

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

CAMILA SOARES FONSECA

**INFLUÊNCIA DO APORTE TÉRMICO SOBRE A MICROESTRUTURA E NA
SUSCETIBILIDADE À CORROSÃO EM JUNTAS SOLDADAS DE AÇO DUPLEX
SAF2205**

Belo Horizonte

2013

CAMILA SOARES FONSECA

Influência do aporte térmico sobre a microestrutura e na suscetibilidade a corrosão em juntas soldadas de aço inoxidável duplex SAF2205

Trabalho de Conclusão de Curso apresentado ao Curso de Graduação em Engenharia de Materiais do Centro Federal de Educação Tecnológica de Minas Gerais como requisito para obtenção do título de Bacharel em Engenharia de Materiais.

Orientadora: Prof^ª. Dr^ª. Ivete Peixoto Pinheiro Silva

Coorientador: Prof. Me. Joel Romano Brandão

Belo Horizonte

2013

CAMILA SOARES FONSECA

Influência do aporte térmico sobre a microestrutura e na suscetibilidade à corrosão em juntas soldadas de aço inoxidável duplex SAF2205

Trabalho de Conclusão de Curso apresentado ao Curso de Graduação em Engenharia de Materiais do Centro Federal de Educação Tecnológica de Minas Gerais como requisito para obtenção do título de Bacharel em Engenharia de Materiais.

Aprovado em 11/04/2013.

BANCA EXAMINADORA

Profa. Ivete Peixoto Pinheiro Silva- Orientadora

Prof. Joel Romano Brandão- Coorientador

Prof. Sidney Nicodemos da Silva

Prof. Wanderlei Ferreira Santos

AGRADECIMENTOS

À Prof^a. Dr^a. Ivete Peixoto Pinheiro Silva pela inestimável dedicação, orientação precisa, constante incentivo e dedicação recebidos durante a realização desse trabalho.

Ao professor Joel Romano Brandão pelo apoio, ajuda e colaboração para a realização dos ensaios.

Ao professor Almir Vieira pelo apoio na interpretação dos resultados de difração de raios X.

À professora Elaine Carballo Siqueira pela colaboração para realização desse trabalho.

Ao Reginaldo Barbosa, da Aperam South America, pela disponibilização do material de estudo desse trabalho.

Ao Ronaldo Júnior e Cândido Mendes, da ESAB, pela ajuda na realização dos ensaios e pelo apoio.

Ao Bruno Cordeiro Silva e ao Paulo Renato Paiva do Laboratório de Caracterização e Microscopia de Engenharia de Materiais pela colaboração.

À Jaqueline Cavalieri pela paciência e apoio nas realizações dos ensaios de corrosão.

Ao Departamento de Química Tecnológica do CEFET-MG pela colaboração na preparação das soluções.

RESUMO

Os aços inoxidáveis duplex possuem uma microestrutura austeno-ferrítica com fração média de cada fase de cerca 50%. A microestrutura duplex é responsável por melhorar as propriedades mecânicas e pela elevada resistência à corrosão por pites. A soldagem destes aços é frequentemente uma operação crítica.. O objetivo desse trabalho é analisar a influência do aporte térmico na microestrutura e na resistência à corrosão por pite de juntas soldadas do aço duplex SAF2205, por meio de caracterização química e metalográfica e por meio de ensaios de corrosão conforme a norma ASTM G48, método A. O material analisado consiste em uma chapa de aço duplex 2205, fabricada pela Aperam South America. As chapas foram soldadas pelo processo de soldagem MIG, na ESAB, variando apenas o aporte térmico. Após essa etapa as chapas foram cortadas, preparadas para a análise metalográfica, ensaios de corrosão e análise por microscopia eletrônica de varredura (MEV). As microestruturas do metal base, zona termicamente afetada (ZTA) e metal de solda foram caracterizadas e quantificadas nesse estudo. Foi verificado que quanto maior o aporte térmico menor a quantidade de ferrita e maior o crescimento de grão de austenita na região fundida. Os ensaios de corrosão resultaram em perda desprezível de massa para todas as amostras, confirmando a elevada resistência a corrosão do aço inoxidável duplex SAF2205.

