta elevada resistência à corrosão, sendo comparável aos superausteníticos que possuem entre 5 a 6% de molibdênio.

Os aços inoxidáveis duplex comerciais apresentam em geral, em sua composição química teores de cromo entre 17 e 30%, níquel entre 3 e 13% e cerca de 0,5 a 2% de mangânes e silício estão presentes (CHEN, 2002).

3.6.2. Microestrutura dos Aços Inoxidáveis Duplex

A microestrutura de um aço inoxidável duplex é composta por ilhas arredondadas e alongadas de austenita inserida em uma matriz de ferrita. A mudança da microestrutura e da fração volumétrica de cada fase pode ser obtida pelo balanceamento dos elementos de liga e do tratamento termomecânico. Os elementos de liga nos aços inoxidáveis duplex têm como objetivo promover em maior ou menor proporção a estabilização das fases austenita e ferrita. Os elementos de liga tais como: Ni, C e N são elementos gamagêneos, ou seja, que promovem a estabilização da fase austenítica (γ). Já os elementos Cr, Mo e Si são elementos alfa-gêneos, ou seja, estabilizam a fase ferrítica (α). Esses elementos constituem a composição química do aço inoxidável duplex.

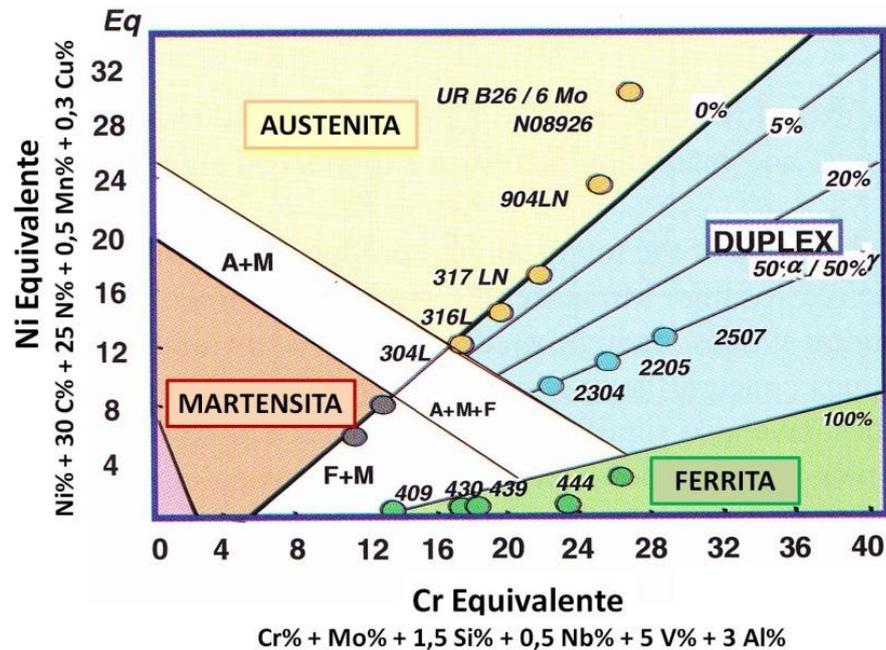
A quantidade de ferrita presente na microestrutura do aço inoxidável duplex pode ser realizada através do cálculo do teor de ‘Cr equivalente’ e ‘Ni equivalente’, que reflete nos elementos estabilizadores da ferrita e da austenita, conforme as equações abaixo:

$$Cr_{eq} = \%Cr + \%Mo + 1,5\%Si + 0,5\%Nb + 5\%V + 3\%Al \quad (1)$$

$$Ni_{eq} = \%Ni + 30\%C + 25\%N + 0,5\%Mn + 0,3\%Cu \quad (2)$$

Esses dois parâmetros podem ser usados para estimar o teor de ferrita do já conhecido diagrama de Schaeffler (Figura 6) ou Delong (SHEK, 1996).

Figura 6 - Diagrama Schaeffler modificado ilustrando o posicionamento das famílias de aços inoxidáveis.

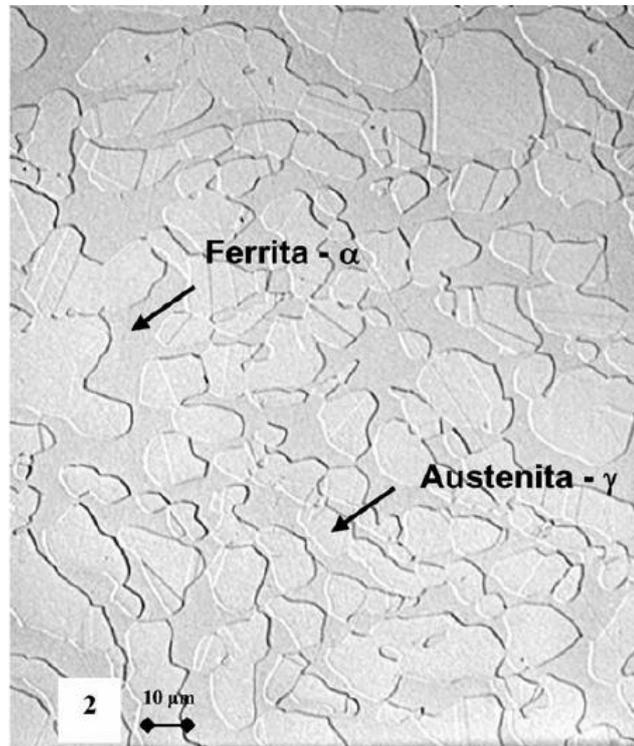


Fonte: Charles, J., 2007.

O tratamento termomecânico é usualmente realizado em temperaturas entre 1000 e 1250°C. Nessa faixa de temperatura, os aços inoxidáveis apresentam um comportamento muito próximo do equilíbrio estável e metaestável, produzindo uma estrutura lamelar com grãos orientados na direção de laminação e composta por uma matriz ferrítica com ilhas de austenita, sendo de aproximadamente 35-55% de ferrita e 45-65% de austenita, conforme a Figura 7 (SENATORE, 2007).

Após o tratamento termomecânico é realizado o tratamento isotérmico de solubilização a 1150°C com posterior resfriamento em água para obter-se o balanço volumétrico desejado entre as fases e para que não haja a precipitação de fases intermetálicas (BORBA, 2008; GHOSH, 2008).

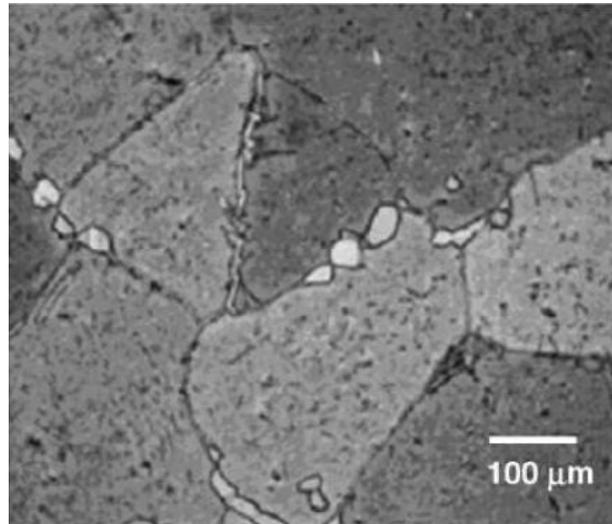
Figura 7 - Microestrutura típica de um aço inoxidável duplex SAF 2205. Aumento 400x.



Fonte: SENATORE, M., 2007.

Segundo os autores a austenita começa a nuclear nos contornos de grão ferrítico a partir de 1300°C (GHOSH, 2008; SIEURIN, 2005; TAVARES et al., 2003). A Figura 8 apresenta uma micrografia do aço inoxidável duplex UNS S31803 (SAF 2205) após o tratamento térmico de solubilização a 1300°C seguido de um resfriamento em água. Pode-se observar a presença predominante de ferrita ($V_v \approx 97\%$) e a nucleação de austenita no contorno de grão da ferrita ($V_v \approx 3\%$).

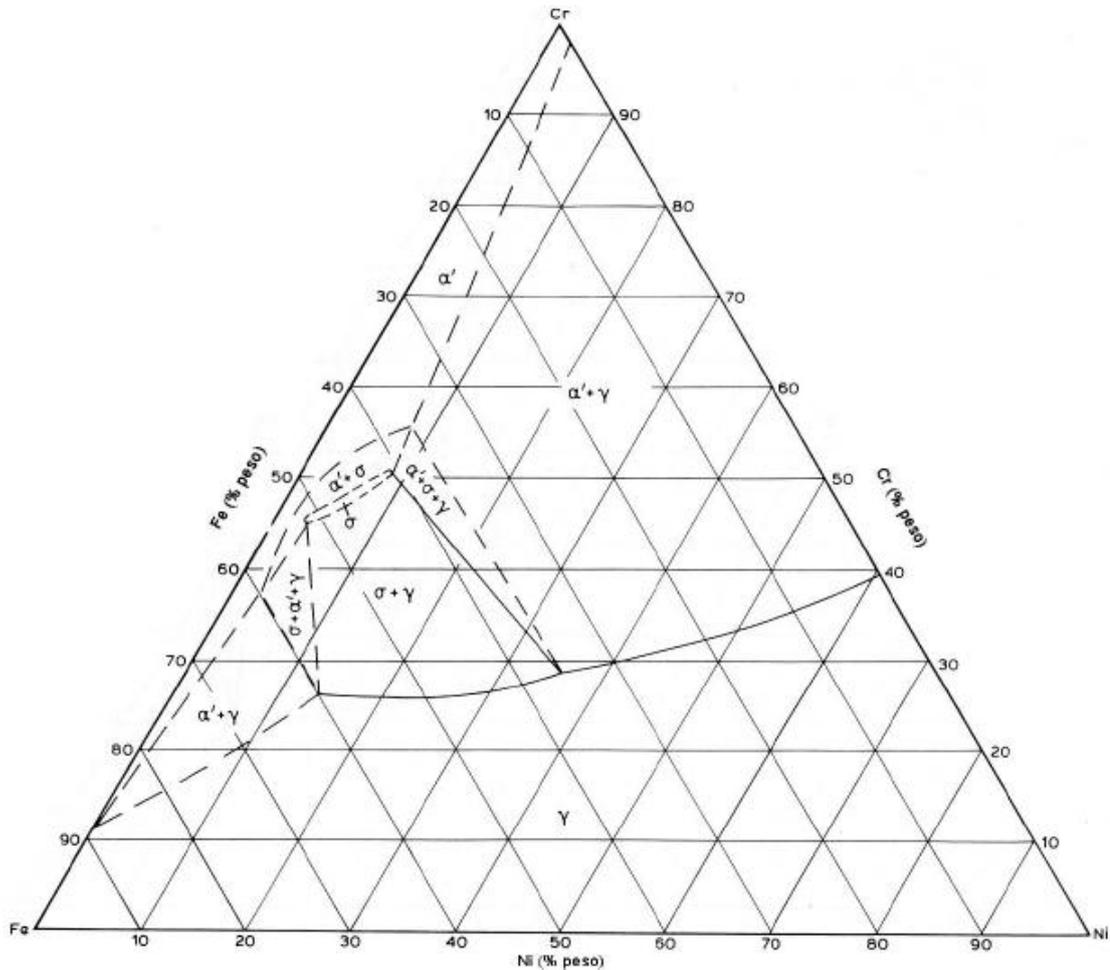
Figura 8 - Microestrutura do aço inoxidável Duplex UNS S31803 (SAF 2205) após o tratamento térmico de solubilização a 1300°C.



Fonte: GHOSH, S. K., 2008.

O surgimento de fase sigma (σ) encontra-se entre 950°C e 960°C, se considerada uma seção do ternário a 50% Fe. Não só a presença da fase sigma (σ) como também α' , assim chamada por apresentar teores consideráveis de cromo encontra-se na seção isotérmica a 900°C do diagrama ternário Fe-Cr-Ni, conforme a Figura 9. A separação da ferrita em α (rica em ferro) e α' (rica em cromo) se dá entre 800 a 900°C, e fica evidenciada na isoterma a 800°C do ternário Fe-Cr-Ni, mostrada na Figura 10 (RAYNOR, 1985 apud MAGNABOSCO, 2001). A separação de α e α' ocorre tanto por nucleação e crescimento quanto por decomposição espinodal, sendo a natureza da composição química e da temperatura. A presença da fase α' no aço inoxidável duplex promove a fragilização quando esta liga é submetida ao tratamento térmico de envelhecimento entre 450 e 500°C. Esse fenômeno é conhecido como fragilização a 475°C e causa mudança no comportamento de tração e fadiga, levando a fratura por clivagem do aço (SAHU et al., 2009).

Figura 9 - Seção isotérmica a 900°C do diagrama ternário Fe-Cr-Ni.



Fonte: Magnabosco, R., 2001.

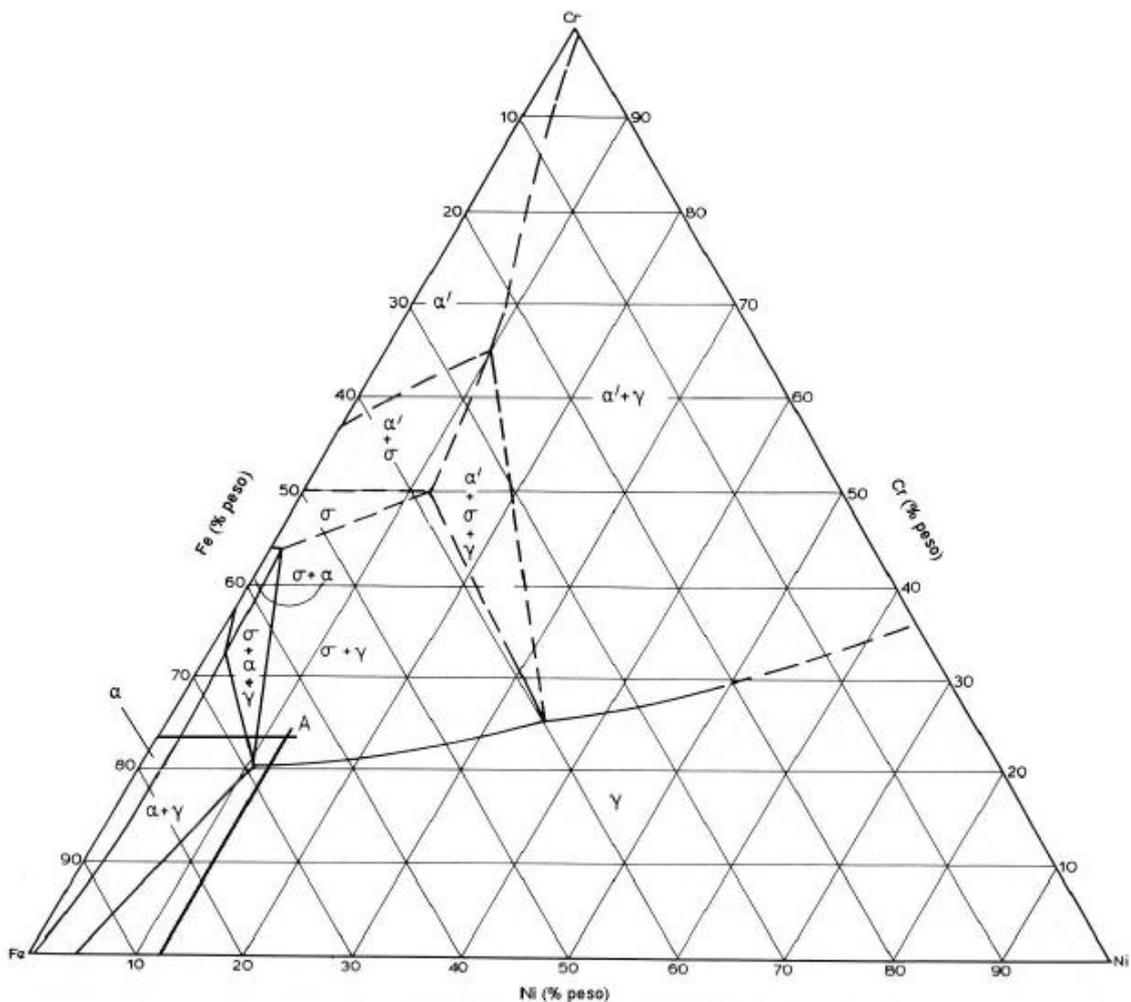
A fase sigma precipita na interface ferrita/austenita e cresce em direção a ferrita, que fornece os elementos de liga (cromo e molibdênio) para a sua formação. É o processo mais importante de decomposição eutetóide da fase delta (δ) em sigma (σ) e austenita secundária (γ_2) do aço duplex que ocorre por causa dos tratamentos térmicos, conforme a equação abaixo:



Pode-se visualizar a fase sigma (σ) por microscopia eletrônica de varredura (MEV) na Figura 11 abaixo, para o aço duplex solubilizado a 1130°C e envelhecido 920°C (MARTINS, 2002). Observa-se que a fase sigma apresenta-se na forma rendilhada e contínua, consumindo

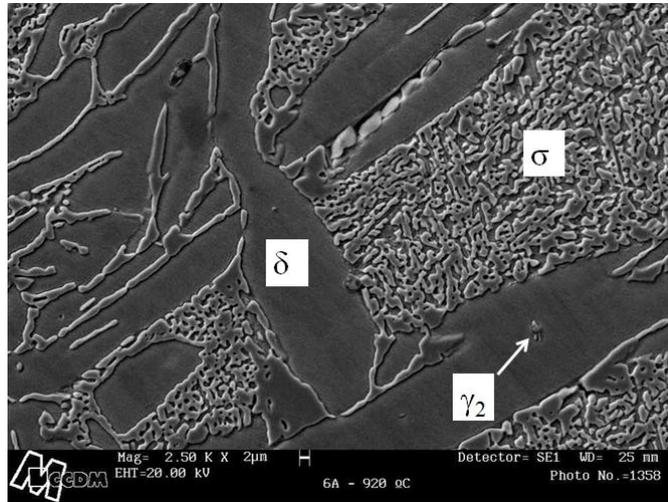
praticamente toda matriz ferrítica adjacente a ela. A presença dessa fase deteriora a tenacidade ao impacto e por ser rica em cromo (30% em peso) e molibdênio (8% em peso) diminui a resistência à corrosão do material como um todo e principalmente da ferrita, onde a concentração de nitrogênio é bem baixa (0,02% em peso) (BATISTA, 2002; MARTINS, 2006).

Figura 10 - Seção isotérmica a 800°C do diagrama ternário Fe-Cr-Ni. O ponto A representa a composição (em cromo e níquel equivalentes) do aço SAF 2205.



Fonte: Magnabosco, R., 2001.

Figura 11 - Micrografia eletrônica de varredura do material envelhecido a 920°C, mostrando as fases sigma (σ), ferrita delta (δ) e austenita secundária (γ_2).



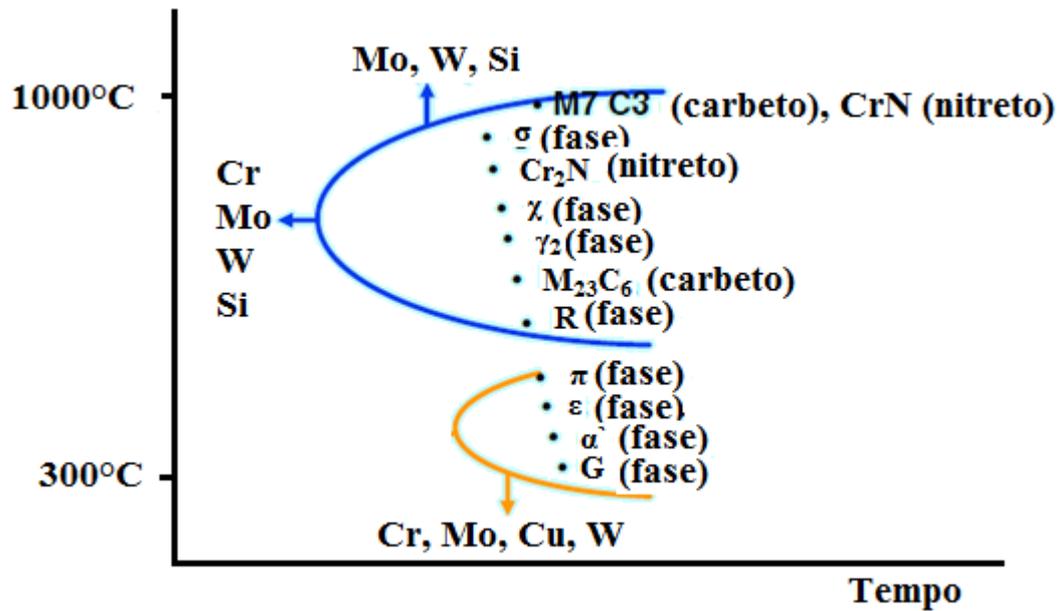
Fonte: Martins, M.; 2002.

3.7. Precipitação de Fases Intermetálicas

A partir do diagrama ternário Fe-Cr-Ni, outras fases podem estar presentes além da austenita e ferrita nesse sistema de liga. Dessa forma, a estrutura duplex desenvolvida durante o trabalho a quente ou na solubilização torna-se instável e irá se transformar em outras fases. Durante o tratamento térmico de envelhecimento, ambas as fases ferrita e austenita são geralmente susceptíveis para a decomposição de fases secundárias. Vários estudos do processo de precipitação para temperaturas variando entre 300 a 1000°C têm sido realizados em ligas inteiramente austeníticas e ferríticas. Embora ambas as fases estejam presentes nos aços inoxidáveis duplex, a precipitação ocorre principalmente dentro da ferrita (BORBA, 2008; SHEK, 1996).

O diagrama esquemático na Figura 12 ilustra as fases que podem ser formadas no aço inoxidável duplex.

Figura 12 - Diagrama esquemático que apresenta as possíveis fases precipitadas nos aços inoxidáveis duplex.

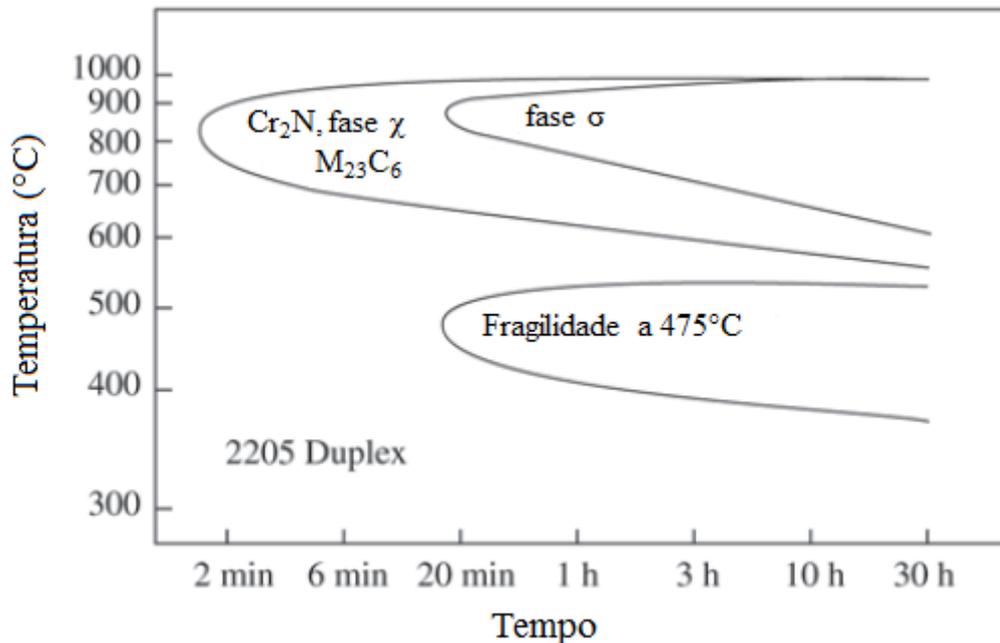


Fonte: Shek, C. H.; 1996.

A Figura 13 mostra os possíveis precipitados presentes no aço inoxidável duplex UNS S31803 (SAF 2205) conforme o diagrama de temperatura em função do tempo de tratamento térmico (ZUCATO, et al., 2002).

A seguir serão descritos as características gerais dos possíveis precipitados formados nos aços inoxidáveis duplex.

Figura 13 - Diagrama de precipitação do aço inoxidável duplex UNS S31803.



Fonte: Zucato, I., 2002.

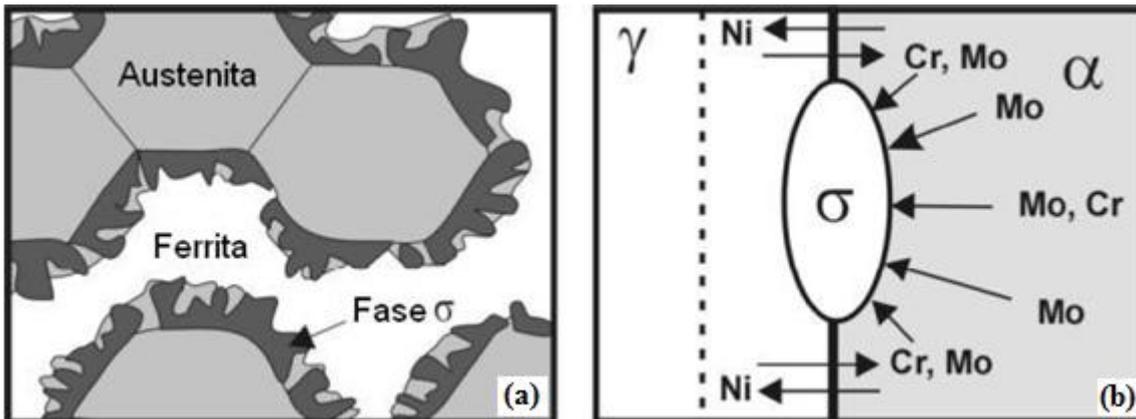
3.7.1. Fase Sigma (σ)

É conhecido que a fase σ se forma em um grande número de aços inoxidáveis duplex, logo é a fase intermetálica mais estudada nos aços inoxidáveis. A existência de pequenas quantidades de ferrita é também considerada responsável em promover a aceleração da formação de σ em aços inoxidáveis austeníticos (SHEK, 1996). No sistema Fe-Cr-Ni, a fase σ tem uma composição Fe-Cr e estrutura cristalina tetragonal com 30 átomos por célula unitária e relação (c/a) próxima de 0,52. Através da análise química quantitativa da fase σ foi observado que esta é enriquecida em Cr, Mo, Si e W sendo o Cr o elemento majoritário. Molibdênio, por exemplo, na qual é geralmente adicionada nos aços inoxidáveis duplex para melhorar a resistência à corrosão por pites, também favorece a formação da fase σ (SHEK, 1996; ZUCATO, 2002).