PALAVRAS-CHAVE: aço duplex, corrosão, aporte térmico.

ABSTRACT

The duplex stainless steels have an austenitic-ferritic microstructure with an average fraction of each phase of approximately 50%. This duplex microstructure is responsible for the excellent mechanical properties and for the improved resistance corrosion for pitting. Welding of these steels is often a critical operation. The aim of this paper is to analyze the influence of heat input on microstructure and pitting corrosion resistance of welded joints of duplex steel SAF2205 through metallographic and chemical characterization and through corrosion testing according to ASTM G48, Method A. The analyzed material consists of a duplex steel plate 2205, manufactured by Aperam South America. The plates were welded by MIG welding process, in ESAB, only varying the heat input. After this step the cut sheet form, prepared for metallographic analysis, corrosion testing and analysis by scanning electron microscopy (SEM). The microstructure of the base metal, heat affected zone (HAZ) and weld metal was characterized and quantified. It was considered that the greater the heat input lesser the amount of ferrite and greater grain growth of austenitic. The corrosion tests resulted in insignificant weight loss for all samples, confirming the resistance corrosion of a duplex steel plate SAF2205.

KEYWORDS: duplex steel, corrosion, heat input

LISTA DE FIGURAS

Figura 1- Representação esquemática dos grupos de aços inoxidáveis no diagrama de Schaeffler.....	12
Figura 2 - Seção transversal de uma solda.	19
Figura 3 - (A) Microestrutura típica do aço inoxidável austenítico AISI 316L X400. (B) Microestrutura típica do aço inoxidável duplex SAF2205.....	24
Figura 4 - Difratoograma do aço inoxidável duplex SAF2205	24
Figura 5 - Microestrutura (A) do aço sem laminação, atacado com Behara e (B) do aço laminado, atacado com água régia.....	25
Figura 6 - Diagrama TTT de precipitação de fase sigma no aço duplex SAF2205	26
Figura 7 - Micrografia do metal base, região de solda e zona termicamente afetada	27
Figura 8 - Diagrama esquemático que define as diferentes zonas da junta soldada de acordo com a repartição térmica para um aço inoxidável duplex	28
Figura 9 - Microestrutura do aço SAF 2205 (A) Zona fundida (B) ZTA (C) Metal base.....	28
Figura 10 - Gráfico da fração volumétrica de ferrita em função da energia de soldagem para o aço duplex SAF2205	29
Figura 11 - Micrografias mostrando a extensão da ZTA para a) 1,2 kJ/mm e b) 1,8 kJ/mm. Ataque Behara modificado, aumento 100X.	30
Figura 12 - Diagrama de equilíbrio binário Fe - Cr.....	31
Figura 13 - Curva de polarização anódica de um material passivável.	33
Figura 14 - Chapa de aço inoxidável duplex SAF2205.....	35
Figura 15 - Equipamento para soldagem Raltrec FW1000.	36
Figura 16 - Chapa de aço duplex SAF 2205 soldada com aporte térmico de 1,0 kJ/mm.....	37
Figura 17 - Vista de topo da chapa soldada.....	38
Figura 18 - Dimensões dos corpos de prova.	38
Figura 19 - Amostras do aço duplex SAF 2205 soldadas, armazenadas dentro do dessecador.	39
Figura 20 - Ensaio de corrosão.	40
Figura 21 - Shimadzu, difratômetro de Raio-X XRD-7000.	41
Figura 22 - Shimadzu, Superscan-SSX 550.	42
Figura 23 - Chapa de aço duplex SAF2205, soldada com aporte térmico de 2,5kJ/mm.....	44