Além da composição química, outros fatores podem promover a precipitação da fase σ tais como o tamanho de grão. Quanto menor o tamanho de grão, maior é a tendência favorável à formação da fase σ . A fase σ é mais facilmente formada em regiões de maior energia tais como contorno de grão e interfaces, conforme pode ser visto na Figura 14(a), onde a

nucleação da fase σ ocorre nos contornos de grão ferrita/austenita e o crescimento ocorrem no interior do grão ferrítico (ZUCATO, 2002; SIEURIN, 2006). A Figura 14(b) apresenta a difusão dos elementos químicos que contribuem para a formação dessa fase.

Figura 14 - Desenho esquemático da nucleação da fase σ na interface ferrita/austenita.



(a) Formação da fase σ no contorno de grão; (b) Difusão dos elementos na fase σ .

Fonte: Sieurin, H., 2006.

A fase σ é dura e frágil e sua formação causa perda na tenacidade. Além disso, a fase σ consome Cr e Mo da matriz, qual conduz o empobrecimento desses elementos. Como resultado há uma perda da resistência à corrosão (MAEHARA, 1983).

A fase σ apresenta cinética mais rápida para uma faixa de temperatura atingida durante a soldagem ou processamento termomecânica. A principal reação que leva a formação de σ nos aços inoxidáveis duplex é a decomposição eutetóide da ferrita, gerando ainda austenita secundária, uma vez que a fração volumétrica de ferrita diminui com o avanço do envelhecimento, mostrando o seu consumo, conforme foi visto na equação 3.

Segundo Senatore (2007) a fase σ se apresenta sob duas morfologias: na forma de partículas isoladas e ocorrem quando os aços inoxidáveis duplex são solubilizados próximo de 900°C, enquanto que a 700 e 800°C esta se apresenta na forma lamelar.

A fase σ pode ser encontrada no aço inoxidável duplex UNS S31803 (SAF 2205) após envelhecimento entre 700 e 950°C por períodos mínimos variando de 10 a 30 min, sendo sua composição química formada por Fe-29%Cr-3%Ni-10%Mo-3%Mn (JACKSON, 1993).

3.7.2. Fase alfa primário (α')

A fase α' tem sido observada em ambos os aços inoxidáveis ferrítico e duplex em temperaturas baixo de 500°C (SHEK, 1996). Esta reação de fragilização é resultado da formação de uma fase rica em Cr dentro da fase ferrita e de elevada dureza e acompanhado pela baixa tenacidade. O parâmetro de rede dessa fase é próximo da matriz ferrítica e contém até 80% de Cr (BORBA, 2008; SHEK, 1996; ZUCATO, 2002). A cinética máxima de precipitação e que promove a máxima fragilização do material, ocorre em torno de 475°C. Deste modo, o termo ‘fragilização a 475°C’ foi originado, conforme ilustrado na Figura 13.

3.7.3. Fase G

A fase G é um precipitado rico em Ni dentro da fase ferrita. Esta também se precipita na interface α/γ ou α/α . A composição química varia, e é dependente da composição química do aço e das condições de envelhecimento. Em geral, esta é enriquecida em Ni, Si, Mo, Al e C e pobre em Cr e Fe. A formação da fase G ocorre pela decomposição espinodal da ferrita em baixa temperatura de envelhecimento.

3.7.4. Austenita Secundária (γ_2)

A quantidade de ferrita presente, onde o aço é trabalhado a quente ou solubilizado geralmente excede a quantidade presente no equilíbrio em baixas temperaturas. Dessa forma, o envelhecimento a baixa temperatura irá resultar na redução da quantidade de ferrita com a formação da austenita secundária (γ_2). Esta é chamada de austenita secundária (γ_2) porque sua morfologia difere da matriz austenita original (SHEK, 1996).

3.7.5. Fase Chi (χ)

É encontrada em aços inoxidáveis duplex em temperaturas variando entre 700 e 900°C. O cotovelo da curva C para a formação desta fase aparece para temperatura um pouco abaixo da formação da fase σ (SHEK, 1996). Por isso, essa fase é observada frequentemente como precipitação intermediária antes de transformar na fase σ . A precipitação da fase χ está relacionada com a presença de Mo, e se apresenta em maior quantidade desse elemento químico do que na fase σ . Além disso, ela é rica em Cr, Si como a fase σ e tem efeito adverso sobre a tenacidade e a resistência à corrosão. A fase χ serve como sítio para nucleação da fase σ , o que contribui para a redução de suas propriedades mecânicas e de resistência à corrosão. Assim como a fase σ , a fase χ tem um efeito de fragilização forte (CHARLES, 2007). Esta fase é menor importante do que a fase σ , porque esta ocorre com menos frequência nas ligas (SHEK, 1996).

3.7.6. Fases R e τ

A fase R é um composto intermetálico rica em Mo e tem estrutura trigonal. A fase R (Fe_2Mo), também conhecida como Laves, precipita-se na maioria dos aços inoxidáveis duplex entre 550 e 700°C. Similar às fases σ e χ , a fase R tem efeito indesejável sobre a corrosão por pite, isso porque esta fase apresenta 40% de Mo. A fase R também reduz a tenacidade do material (SHEK, 1996).

A fase tau (τ) é uma fase incomum e a literatura sobre aços inoxidáveis duplex raramente mencionam sua presença. É encontrada em ligas 22%Cr-5%Ni-3Mo (SHEK, 1996).

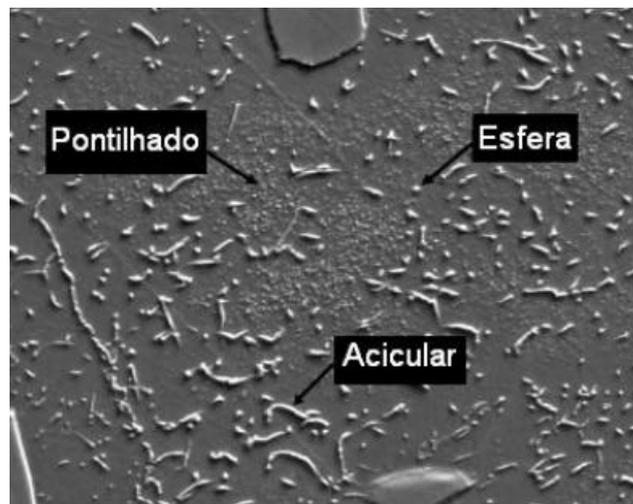
3.7.7. Nitreto de Cromo (Cr_2N e CrN)

A presença de N na composição química de um aço inoxidável tem a função de melhorar a resistência à corrosão por pite, que é uma forma de ataque químico em ambientes contendo íons halogênios, dentre eles destaca-se o íon cloreto (Cl^-). Entretanto a adição de N leva a precipitação de Cr_2N para temperaturas entre 700 a 900°C ou durante o resfriamento após a solubilização. Nesse último caso, o Cr_2N pode se formar no interior do grão da ferrita, devido

à supersaturação de N em elevadas temperaturas de solubilização ou nos contornos de grão da α/α e α/γ . A formação dessa fase causa a corrosão por pite, como o resultado do empobrecimento de Cr localizado na ferrita. O Cr_2N é o tipo predominante de nitreto encontrado em aços duplex, e a presença do CrN é raramente mencionada (SHEK, 1996).

A Figura 15 apresenta as diferentes morfologias de nitreto precipitados, sugerindo a possibilidade de diferentes estruturas cristalográficas destes precipitados no material (SATHIRACHINDA, 2011).

Figura 15 - Microscopia eletrônica de varredura (MEV) mostrando as diferentes morfologias de nitretos precipitados.



Fonte: Sathirachinda, N., 2011.

3.7.8. Carbonetos (M_{23}C_6 e M_7C_3)

Carbonetos do tipo M_7C_3 precipitam preferencialmente nos contornos de grão α/γ , para temperaturas variando entre 950 e 1050°C. Isso porque, os contornos de grão α/γ são maior sítio potencial para a precipitação dos carbonetos, por causa da sua elevada energia livre e a elevada taxa difusional para ambos átomos substitucional como Cr e o intersticial como o C (SHEK, 1996). Já os carbonetos M_{23}C_6 se precipitam abaixo de 950°C, necessitando de menos de 1 min para precipitar-se a 800°C. Além de precipitarem nos contornos de grão α/γ ,

se precipitam também nas interfaces α/α e γ/γ , e ainda com maior incidência no interior dos grãos (SHEK, 1996).

3.7.9. Fase epsilon (ϵ)

Esta fase é similar a austenita secundária (γ_2) e tem uma estrutura cúbica. A análise de EDX (*Energy Dispersive X-Ray*) é a melhor maneira de diferenciar esta fase da fase austenita secundária (γ_2) (SHEK, 1996).

3.8. Propriedades Mecânicas dos Aços Inoxidáveis Duplex

A combinação do elevado alongamento da austenita e o elevado limite de escoamento da ferrita nos aços inoxidáveis duplex proporcionam a essa classe de aço um conjunto de propriedades mecânicas mais satisfatórias aos aços inoxidáveis que apresentam uma única fase. Dessa forma, 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. Logo, a combinação ideal dessas duas fases resulta em aços duplex que apresentam elasticidade duas vezes superior aos inoxidáveis ferríticos e austeníticos. Esses aços também apresentam limite de escoamento, na ordem de duas vezes o valor dos aços austeníticos. Além disso, apresentam um alongamento mínimo em torno de 25% (NILSSON, 1992). Eles possuem também alta tenacidade e ductilidade se comparado aos aços inoxidáveis ferríticos e martensíticos (TOTTEN, 2007). A tabela 2 compara as propriedades mecânica tais como: limite de escoamento (LE), limite de resistência (LR), alongamento total mínimo (AT) e microdureza Vickers (HV) dos aços inoxidáveis duplex com os aços inoxidáveis austeníticos (NILSSON, 1997).

Tabela 2 – Comparação entre as propriedades mecânicas dos aços inoxidáveis de microestrutura duplex com as ligas austeníticas.

| AISI/UNS | LE (MPa) | LR (MPa) | AT (%) | HV | Microestrutura |
|----------|----------|----------|--------|-----|----------------|
| 304L | 210 | 515-680 | 45 | 155 | Austenita |
| 316L | 220 | 515-690 | 40 | 160 | Austenita |
| S 32304 | 400 | 600-820 | 25 | 230 | Duplex |
| S 31803 | 450 | 680-880 | 25 | 260 | Duplex |
| S 32750 | 550 | 800-1000 | 25 | 290 | Duplex |

Fonte: Nilsson, J. O., 1997.

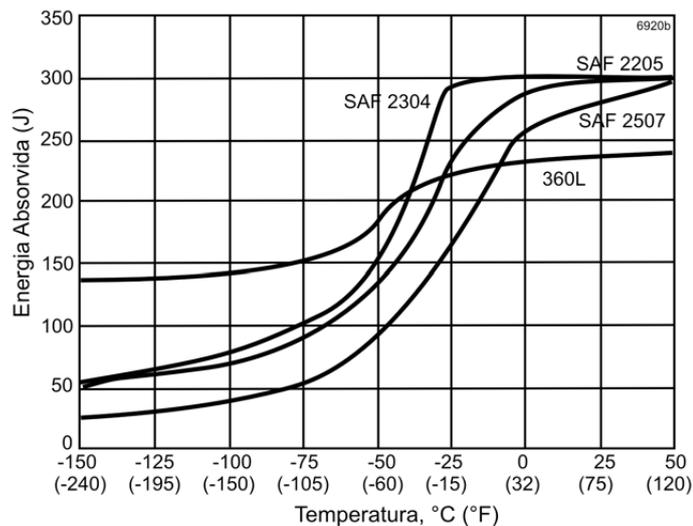
Os aços inoxidáveis duplex apresentam alta resistência ao impacto a temperatura ambiente. Entretanto, sua tenacidade é limitada à fração volumétrica e distribuição de ferrita. De acordo com o trabalho apresentado por Solomon (1984), foi observado que com uma fração volumétrica mínima de 40% da fase austenita, obtém-se a prevenção efetiva do crescimento das trincas. A Figura 16 apresenta os resultados dos ensaios de impacto Charpy dos três principais aços inoxidáveis duplex: UNS S 32304 (SAF 2304), UNS S 31803 (SAF 2205) e UNS S 32750 (SAF 2507) comparados ao aço inoxidável austenítico 316L. Observa-se que a temperatura de transição dúctil-frágil para os duplex está em torno de -50°C , enquanto que a liga 316L não apresenta este fenômeno, pois esta transição é típica da fase ferrítica.

Estudo realizado por Eckenrod (1984) com o aço inoxidável duplex UNS S 31803 (SAF 2205) na condição recozida e soldada verificou a possibilidade de ser obtido nesse material fração volumétrica de ferrita entre 30 e 90%, apenas mudando os diferentes tratamentos térmicos e pequenas alterações em sua composição química. A partir disso foi constatado que a melhor combinação de resistência mecânica, tenacidade e resistência à corrosão podem ser obtidas se a fração volumétrica de ferrita estiver entre 35 e 65%. Foi constatado que o aumento da fração volumétrica de ferrita provocou reduções consideráveis no alongamento total e na tenacidade. Entretanto, não houve alteração significativa no limite de resistência, embora tenha ocorrido aumento do limite de escoamento e dureza com o aumento da fração volumétrica de ferrita.

Já um estudo realizado com o aço UNS S 31803 (SAF 2205) descrevem as propriedades mecânicas mínimas com limite de escoamento mínimo de 450 MPa (o dobro do aço inoxidável austenítico 316L), limite de resistência mecânica de 620 MPa e alongamento

total de 25%, mantendo a tenacidade, resistência mecânica e a corrosão após a soldagem (ZUCATO et al., 2002). Entretanto, sua utilização em condições criogênicas não é recomendada devido à transição dúctil-frágil do material. Além disso, esse mesmo material apresenta o limite de fadiga bem definido da ordem de 285 MPa (NILSSON, 1992).

Figura 16 - Resistência ao impacto dos aços inoxidáveis duplex e 316L.



Fonte: Senatore, M.; 2007.

Autores Zucato et al. (2002) avaliaram o tratamento térmico de envelhecimento a 850°C por 6, 40, 600 min sobre os resultados dos testes de impacto Charpy do aço inoxidável duplex UNS S31803 (SAF 2205) e constataram que a energia absorvida durante o impacto diminuiu continuamente com o aumento do tempo do tratamento térmico de envelhecimento, conforme pode ser observado na tabela 3. O decréscimo da energia absorvida foi devido ao aumento contínuo da fase sigma, nitreto de cromo e carboneto de cromo. No entanto, o efeito deletério da fase sigma sobre a tenacidade do material foi considerado mais elevado. A fração volumétrica de cerca de 5% da fase é o suficiente para torna o aço frágil (DAVISON, 1990; KOBAYASHI, 1995).

Tabela 3 – Resultados dos testes de impacto Charpy das amostras envelhecidas a 850°C em diferentes tempos.

| Amostras envelhecidas a 850°C (min) | Energia absorvida durante o teste de impacto Charpy (J) |
|--|--|
| 6 | 264 ± 46 |
| 40 | 80 ± 26 |
| 600 | 75 ± 10 |

Fonte: Zucato, I., 2007.

3.9. Soldagem

De acordo com American Welding Society (AWS), soldagem pode ser definida como ‘Processo de união de materiais usado para obter a coalescência (união) localizada de metais e não-metais, produzida por aquecimento até uma temperatura adequada, com ou sem a utilização de pressão e/ou material de adição (MARQUES, 2005).

Dentre os diferentes processos de soldagem podemos citar os mais usuais: Soldagem com Eletrodo Revestido (SMAW), Soldagem a Arco Elétrico com Gás inerte e eletrodo de Tungstênio (GTAW), Soldagem a Arco Submerso (SAW), Soldagem a Gás-Metal (GMAW), Soldagem por Feixe de Elétrons (EBW), Soldagem a Laser (LBW), Soldagem a Arco Plasma (PAC), Soldagem com Arame Tubular (FCAW), etc.

As variáveis do processo de soldagem a arco elétrico como: nível e o tipo de corrente, tensão de operação, comprimento de arco, velocidade de deslocamento, velocidade de alimentação do metal de adição, composição e diâmetro do eletrodo, comprimento do eletrodo energizado (stickout), ângulo da tocha ou eletrodo da peça e tipo de gás de proteção são parâmetros previamente definidos para se executar a operação da soldagem e definirá a qualidade da solda. Um importante parâmetro que resulta das combinações das variáveis de processo de soldagem é o fluxo de calor (MODENESI, 2011).

Em quase todos os processos de soldagem a junta precisa ser aquecida até uma temperatura adequada. Na soldagem a arco elétrico, trabalha-se com fontes de calor de elevada temperatura (2.000 a 20.000°C) e concentradas, cuja intensidade atinge cerca de $8 \times 10^8 \text{ W/m}^2$, e ao serem deslocadas ao logo da junta resultam na formação da solda pela fusão e

solidificação localizada da junta. A aplicação concentrada de energia gera em pequenas regiões, temperaturas elevadas, altos gradientes térmicos (10^2 a 10^3 °C/mm), variações bruscas de temperatura (10^3 °C/s) resultando em alterações de microestrutura e a formação de precipitados e fases deletérias (σ , χ , α' , G, π , ϵ , R, γ_2 , $M_{23}C_6$, M_7C_3) como é o caso do aço inoxidável duplex (MARQUES, 2005).

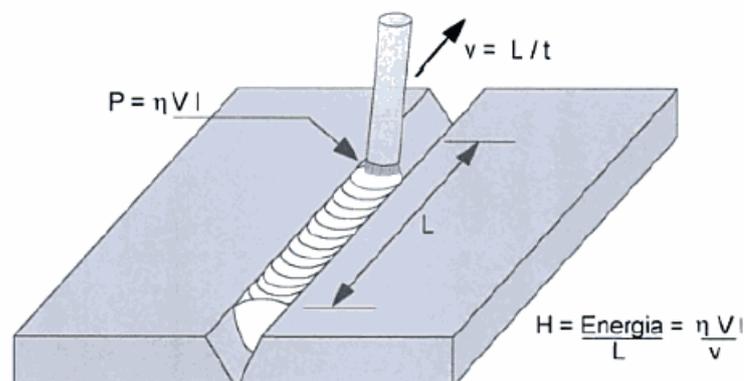
O fluxo de calor pode ser dividido em duas etapas básicas:

- Fornecimento de calor a junta: é a energia de soldagem (ou aporte térmico) definida como a quantidade de energia fornecida a junta por unidade de comprimento da mesma (Figura 17). Na soldagem a arco, pode-se considerar o arco como a única fonte de calor, e a sua energia de soldagem pode ser expressa por:

$$H = \frac{\phi VI}{v} \quad (4)$$

Onde H é a energia de soldagem (J/mm), ϕ é a eficiência térmica do processo, V é a tensão do arco (V), I é a corrente de soldagem (A), e v é velocidade de soldagem (mm/s).

Figura 17 - Conceito de energia de soldagem. $P = (\phi.V.I)$ é a potencia dissipada no arco e cedida a peça, t é o tempo e L é o comprimento da solda.



Fonte: Marques, P. V.; 2005.

- Dissipação de calor pela peça: a dissipação de calor ocorre principalmente por condução, na peça, das regiões aquecidas para o restante do material. A evolução de temperatura em diferentes pontos, devido à soldagem, pode ser estimada teórica ou experimentalmente.

3.9.1. Soldagem do Aço Inoxidável

Os três processos mais utilizados para a soldagem de aços inoxidáveis são: soldagem com eletrodo revestido (SMAW), soldagem a arco elétrico com gás inerte e eletrodo de tungstênio (GTAW) e soldagem a gás-metal (GMAW). Em serviços em geral, particularmente no campo e em diferentes posições o processo SMAW é utilizado. Na soldagem de peças de aço inoxidável de menor espessura o processo GTAW é amplamente utilizado. Já para juntas mais espessas o processo GMAW é utilizado, sendo um processo de maior produtividade. Transferências spray (com misturas Ar-2%O₂ ou 5%O₂) e por curto circuito (com misturas Ar-CO₂ e Ar-He-CO₂) podem ser usadas.

É de extrema importância na soldagem de aços inoxidáveis a necessidade de limpeza de modo a minimizar contaminações que deteriore a sua resistência à corrosão. Cuidados com a forma do cordão também são muito importantes, uma vez que irregularidades superficiais podem se tornar pontos de acúmulo de sujeira e início de corrosão (MODENESI, 2011).

3.9.2. Soldagem do Aço Inoxidável Duplex

Alguns cuidados devem ser tomados na soldagem dos aços inoxidáveis duplex. Particularmente, a tenacidade e a resistência à corrosão da solda são prejudicadas quando o resfriamento muito rápido após a soldagem potencializa um teor muito elevado de ferrita e a precipitação de nitretos de cromo na ZTA e ZF. Por outro lado, um resfriamento muito lento e a manutenção por tempos longos a temperaturas entre cerca de 1000 e 600°C pode levar a precipitação de compostos intermetálicos que também prejudicam as propriedades mecânicas e químicas da solda.

Dessa forma, o controle da energia de soldagem e da temperatura de pré-aquecimento é muito importante para estes materiais. Para reduzir a quantidade de ferrita na ZF, o uso de uma mistura Ar-N₂ como gás de proteção é comum (MODENESI, 2011).

3.10. Resistência à corrosão do aço inoxidável duplex

Os aços inoxidáveis duplex apresentam uma elevada resistência à corrosão na maioria dos ambientes onde os aços inoxidáveis austeníticos são utilizados. No entanto, existem alguns ambientes onde os aços inoxidáveis duplex apresentam resistência à corrosão superior. Isso se deve ao alto teor de Cr que é benéfico em ácidos oxidantes, juntamente com Mo e Ni suficientes para oferecer resistência em ambientes ácidos levemente redutores.

O teor alto de Cr, Mo e N também oferece a eles uma boa resistência à corrosão por pites e em frestas induzida por cloretos. Sua microestrutura duplex é uma vantagem em ambientes com potencial de fratura por corrosão sob tensão. Se a microestrutura contém pelo menos 20 a 30% de ferrita, os aços inoxidáveis são muito mais resistentes à corrosão por cloretos que os aços inoxidáveis austeníticos dos tipos 304 e 316. A ferrita é, no entanto suscetível à fragilização por hidrogênio. Assim, os aços inoxidáveis duplex não apresentam alta resistência à corrosão em ambientes nas quais o hidrogênio possa estar incorporado no metal e causar a fragilização por hidrogênio (FISCHER, 2011).

Os mecanismos de corrosão mais comuns são: corrosão por pite e corrosão sob tensão. Em geral, os aços inoxidáveis duplex apresentam elevada resistência a todos esses mecanismos. O que caracteriza a corrosão por pite é a capacidade que o metal tem de se passivar, ou seja, formar um filme contínuo e aderente de óxidos capaz de impedir a penetração de oxigênio no metal. A avaliação da resistência à corrosão por pite de um metal pode ser feita de diversas maneiras (SENATORE, 2007).

No caso particular dos aços inoxidáveis, algumas expressões matemáticas relacionam a influência dos elementos de liga na resistência à corrosão por pites.

Os elementos de liga que ditam o comportamento são Cr, Mo e N. O equivalente de resistência a pite ou PRE (*pitting resistance equivalent*) é a fórmula mais usada

industrialmente. Trata-se de uma expressão simples que permite comparar, de maneira genérica, a resistência à corrosão de diferentes aços inoxidáveis.

$$PRE = \%Cr + 3,3\%Mo + 16\%N \quad (5)$$

A equação (5) é indicada para os aços inoxidáveis austeníticos e pode ser empregada na comparação entre eles e os aços inoxidáveis duplex. No caso dos aços inoxidáveis duplex, é necessário considerar a resistência à corrosão por pite das duas fases, haja vista que há diferença dos elementos de liga presentes na austenita e ferrita. Caso uma das fases apresente menor resistência à corrosão, esta determinará o comportamento do material.

A corrosão sob tensão (CST) é um processo resultante da ação simultânea de um meio corrosivo específico e tensões de tração residuais ou aplicadas. Nos aços inoxidáveis, este é o mecanismo de corrosão responsável pelo maior número de falhas na indústria. Os principais meios corrosivos onde a CST ocorre são: soluções aquecidas neutras ou ácidas contendo cloreto, ácido politiônico, ambientes cáusticos e meios contendo sulfeto de hidrogênio (SENATORE, 2007).

A corrosão sob tensão envolve três estágios. O estágio inicial consiste num ataque corrosivo lento e que ocasiona a concentração de tensões. O segundo estágio corresponde ao crescimento lento da trinca, a partir dos danos causados pela corrosão no primeiro estágio. Nesse estágio, a propagação da trinca ocorre por efeito combinado da tensão e da corrosão, com conseqüente aumento na intensidade de tensão na extremidade da trinca. No terceiro estágio, há continuidade da propagação da trinca unicamente pela ação da tensão de tração, devido à redução de espessura do componente.

4. MATERIAIS E MÉTODOS

Neste capítulo é apresentada a metodologia proposta para simular a corrosão na região da solda do aço inoxidável duplex SAF 2205, e comparando com o material como recebido. O material foi submetido à soldagem com diferentes aportes térmicos.