Figura 24 - Cordão de solda de acordo com o aporte térmico (A) cordão soldado com 0,5kJ/mm (B) cordão soldado com 1,0kJ/mm (C) cordão soldado com 1,5kJ/mm.	44
Figura 25 - Perda de massa, das amostras soldadas, após o ensaio de corrosão.	45
Figura 26 - Difratoograma raios-X do aço inoxidável duplex SAF2205 conforme recebido. ...	47
Figura 27 - Difratoogramas dos cordões de solda das amostras soldadas com aporte térmico de (A) 0,5 kJ/mm (B) 1,0 kJ/mm e (C) 1,5 kJ/mm.	48
Figura 28 - Micrografias ópticas com aumento de 200 X, com ataque Behara: A) metal base; B) zona fundida e ZTA da amostra soldada com aporte térmico de 0,5kJ/mm; C) zona fundida da amostra soldada com aporte térmico 1,0kJ/mm e D) zona fundida da amostra soldada com aporte térmico 1,5kJ/mm.	50
Figura 29 - Perfil de dureza da ZTA das amostras soldadas com diferentes aportes térmicos.	53

LISTA DE TABELAS

Tabela 1 - Comparação entre as propriedades mecânicas dos aços inoxidáveis de microestrutura duplex com as ligas austeníticas.	21
Tabela 2 - Composição química (% em massa) dos aços inoxidáveis duplex.	21
Tabela 3 - Composições dos aços inoxidáveis duplex.	22
Tabela 4 - Valores de PRE de diferentes aços inoxidáveis	34
Tabela 5 - Parâmetros utilizados na soldagem das chapas	36
Tabela 6- Peso inicial das amostras antes do ensaio de corrosão.	39
Tabela 7 - Composição química do aço SAF2205.	43
Tabela 8 - Variação da massa das amostras após o ensaio de corrosão.	45

SUMÁRIO

1 INTRODUÇÃO	11
2 OBJETIVOS	14
3 CORROSÃO	15
3.1 Classificação da corrosão	15
3.2 Elementos de liga	16
4 SOLDAGEM	18
5 AÇOS DUPLEX	20
5.1 Composição química	22
5.2 Microestrutura	23
5.3 Fase sigma	25
5.4 Soldagem do aço duplex.....	26
5.4.1 Microestrutura do aço duplex	27
5.4.2 Transformações durante a solidificação na poça de fusão	30
5.5 Corrosão em aços duplex.....	32
5.5.1 Corrosão por pite	33
6 MATERIAIS E MÉTODOS	35
6.1 Material.....	35
6.2 Composição química	35
6.3 Processo de soldagem.....	35
6.4 Preparação das amostras	37
6.5 Ensaio de corrosão.....	38
6.6 Difração de Raios X	40
6.7 Análises metalográfica	41
6.8 Análise por microscopia eletrônica de varredura (MEV).....	41
6.9 Ensaio de dureza.....	42
7 RESULTADOS E DISCUSSÕES	43
7.1 Composição Química	43
7.2 Processo de Soldagem	43
7.3 Ensaio de Corrosão	45
7.4 Difração de Raios X	46
7.5 Análises metalográfica	49
7.6 Análise por microscopia eletrônica de varredura (MEV).....	50

7.7 Ensaio de dureza.....	52
8 CONCLUSÃO.....	53
REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS	55

1 INTRODUÇÃO

Os problemas causados pela corrosão são frequentes e ocorrem em materiais em diferentes aplicações. A necessidade de redução de custos e aumento da vida útil dos materiais tem impulsionado as pesquisas neste campo, para melhorar o desempenho, principalmente, sob o aspecto de corrosão (GENTIL,2003).

Os aços inoxidáveis surgiram no começo do século XX, por meio de estudos realizados por metalurgistas franceses. Em 1909 os aços inoxidáveis começaram a serem classificados como Ferrítico, Martensítico e Austenítico (AÇO, 2011).