4.1. Material

O aço utilizado nesse trabalho foi fornecido na forma de chapas de 4 mm de espessura laminadas à frio pela Aperam South America (Timóteo/MG) e corresponde ao aço inoxidável duplex SAF 2205 (UNS S 31803). Sua composição química é descrita na tabela 4.

Tabela 4 – Composição química do aço inoxidável duplex SAF 2205.

| Aço | C | Mn | Si | P | S | Cr | Ni | Mo | Al | Cu | N |
|------|------|------|------|------|------|-------|------|------|------|------|------|
| 2205 | 0,01 | 1,81 | 0,26 | 0,02 | 0,00 | 22,42 | 5,42 | 3,01 | 0,00 | 0,19 | 0,15 |

Fonte: Aperam South America, 2012.

4.2. Processo de Soldagem

As chapas foram soldadas pelo processo de soldagem a gás-metal GMAW (MIG/MAG) no laboratório de soldagem da ESAB. O equipamento utilizado foi o Raltrec FW 1000, conforme apresentado na Figura 18 (FONSECA, 2015). Para o material a ser soldado, não foi realizado nenhum tipo de preparação prévia.

A transferência do metal líquido durante a soldagem foi por curto circuito por ser a mais recomendada quando o processo é realizado em materiais com espessura até 6 mm (MODENESI, 2011).

As chapas de aço inoxidável duplex SAF 2205 foram soldadas utilizando o arame sólido OK Autrod 2209. O metal de adição foi escolhido por apresentar uma composição química similar ao metal de base. Este apresenta em sua composição química: 0,024% C; 0,41%Si; 1,55% Mn; 0,028%P; 0,001%S; 21,79%Cr; 8,30%Ni; 3,09%Mo. O gás de proteção utilizado foi

composto por 95%Ar, 3%CO₂ e 2%N₂. Este gás além de proteger a poça de fusão contra contaminações possibilita a formação de um arco estável (FISCHER, 2011).

Tanto o arame sólido quanto o gás de proteção utilizado, são os recomendados na soldagem do aço inoxidável duplex SAF 2205.

Figura 18 - Equipamento para soldagem, Raltrec FW 1000.



Fonte: Fonseca, 2015.

Os parâmetros da soldagem foram definidos e os mesmos mantidos constantes, variando apenas o aporte térmico. Foi utilizada uma tensão de 28 V e uma corrente de 200 A. Considerou-se a eficiência térmica igual a 80%, conforme descrito na Norma Europeia DIN EM 1011-1:2009. A soldagem foi realizada com um passe de solda, em posição plana, sobre a chapa metálica sem chanfro.

O aporte térmico foi variado em 0,5 kJ/mm, 1,0 kJ/mm e 1,5 kJ/mm durante a soldagem. Utilizando os parâmetros definidos e a equação 4 foi calculada a velocidade de soldagem para cada aporte térmico. A tabela 6 apresenta os parâmetros usados na soldagem para cada aporte térmico, para o aço inoxidável duplex SAF 2205.

Tabela 6 – Parâmetros utilizados na soldagem do aço inoxidável duplex SAF 2205.

| Chapa | Aporte térmico (kJ/mm) | Tensão (V) | Corrente (A) | Velocidade de soldagem (cm/min) |
|-------|---------------------------|---------------|-----------------|------------------------------------|
| A | 0,5 | 28,0 | 200,0 | 54,0 |
| B | 1,0 | 28,0 | 200,0 | 27,0 |
| C | 1,5 | 28,0 | 200,0 | 18,0 |

Fonte: Fonseca, 2015

Foram soldadas três chapas, uma chapa para cada aporte térmico utilizado. Primeiramente, foi realizado um cordão de solda no centro de cada chapa e posteriormente, os cordões de solda foram feitos nas laterais de cada chapa e equidistante da solda já realizada no centro, com seus respectivos aporte térmicos, totalizando três cordões por chapa (Figura 19).

Figura 19 - Chapa de aço duplex SAF 2205 soldada com aporte térmico de 1 kJ/mm.

Fonte: Fonseca, 2015.

4.3. Ensaio de Corrosão por Polarização Linear

A partir das chapas soldadas foram retirados três corpos de prova para cada condição de aporte térmico. Os corpos de prova foram retirados da seção transversal das chapas e estes apresentavam regiões contendo metal de base (MB), zona termicamente afetada (ZTA) e zona fundida (ZF), conforme apresenta a Figura 20. Para efeito de comparação dos resultados do

ensaio de corrosão na condição diferentes aportes térmicos, outros corpos de prova foram retirados das chapas como recebidas sem a presença do cordão de solda.

Figura 20 - Amostras retiradas da seção transversal das chapas contendo o MB, ZTA, ZF.



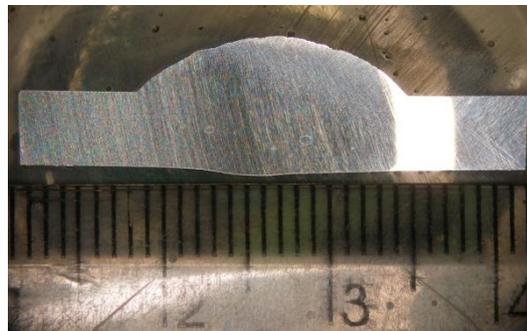
Fonte: Autor, 2015.

Para cada corpo de prova foi realizada a brasagem de um fio de cobre na face oposta ao ensaio de corrosão, com o objetivo de realizar o contato elétrico e conseqüentemente favorecer a montagem da célula de corrosão. Posteriormente, os corpos de prova foram embutidos a frio em uma resina epóxi. Durante o embutimento teve-se o cuidado de evitar a formação de frestas entre a face do corpo de prova a que foi submetida o ensaio de corrosão e a resina, para garantir a confiabilidade do ensaio de corrosão. Para isso, durante o embutimento, os corpos de prova foram colocados em uma câmara e realizado o vácuo para a remoção de bolhas de ar.

Após o embutimento, os corpos de prova foram lixados utilizando lixas de carvão de silício (SiC) de granulometria de 150, 240, 320, 400, 600, 800, 100, 1200, 1500 e 2000 mesh e acabamento especular com pasta de diamante de grãos de 9, 6, 3 e 1 μm no polimento final. Isso foi necessário para garantir uma maior uniformidade durante o ensaio de corrosão e evitar uma corrosão seletiva em uma região da face.

Foram realizadas as medidas das áreas das faces dos corpos de prova, para determinar a densidade de corrente e a taxa de corrosão. Para isso, utilizou-se uma câmera digital acoplada ao microscópio óptico, sendo registradas as imagens da face dos corpos de prova ao lado de uma escala graduada, conforme mostra a Figura 21. Posteriormente, as imagens foram carregadas ao software Image J e foram realizados os cálculos das áreas da seção transversal.

Figura 21 - Microscopia óptica da seção transversal do corpo de prova submetida ao ensaio de corrosão.



Fonte: Autor, 2015.

Os ensaios de corrosão foram realizados no laboratório LamPac localizado no Departamento de Química/UFMG. O equipamento utilizado para o ensaio de corrosão é um potenciostato Autolab com medida de polarização linear ou voltametria cíclica. Na montagem do sistema para o ensaio, foi utilizado um agitador magnético modelo MA085 contendo uma solução de cloreto de sódio em água com uma concentração de 0,42 mol/L (25 g/L), com o objetivo de simular a aplicação aço inoxidável duplex em águas marinhas. O tempo de ensaio de corrosão foi de aproximadamente 20 segundos por amostra. Foi realizado também o controle da concentração de oxigênio (mg/L) dissolvido na solução através de um oxímetro com objetivo de avaliar a influência do oxigênio durante o ensaio de corrosão, uma vez que em regiões profundas do oceano, menor é a concentração de oxigênio dissolvido e maiores as concentrações de oxigênio dissolvido na superfície marinha.

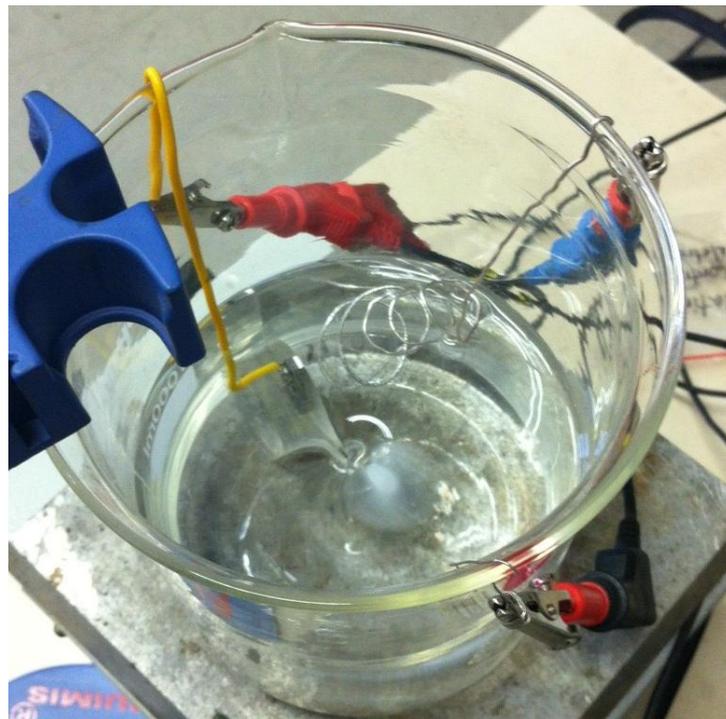
Para o ensaio de corrosão com baixa concentração de oxigênio, a concentração de oxigênio dissolvido na solução foi de aproximadamente 2,3 mg/L a temperatura ambiente ($T = 25^{\circ}\text{C}$).

A remoção do oxigênio foi feita com a injeção de $N_{2(g)}$ na solução. O objetivo da baixa concentração de oxigênio foi simular o ensaio em águas profundas.

Para o ensaio de corrosão com alta concentração de oxigênio, a concentração de oxigênio dissolvido na solução foi de aproximadamente 95 mg/L a temperatura ambiente ($T = 25^{\circ}\text{C}$). A elevada concentração de oxigênio foi realizada com a injeção de oxigênio gasoso na solução. O objetivo da elevada concentração de oxigênio foi simular a interação do material com o meio oxidante.

Para o ensaio de corrosão, além dos corpos de prova (eletrodo de trabalho) foi utilizado um eletrodo de referência (prata) e um contra-eletrodo (fio de platina) utilizado para evitar reações secundárias e estabilizar o sistema. A Figura 22 apresenta a montagem do sistema.

Figura 22 - Montagem do sistema utilizado para o ensaio de corrosão.



Fonte: Autor, 2015.

4.4. Ensaio de Corrosão por Imersão

Foram utilizadas 10 amostras com dimensões $10 \times 10 \times 4 \text{ mm}^3$ do material sem nenhum tratamento prévio. Foi realizado um furo de 2 mm para permitir a fixação na cuba. Os ensaios foram realizados submergindo as amostras em um banho de 50 ml de HCl com concentração de 1,0 mol/L, com o objetivo simular a perda de massa acelerada devido a mecanismos de corrosão.

Nesse ensaio, a concentração de íons cloreto ($[\text{Cl}^-] = 1,0 \text{ mol/L}$) foi superior à concentração em águas marinhas ($[\text{Cl}^-] = 0,42 \text{ mol/L}$), objetivando simular um ambiente extremamente agressivo. Para isso, 9 amostras foram divididas em 3 grupos e imersas na solução durante 72, 128 e 360 horas. Uma amostra foi utilizada para controle, sendo imersa em água destilada.

Todas as amostras tiveram suas faces lixadas com acabamento utilizando lixas com granulometria de 400 mesh. Para garantir o contato total das superfícies com o meio, foi utilizado um fio de nylon (passado pelo orifício central) cujas extremidades, presas nas paredes do recipiente, permitiram a exposição de todas as faces das amostras aos íons cloreto. Para a pesagem, em balança de precisão, todas as amostras foram secadas em estufa a 30°C por 10 minutos, antes e após o ensaio.

4.5. Caracterização Metalográfica

As amostras foram embutidas a quente e preparadas de maneira convencional, utilizando para isso lixas de carbetto de silício (SiC) de granulometria 120, 220, 320, 400, 600 e 1000 mesh e acabamento especular com pasta de diamante de granulometria de 9, 3 e $1 \mu\text{m}$ no polimento final. Foram realizados ataques químicos sobre a superfície polida da seção transversal ao cordão de solda com o reativo Behara I (100 ml de água, 10 g $\text{Na}_2\text{S}_2\text{O}_3$ e 3 g $\text{K}_2\text{S}_2\text{O}_5$) a temperatura ambiente.

As análises metalográficas das fases presentes no aço foram realizadas no metal base (MB), na zona termicamente afetada (ZTA) e na zona fundida (ZF), utilizando o microscópio óptico Fortel do Laboratório de Engenharia de Materiais do CEFET-MG, a fim de identificar e avaliar a microestrutura bifásica do aço duplex 2205 e as alterações no balanceamento das

fases provocadas pela variação do aporte térmico. As amostras foram analisadas e fotografadas por meio de microscopia óptica, com aumento de 200 vezes.