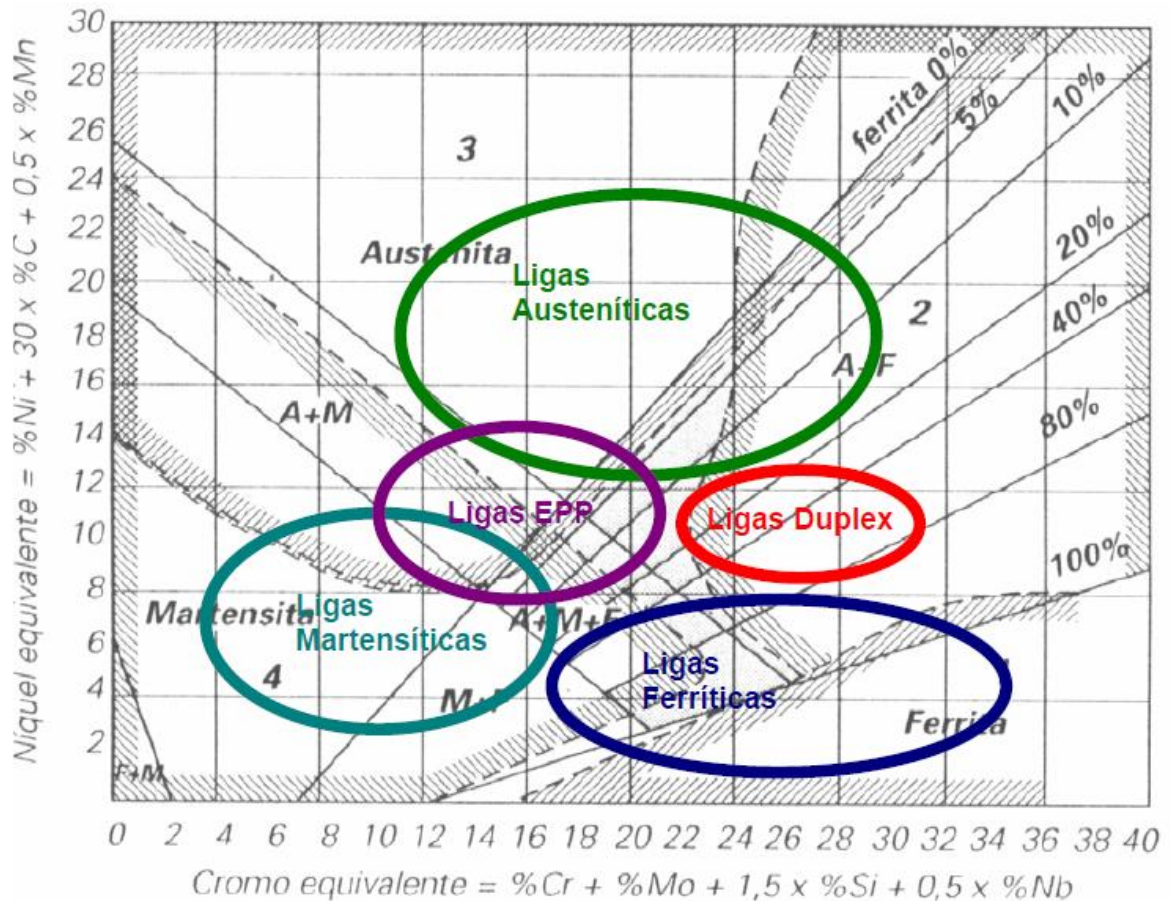
A publicação de estudos sobre aços duplex aconteceu a partir de 1920. Os resultados mostraram que ele possuía uma soldabilidade ruim e que a fase ferrita predominava na estrutura em relação à fase austenita. Devido a estas análises o aço duplex não foi aceito, de imediato, no mercado. Somente quando os problemas com a soldabilidade e com o balanceamento das fases ferrita e austenita foram solucionados é que os aços duplex foram difundidos comercialmente (AÇO, 2011). A escassez de níquel no mercado no final do século XX impulsionou a utilização dos aços duplex. A falta desse elemento de liga favoreceu o desenvolvimento de aços com baixo teor de níquel, com isso os aços inoxidáveis duplex foram se consolidando no mercado como uma alternativa e difundidos como um material versátil para várias aplicações (AÇO, 2011).