5. RESULTADOS DE DISCUSSÃO

Neste capítulo são apresentados e discutidos os resultados de três ensaios de corrosão e a análise da microestrutura após soldagem, conforme a metodologia proposta.

5.1. Ensaio de Corrosão com Baixa Concentração de Oxigênio

A tabela 7 apresenta os resultados da taxa de corrosão dos corpos de prova para diferentes condições de aporte térmico e para o material como recebido. Os valores dos resultados são apresentados em média para os três corpos de prova ensaiados para cada condição.

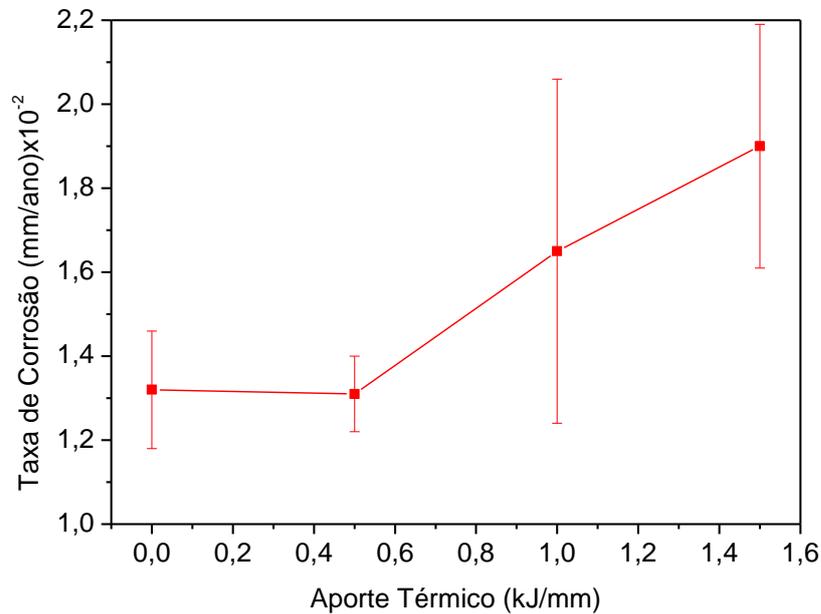
Tabela 7 – Resultados da taxa de corrosão dos corpos de prova para diferentes condições de aporte térmico em um meio com baixa concentração de oxigênio.

| | Corpo de Prova | Taxa de corrosão (mm/ano) $\times 10^{-2}$ | Média (mm/ano) $\times 10^{-2}$ |
|-----------------------------|----------------|---|------------------------------------|
| Aço Duplex SAF 2205 | 1 | 1,541 | |
| | 2 | 1,168 | 1,32 \pm 0,14 |
| | 3 | 1,251 | |
| Aporte térmico: 0,5 (kJ/mm) | 1 | 1,222 | |
| | 2 | 1,27 | 1,31 \pm 0,09 |
| | 3 | 1,464 | |
| Aporte térmico: 1,0 (kJ/mm) | 1 | 1,031 | |
| | 2 | 1,654 | 1,65 \pm 0,41 |
| | 3 | 2,277 | |
| Aporte térmico: 1,5 (kJ/mm) | 1 | 1,612 | |
| | 2 | 1,829 | 1,88 \pm 0,29 |
| | 3 | 2,201 | |

Fonte: Autor, 2015.

A Figura 23 a seguir, apresenta os resultados da taxa de corrosão (mm/ano) em função do aporte do térmico (kJ/mm).

Figura 23 - Taxa de corrosão em função do aporte térmico em um meio com baixa concentração de oxigênio.



Fonte: Autor, 2015.

Pode-se observar de maneira geral a variação da taxa de corrosão com o aumento do aporte térmico a que os materiais foram submetidos durante a soldagem, embora a taxa de corrosão seja insignificante para o aço inoxidável duplex. O mesmo foi observado comparado à taxa de corrosão do material como recebido para o material soldado com o maior aporte térmico.

5.2. Ensaio de Corrosão com Alta Concentração de Oxigênio

A tabela 8 apresenta os resultados da taxa de corrosão dos corpos de prova para diferentes condições de aporte térmico e para o material como recebido. Os valores dos resultados são apresentados em média para os três corpos de prova ensaiados para cada condição.

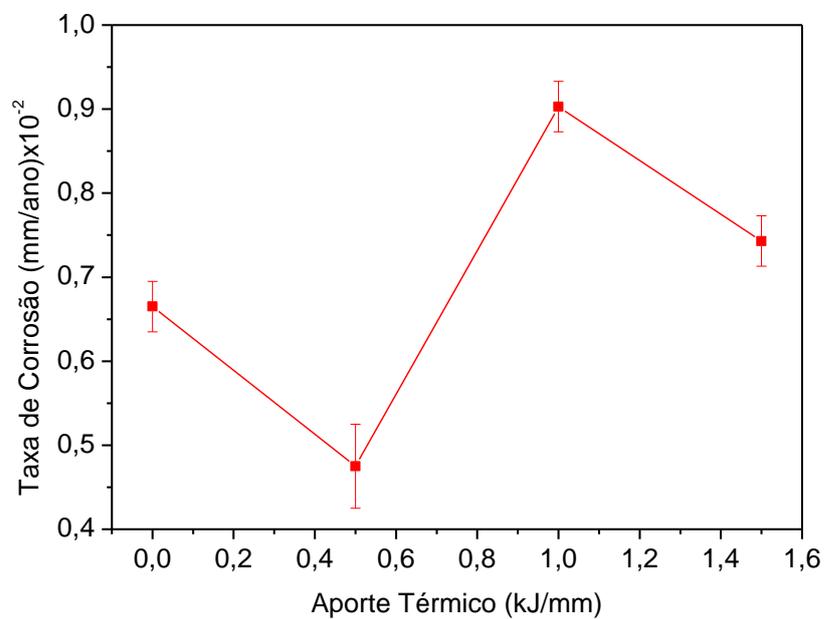
A Figura 24 a seguir, apresenta os resultados da taxa de corrosão (mg/ano) em função do aporte do térmico (kJ/mm).

Tabela 8 – Resultados da taxa de corrosão dos corpos de prova para diferentes condições de aporte térmico com elevada concentração de oxigênio.

| | Corpo de Prova | Taxa de corrosão (mm/ano) $\times 10^{-2}$ | Média (mm/ano) $\times 10^{-2}$ |
|-----------------------------|----------------|---|------------------------------------|
| Aço Duplex SAF 2205 | 1 | 0,726 | 0,665 \pm 0,03 |
| | 2 | 0,625 | |
| | 3 | 0,665 | |
| Aporte térmico: 0,5 (kJ/mm) | 1 | 0,480 | 0,475 \pm 0,005 |
| | 2 | 0,475 | |
| | 3 | 0,346 | |
| Aporte térmico: 1,0 (kJ/mm) | 1 | 0,903 | 0,903 \pm 0,001 |
| | 2 | 0,899 | |
| | 3 | 0,903 | |
| Aporte térmico: 1,5 (kJ/mm) | 1 | 0,743 | 0,743 \pm 0,001 |
| | 2 | 0,768 | |
| | 3 | 0,722 | |

Fonte: Autor, 2015.

Figura 24 - Taxa de corrosão em função do aporte térmico em um meio com alta concentração de oxigênio.



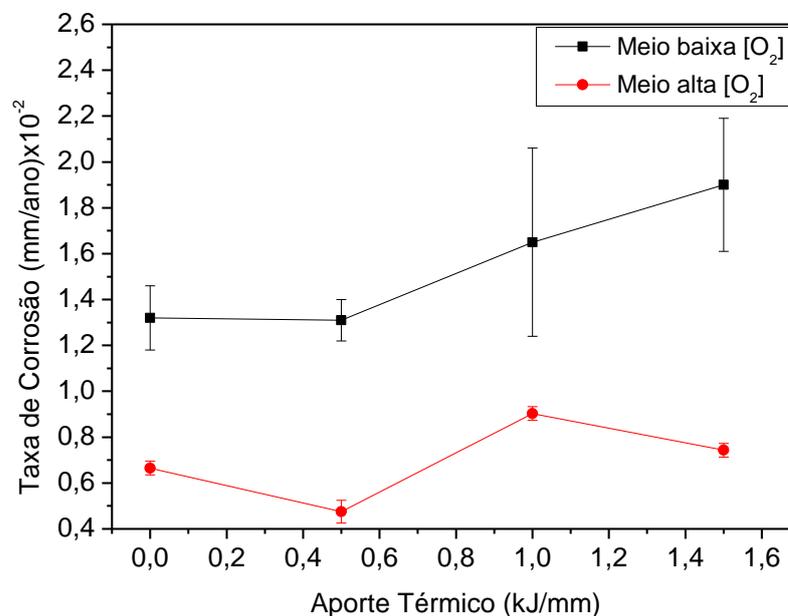
Fonte: Autor, 2015.

Pode-se observar pouca variação da taxa de corrosão com o aumento do aporte térmico a que os materiais foram submetidos durante a soldagem.

5.3. Estudo Comparativo da Taxa de Corrosão para o Meio com Baixa e Alta Concentração de Oxigênio.

Os resultados dos ensaios de corrosão obtidos neste trabalho, tratados em diferentes meios de corrosão com alta concentração de oxigênio (Aerado) e baixa concentração de oxigênio (Não-Aerado) permite uma comparação direta. A Figura 25 apresenta os resultados da taxa de corrosão em função dos meios de corrosão.

Figura 25 - Análise comparativa da taxa de corrosão em função do meio de corrosão.



Fonte: Autor, 2015.

Embora se observe pequena taxa de corrosão para todas as condições de aporte térmico a que os materiais foram submetidos, é interessante notar que os corpos de prova apresentaram uma maior taxa de corrosão quando submetido em um meio não-aerado comparado com os corpos de prova quando submetidos a um ensaio de corrosão em meio aerado.

Uma possível explicação se deve a elevada concentração de oxigênio no meio aerado ([O] = 95 mg/L). O oxigênio dissolvido na solução contribui para estabilização da camada de passivação (Cr₂O₃) inibindo assim a continuidade da corrosão.

A tabela 9 abaixo apresenta os resultados da tensão, corrente e da resistência elétrica medidas durante o ensaio de corrosão nos dois meios de corrosão, para corpos de prova soldados com aporte térmico de 1,0 kJ/mm.

Tabela 9 – Resultados da tensão, corrente e resistência elétrica para corpos de prova soldados com aporte térmico de 1,0 kJ/mm.

| Meio de corrosão | Tensão (V) | Corrente (A) | Resistência (Ω) |
|----------------------------------|------------|-----------------------|--------------------------|
| Meio Não-Aerado ([O] = 2,3 mg/l) | - 0,262 | $7,97 \times 10^{-7}$ | $3,947 \times 10^2$ |
| Meio Aerado ([O] = 95 mg/l) | - 0,175 | $6,98 \times 10^{-7}$ | $8,506 \times 10^2$ |

Fonte: Autor, 2015.

Pode-se observar uma maior resistência elétrica durante o ensaio de corrosão em um meio aerado. Isso possivelmente se deve a camada de passivação (Cr_2O_3) que forma uma barreira, diminuindo assim a condutividade (fluxo de elétrons) e conseqüentemente a taxa de corrosão.

A tabela 10 apresenta os resultados para as maiores taxas de corrosão em meio aerado e não-aerado do presente trabalho em comparação com os resultados da taxa de corrosão de um aço carbono SAE 1020 utilizado para a fabricação de pregos e um aço inoxidável ferrítico (FERNANDES, 2011). Da mesma forma, os resultados obtidos foram simulando o ensaio de corrosão em ambientes marinhos.

Tabela 10 – Resultados da taxa de corrosão para diferentes materiais.

| Condição | Aço Inox Duplex (mm/ano)* | Aço Carbono SAE 1020 (mm/ano)** | Aço Inox Ferrítico (mm/ano)** |
|-------------------------|------------------------------|------------------------------------|----------------------------------|
| Alta [O ₂] | $0,903 \times 10^{-2}$ | 180 | ----- |
| Baixa [O ₂] | $6,82 \times 10^{-2}$ | 100 | 16×10^{-2} |

Fonte: Autor, 2015; Fernandes, 2011.

Em comparação com os resultados obtidos da taxa de corrosão de um aço carbono SAE 1020 com o presente trabalho, observa-se que a taxa de corrosão do primeiro é muito superior. Além disso, a taxa de corrosão foi maior quando o ensaio foi submetido em um meio aerado. Isso porque, a elevada concentração de oxigênio dissolvido acelera a corrosão deste material,

uma vez que a camada de óxido formado na superfície do material (Fe_2O_3) não apresenta a característica de inibir a corrosão.

Já a taxa de corrosão do aço inoxidável ferrítico é relativamente menor quando comparado com a taxa de corrosão do aço carbono SAE 1020. Isso devido à camada protetora (Cr_2O_3) formada na superfície do material inibindo assim a corrosão, conforme dito anteriormente. No entanto, observa-se que a taxa de corrosão do aço inoxidável ferrítico foi superior quando comparada com a do aço inoxidável duplex. Isso porque, este último material apresenta propriedades físico-químicas superiores ao primeiro quando aplicados em ambientes agressivos como é o caso do ambiente marinho.

5.4. Ensaio de Corrosão por Imersão

Os resultados sobre a perda de massa relativa do material como recebido utilizado nos ensaios de corrosão acelerada com HCl $1,0 \text{ mol.L}^{-1}$ são apresentados e comparados na tabela 11.

Tabela 11 - Perda de massa relativa em diferentes tempos de ensaio de corrosão acelerada em HCl 1 mol/L .

| Ensaio (h) | Amostra | m_i (g) | m_f (g) | Δm (g) | $\overline{\Delta m}$ (g) | $S_{\Delta m}$ | $\%p_m$ | $\overline{\%p_m}$ |
|------------|---------|-----------|-----------|----------------|---------------------------|----------------|---------|--------------------|
| 72 | 1 | 3,5420 | 3,5130 | 0,029 | 0,028 | 0,0014 | 0,82 | 0,81 |
| | 2 | 3,4744 | 3,4477 | 0,0267 | | | 0,77 | |
| | 3 | 3,4666 | 3,4373 | 0,0293 | | | 0,85 | |
| 128 | 1 | 3,5434 | 3,4872 | 0,0562 | 0,049 | 0,0061 | 1,59 | 1,42 |
| | 2 | 3,6824 | 3,6330 | 0,0494 | | | 1,34 | |
| | 3 | 3,3007 | 3,2567 | 0,0440 | | | 1,33 | |
| 360 | 1 | 3,3301 | 3,2601 | 0,0700 | 0,077 | 0,0067 | 2,10 | 2,36 |
| | 2 | 3,2171 | 3,1356 | 0,0815 | | | 2,53 | |
| | 3 | 3,3515 | 3,2698 | 0,0817 | | | 2,44 | |
| Controle | ~ | 3,2423 | 3,2423 | 0 | | ~ | 0 | 0 |

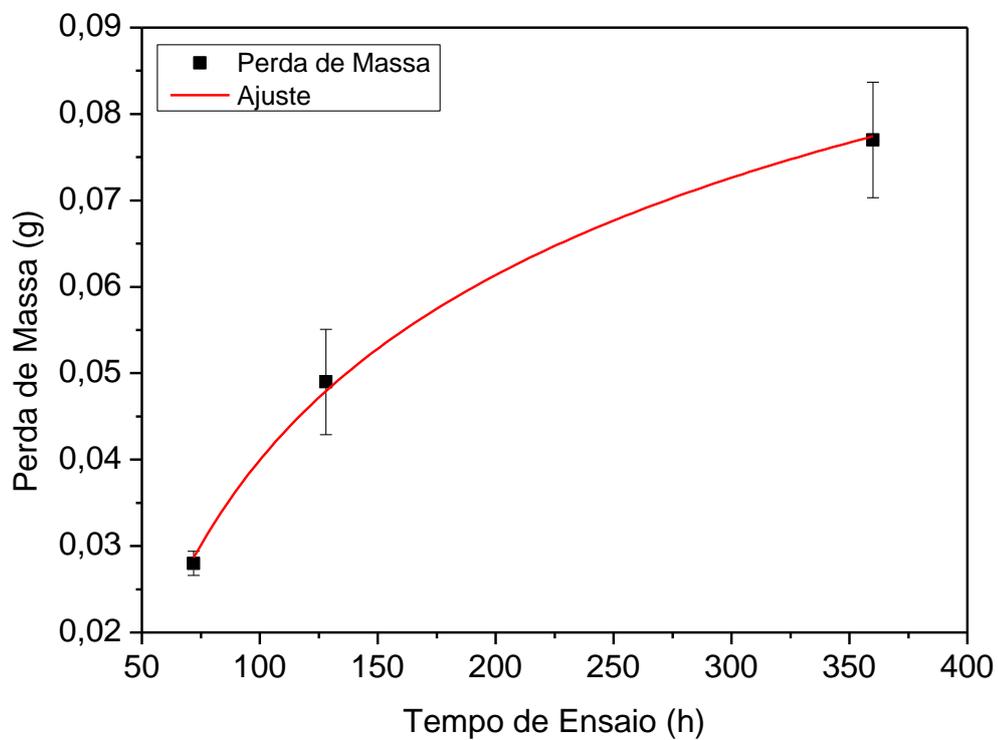
m_i : massa inicial; m_f : massa final; Δm : variação da massa; $\overline{\Delta m}$: média da variação da massa; $S_{\Delta m}$: desvio padrão da variação da massa; $\%p_m$: perda de massa em porcentagem; $\overline{\%p_m}$: média da perda de massa em porcentagem

Fonte: Autor, 2015.

A Figura 26 apresenta os resultados da perda de massa das amostras com o tempo na qual foram submetidas. A equação (6) gerada a partir do ajuste da curva permitir estipular a perda de massa em um ano, que nesse caso foi da ordem de 0,14 g/ano.

$$y = 0,1527 \cdot \ln(-0,2820 \cdot \ln(x)) \quad (6)$$

Figura 26 – Perda de massa (g) em função do tempo (h) de exposição ao ácido clorídrico.



Fonte: Autor, 2015.

5.5. Caracterização Microestrutural

A figura 27 apresenta a microestrutura dos cordões de solda na superfície de cada chapa. As regiões mais claras correspondem à fase austenita e as regiões mais escuras a fase ferrita. A figura 27 (A), (D) e (G) correspondem às microestruturas do metal de base. Nota-se a ferrita e a austenita orientadas em bandas paralelas e alongadas na direção de laminação (FONSECA, 2015).

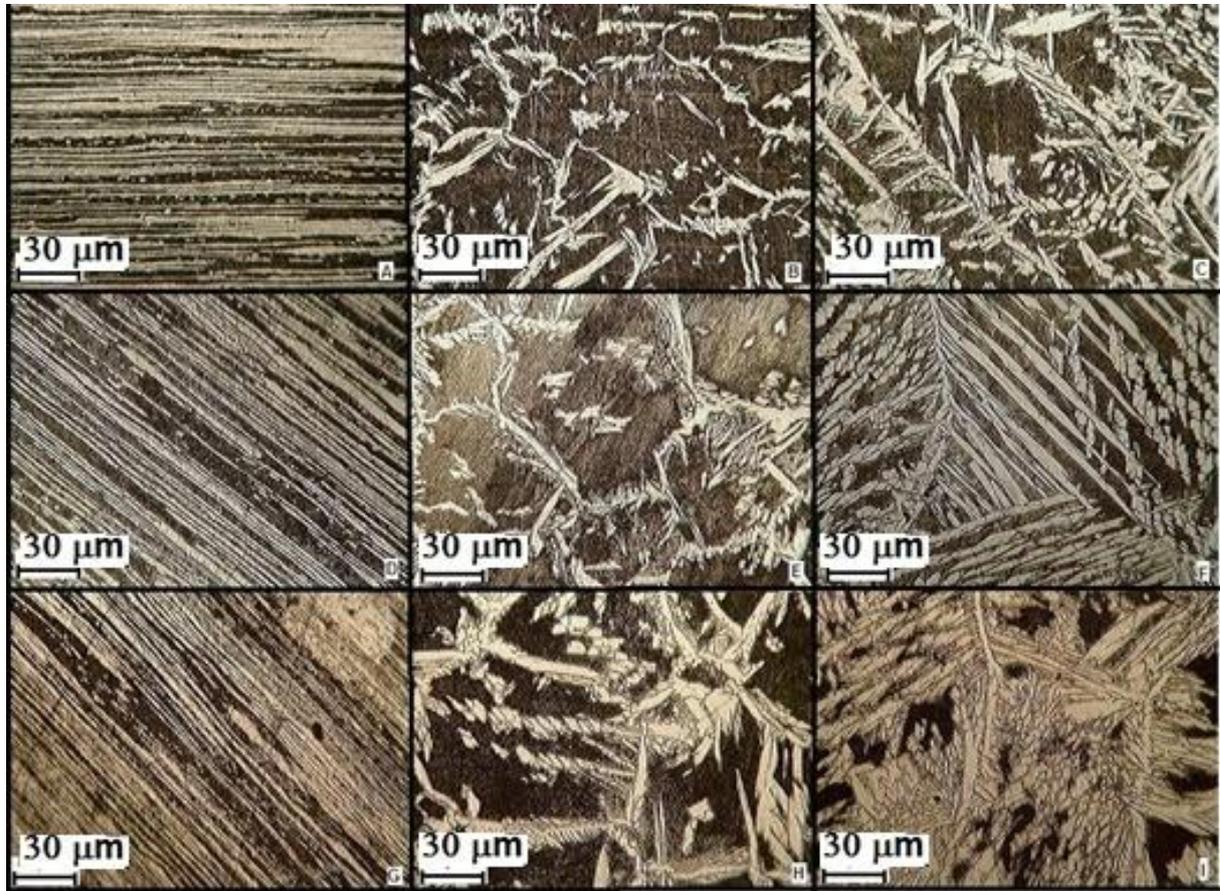
Na Figura 27 (B) e (C) observa-se a microestrutura da zona termicamente afetada (ZTA) e da zona fundida (ZF), respectivamente, para a amostra soldada com o aporte térmico de 0,5 kJ/mm. Na ZTA nota-se uma quantidade de ferrita maior quando comparada ao metal base.

A figura 27 (E) e (F) observa-se a microestrutura da zona termicamente afetada (ZTA) e da zona fundida (ZF) para a amostra soldada com o aporte térmico de 1,0 kJ/mm, respectivamente. Verifica-se tanto na ZTA e na ZF que o tamanho de grão austenítico e ferrítico foi maior comparado à condição de aporte térmico de 0,5 kJ/mm (FONSECA, 2015).

Na figura 27 (H) e (I) observa-se a microestrutura da zona termicamente afetada (ZTA) e da zona fundida (ZF), respectivamente, para a amostra soldada com o aporte térmico de 1,5 kJ/mm. Verifica-se que o tamanho de grão austenítico e ferrítico foi maior comparado à condição de aporte térmico de 1,0 kJ/mm tanto na ZTA quanto na ZF (FONSECA, 2015).

As variações micrográficas nessas regiões evidenciam a forte influência da energia de soldagem usada. Para a zona termicamente afetada (ZTA) e a zona fundida (ZF) verifica-se que quanto maior o aporte térmico utilizado na soldagem, maior é a quantidade de austenita (região clara) e maior o tamanho do grão austenítico e ferrítico. Isso porque com o aumento do aporte térmico, maior é o tempo necessário para o resfriamento da chapa, favorecendo assim a formação da fase austenítica. Segundo Roldão (2010), quando são utilizados aportes térmicos elevados, a velocidade de resfriamento é reduzida, resultando em transformação da ferrita em austenita e um balanço mais favorável entre as fases ferrítica e austenítica. Porém, estes valores elevados do aporte térmico favorecem a formação de grãos mais grosseiros, ZTA mais extensa, e possivelmente a precipitação de fases intermetálicas que são indesejáveis.

Figura 27 - Micrografias: Aporte térmico 0,5 kJ/mm: (A) metal base, (B) ZTA, (C) ZF soldado. Aporte térmico 1,0 kJ/mm: (D) metal base, (E) ZTA, (F) ZF. Aporte térmico 1,5 kJ/mm: (G) metal base, (H) ZTA, (I) ZF. Ataque: Behara I.



Fonte: Fonseca, 2015.

Mesmo com as diferenças microestruturais apresentadas na figura 27, não foram verificadas grandes alterações na taxa de corrosão, tal fato, deve-se a eficiência da camada passiva.

6. CONCLUSÕES

Como conclusões do estudo do comportamento de corrosão e da microestrutura do aço inoxidável duplex SAF 2205 (UNS S31803) quando submetidos ao processo de soldagem GMAW (MIG/MAG) com três diferentes aportes térmicos: 0,5; 1,0 e 1,5 kJ/mm, pode-se verificar experimentalmente que nos ensaios de corrosão submetidos em meio com baixa concentração de oxigênio ([O] = 2,3 mg/L), meio com alta concentração de oxigênio ([O] = 95 mg/L) e imersão, tendo o material como recebido como amostra controle, as seguintes constatações:

- A taxa de corrosão apresentou variação para corpos de prova submetidos ao processo de soldagem com os três diferentes aportes térmicos, embora a taxa de corrosão seja insignificante para o aço inoxidável duplex em todas as condições. O mesmo comportamento foi observado para os corpos de prova como recebidos (sem o cordão de solda).
- A taxa de corrosão foi superior para os corpos de prova quando submetidos aos ensaios de corrosão em um meio com baixa concentração de oxigênio quando comparado aos ensaios de corrosão em um meio com alta concentração de oxigênio.
- A elevada concentração de oxigênio ([O] = 95 mg/L), contribui para a formação da camada passiva (Cr_2O_3) e sua estabilização, inibindo assim a continuidade do processo corrosivo.
- O material apresentou elevada resistência à corrosão quando submetido ao ensaio em solução ácido clorídrico apresentando uma perda de massa de aproximadamente de 0,14 g/ano.

Foi realizada a caracterização metalográfica dos corpos de prova submetidos em diferentes aportes térmicos durante a soldagem. A partir da caracterização microestrutural foram obtidas as seguintes conclusões:

- A taxa de corrosão não apresenta dependência com as variações microestruturais em função dos diferentes aportes térmicos utilizado na soldagem. Uma vez que, quanto maior o aporte térmico, maior foi a quantidade de austenita na ZTA e na ZF, aparentemente não afetando a corrosão.
- Um aporte térmico maior contribui para o aumento do grão na ZTA e na ZF e uma ZTA mais extensa, aparentemente não afetando a corrosão.

Atendendo os objetivos de simular o processo de corrosão em materiais estruturais eventualmente empregados em exploração petrolífera offshore com elevada concentração de oxigênio dissolvido e/ou com elevada concentração de íons cloreto ($[Cl^-] = 1 \text{ mol/L}$) em solução aquosa, se comparado à concentração de íons cloro na água do mar ($[Cl^-] = 0,42 \text{ mol/L}$), conclui-se que o aço SAF 2205 atenderia as especificações técnicas de engenharia para estas aplicações.

REFERÊNCIA BIBLIOGRÁFICA

ALVAREZ-ARMAS, I. Duplex stainless steels: brief history and some recent alloys. **Recent patents on Mechanical Engineering**, v. 1, p. 51-57, 2008.

ARCELORMITTAL INOX BRASIL. Informações técnicas sobre os aços AISI 439 e AISI 444, 2007.

ASM HANDBOOK. **Properties and selection: iron, steel and high performance alloys**, 1987, 654p.

BATISTA, S. R. F. **Resistência à corrosão de aços inoxidáveis duplex fundidos, em ambientes contendo íons cloreto e CO₂**. 2002. 265f. Tese (Doutorado) – Centro de Ciências Exatas e de Tecnologia – Programa de Pós-Graduação em Ciência e Engenharia de Materiais, Universidade Federal de São Carlos, São Carlos.

BORBA, R.M; MAGNABOSCO, R. Alterações microestruturais entre 550°C e 650°C para o aço UNS S31803 (SAF 2205). In: SEMINÁRIO BRASILEIRO DO AÇO INOXIDÁVEL, São Paulo: s.n., 2008. **Anais...**, São Paulo, 2008.

CHARLES, J.; FARIA, R. A. Aços inoxidáveis duplex e aplicações em óleo e gás. In: _____ **Uma revisão incluindo uma nova oferta da AcellorMittal**. v. único, p. 247-254, 2007.

CHEN, T. H.; WENG, K. L.; YANG, J. R. The effect of the high-temperature exposure on the microstructural stability and toughness properties in a 2205 duplex stainless steel. **Materials Science and Engineering A**, v. 338A, p. 259-270, 2002.

CHIAVERINI, V. **Aços resistentes à corrosão: aços e ferros fundidos**, 7 ed. São Paulo: Editora LTC, 2008. 245p.

COLPAERT, H. **Metalografia dos produtos siderúrgicos comuns**, 4 ed. São Paulo: Editora Edgard Blucher, 2008. 615p.

COSTA, F. **Aço inoxidável: um pouco de história**. (2008). Disponível em: < www.pipesystem.com.br >. Acesso em: set. 2014.

DANTAS, S. **Materiais resistentes à corrosão**. (2001). Disponível em: < www.nucleoinox.com > Acesso em: set. 2014.

DAVISON, R. M.; REDMOND, J. D. Practical guide to using duplex stainless steel. **Materials Performance**, p. 57-62, 1990.

DIN EM 1011-1: welding- recommendations for welding of metallic materials. Part 1: general guidance for arc welding. Versão Alemã da EN 1011-1, 2009.

ECKENROD, J. J.; PINNOW, K. E. Effects of chemical composition and thermal history on the properties of alloy 2205 duplex stainless steel. In: _____. **New Developments in Stainless Steel Technology**. Detroit, p. 77-87, 1984.

FARGAS, G.; ANGLADA, M.; MATEO, A. Effect of the annealing temperature on the mechanical properties, formability and corrosion resistance of hot-rolled duplex stainless steel. **Journal of Materials Processing and Technology**, v. 209, p. 1770-1782, 2009.

FERNANDES, A. **Avaliação da corrosão de diferentes materiais metálicos pelo ensaio de polarização linear**. Relatório Técnico. 2011. 186f. Departamento de Química da Universidade Federal de Minas Gerais, Belo Horizonte.

FISCHER, A. **Estudo da influência dos parâmetros no processo de soldagem GMAW: arco pulsado**. 2011. 156f. Tese (Doutorado) Programa de Pós-Graduação em Engenharia de Mecânica da Universidade Federal de Minas Gerais.

FONSECA, C. S. **Influência do aporte térmico sobre a microestrutura e a susceptibilidade a formação de fase sigma no aço inoxidável duplex SAF2205**. 2015. 107f. Dissertação (Mestrado) Programa de Pós-Graduação em Engenharia de Materiais do Centro Federal de Educação Tecnológica de Minas Gerais (CEFET/MG). Belo Horizonte.

GHOSH, S. K.; MONDAL, S. High temperature ageing behavior of a duplex stainless steel. **Materials Characterization**, v. 59, p. 1776-1783, 2008.

GUNN, R. N. **Duplex stainless steels: microstructure, properties and applications**. 2 ed. Ohio: Woodhead Publishing, 1997. 564p.

HUANG, C. S.; SHIH, C. C. Effects of nitrogen and high temperature aging on sigma phase precipitation of duplex stainless steel. **Materials Science and Engineering A**, v. 311 A, p. 28-41, 2001.

JACKSON, E. M. L. E.M.; VISSER, P. E.; CORNISH, L. A. Distinguishing between chi and sigma phases in duplex stainless steels using potentiostatic etching. **Materials Characterization**, v. 31, p. 185-190, 1993.

KOBAYASHI, D. Y. **Efeito da fase sigma na resistência à corrosão por pite de aços inoxidáveis duplex**. 1995. 202f. Tese (Doutorado) Escola Politécnica da Universidade de São Paulo.

KRAUSS, G. **Steels: heat treatment and processing principles**. Colorado, ASM International. 1990. 497p.

LACOMBE, P.; BAROUX, B.; BERANGER, G. **Stainless steels**. Ullis, France, p.1040, 2000.

LEE, K. M.; CHO, H. S.; CHOI, D. C. Effect of isothermal treatment of SAF 2205 duplex stainless steel on migration of δ/γ interface boundary and growth of austenite. **Journal of Alloys and Compounds**, v. 285, p. 156-161, 1999.

MAEHARA, Y.; KOIKE, M.; FUJINO, N.; KINITAKE, T. Precipitation of σ phase in a 25Cr-7Ni-3Mo duplex phase stainless steel. **Transactions of the Iron and Steel Institute Japan**, v. 23, p. 240-246, 1983.

MAGNABOSCO, R. **Influência da microestrutura no comportamento eletroquímico do aço inoxidável UNS S31803 (SAF 2205)**. 2001. 207f. Tese (Doutorado) Escola Politécnica da Universidade de São Paulo.

- MANTEL, M; BAROUX, B; RAGOT, J; CHEMELLE, P. **Mémoires et études scientifiques revue de métallurgie**. v.10, p.637-648, 1990.
- MARQUES, P. V.; MODENESI, P. J.; BRACARENSE, A. Q. **Soldagem: fundamentos e tecnologia**. Belo Horizonte: Ed. UFMG, 2005. 362 p.
- MARTINS, M. **Caracterização microestrutural-mecânica e resistência à corrosão do aço inoxidável super duplex ASTM A890/A890M Grau 6A**. 2006. 241f. Tese (Doutorado), Universidade de São Paulo.
- MARTINS, M.; CASTELETTI, L. C. **Aços inoxidáveis duplex e super duplex: obtenção e caracterização**, p. 1-13, 2002.
- MÉSZÁROS, I.; SZABÓ, P. J. Complex magnetic and microstructure investigation of duplex stainless steel. **NTD&E International**, v. 18, p. 517-521, 2005.
- MODENESI, P. J. **Soldabilidade de algumas ligas metálicas**. Belo Horizonte. 2011. 27p.
- NASCIMENTO, A. M.; MACHADO, J. P. S. E.; SOBRAL, A. V. C.; ABREU, H. F. G. Estudo das transformações de fases do aço inoxidável duplex UNS S31803 quando submetido em altas temperaturas. **Revista Tecnológica**, v. 24, p. 13-22, 2003.
- NILSSON, J. O. Physical metallurgy of duplex stainless steels. In: WORLD CONFERENCE, PROCEEDINGS DUPLEX STAINLESS STEEL, 1997, Maastricht, Holanda, p. 73-82, Oct. 1997.
- NILSSON, J. O. Super duplex stainless steels. **Materials Science and Technology**, v. 8, p. 685-700, 1992.
- RAYNOR, G. V. RIVLIN, V. G. **Phase equilibria in iron ternary alloys**. London: Institute of Metals. 1985 p. 316-32.
- ROLDÃO, A.M.B. **Estudo do efeito do aporte térmico nas propriedades mecânicas e microestruturais do aço inoxidável duplex UNS S 31803 em chapa grossa, soldado pelo processo GMAW**. 2010. Dissertação (Mestrado em Engenharia Mecânica) – Engenharia Mecânica, Universidade Federal de Minas Gerais.
- SAHU, J. K.; KRUPP, U.; GHOSH, R. N.; CHRIST, H. J. Effect of 475°C embrittlement on the mechanical properties of duplex stainless steel. **Materials Science and Engineering A**, v. 508A, p. 1-14, 2009.
- SATHIRACHINDA, N.; PETTERSSON, R.; WESSMAN, S.; KIVISAKK, U. Scanning kelvin probe force microscopy study of chromium nitrides in 2507 super duplex stainless steel – implications and limitations. **Electrochimica Acta**, v. 56, p. 1792-1798, 2011.
- SENATORE, M.; FINZETTO, L.; PEREA, E. Estudo comparativo entre os aços inoxidáveis duplex e os aços inoxidáveis AISI 304L/316L. **Revista Escola de Minas**, v. 60, p. 175-181, 2007.
- SHEK, C. H.; WONG, K. W.; LAI, J. K. L. Review of temperature indicators and the use duplex stainless steel for life assessment. **Materials Science and Engineering A**, v. 19, p. 153-200, 1996.

SIEURIN, H.; SANDSTROM, R. Austenite reformation in the heat-affected zone of duplex stainless steel 2205. **Materials Science and Engineering A**, v. 418A, p. 250-256, 2005.

SIEURIN, H.; SANDSTROM, R. Sigma phase precipitation in duplex stainless steel. **Materials Science and Engineering A**, v. 444A, p. 271-276, 2006.

SILVA, I. H. R.; SILVA, S. N.; SILVA, I. P. P. Levantamento de características físico-químicas do aço duplex 2205 para aplicações na indústria *offshore*. In: CONGRESSO INTERNACIONAL DA ABM, 69. ENCONTRO NACIONAL DE ESTUDANTES DE ENGENHARIA METALÚRGICA, DE MATERIAIS E DE MINAS, 21. 25 de jul. de 2014, São Paulo, SP, Brasil. **Anais...**, São Paulo: ABM, 2014.

SILVA, R., C. R; CARBÓ, H. M. Aços inoxidáveis ferríticos e martensíticos. In: SEMINÁRIO INOX, 2000. Módulo Corrosão, Roças Novas, MG, 2000, . **Anais...** Roças Novas, MG, 2000.

SOLOMON, H. D.; DEVINE, T. M. Duplex stainless steels: a tale of two phases. In: LULA, R. A. (Ed.) Proc. Conf. Duplex Stainless Steels, 1982, **Proceedings...** ed. ASM, Materials Park, OH, USA, 1984. 756p.

TAVARES, S. S. M.; PEDROSA, P. D. S.; TEODÓSIO, J. R.; DA SILVA, M. R.; NETO, J. M.; PAIRIS, S. Magnetic properties of the UNS S39205 duplex stainless steel. **Journal of Alloys and Compounds**, v. 351, pp. 283-288, 2003.

TOTTEN, G. E.; **Steel Heat treatment: metallurgy and technologies**. Sl: Taylor & Francis Ltd., 2007. 523p.

VIANA, A. K. N. **Influência do molibdênio nas propriedades mecânicas e de corrosão dos aços inoxidáveis duplex UNS S31803 e UNS S32304**. 2004. 123f. Dissertação de Mestrado apresentada ao Programa de Pós-Graduação em Engenharia Metalúrgica (COPPE) da Universidade Federal do Rio de Janeiro.

ZUCATO, I.; MOREIRA, M.C.; MACHADO, I. F.; LEBRÃO, S. M. G. Microstructural characterization and the effect of phase transformations on toughness of the UNS S31803 duplex stainless steel aged treated at 850°C. **Materials Research**, v. 5, n. 3, pp. 385-389, 2002.