O grupo dos duplex que se destaca entre os aços inoxidáveis é o constituído por ligas Fe-Cr-Ni-Mo-N que possuem uma microestrutura na qual a composição de ferrita e austenita, tem frações volumétricas próximas a 50%. Para conseguir esta microestrutura é realizada a solidificação ferrítica do metal líquido na faixa de temperatura de 1440 a 1490°C, seguida pela precipitação de austenita, no estado sólido (1200°C), por nucleação e crescimento (SOLOMON; DEVINE,1982).

Para aplicações em que os materiais precisam de melhores propriedades mecânicas e elevados valores de resistência à corrosão os aços inoxidáveis são os mais utilizados. Pode-se dividir esse grupo de ligas quanto a sua microestrutura em cinco subgrupos: aços inoxidáveis ferríticos, austeníticos, martensíticos, endurecíveis por precipitação e duplex. Na Figura 1 é

possível observar a representação esquemática das classes de aços inoxidáveis no diagrama de Schaeffler (FEDELE; BRANDI; LEBRÃO, 1999).

Figura 1- Representação esquemática dos grupos de aços inoxidáveis no diagrama de Schaeffler.



Fonte: Fedele; Brandi; Lebrão, 1999.

Os aços duplex começaram a serem utilizadas na indústria petrolífera por volta de 1970, devido à sua alta resistência a corrosão e boas propriedades mecânicas, o que possibilita construções mais leves. Em aplicações petrolíferas nas quais o aço fica imerso na água do mar, a corrosão pode ocorrer na parte interna e externa da estrutura feita de aço. Na parte externa a corrosão é causada devido ao contato com cloreto de sódio presente na água marítima, embora existam outros minerais solúveis, os cloretos são os mais significantes. A água do mar em virtude da presença acentuada de sais é um eletrólito por excelência, sendo assim é necessário que o aço tenha uma boa resistência à corrosão. Na parte interna o aço fica em contato com o petróleo, este tem várias impurezas em sua composição como, por exemplo, compostos orgânicos sulfurados, nitrogenados, oxigenados, água, sais minerais e areia, o que eleva seu grau de corrosividade (AÇO, 2011).

Em muitas aplicações feitas de aços duplex é utilizado o processo de soldagem. Para que esse processo não altere as propriedades do material são necessários alguns cuidados. Esse trabalho foi realizado por meio do processo de soldagem MIG em Aço duplex SAF2205. Os resultados desse trabalho mostraram que o aporte térmico influencia a microestrutura da zona fundida do material, resultando em crescimento do grão de austenita quanto maior o aporte térmico utilizado. Além disso, foi possível observar a elevada resistência à corrosão por pite do aço duplex inoxidável SAF 2205, devido a pouca variação de massa após o ensaio de corrosão

2 OBJETIVOS

Analisar a influência da variação do aporte térmico usado durante a soldagem sobre a microestrutura da zona fundida, da zona termicamente afetada (ZTA) e do metal base por meio de análise metalográfica das juntas soldadas.

Analisar a relação da variação do aporte térmico usado durante a soldagem com a resistência à corrosão por pite de juntas soldadas.

Caracterizar as fases presentes no aço inoxidável duplex SAF 2205, como recebido, e da zona fundida após a soldagem por meio da difração de raios X.

Traçar o perfil de microdureza em função do aporte térmico utilizado na soldagem.

3 CORROSÃO

Gentil (2003) define a corrosão como uma deterioração de um material, normalmente metálico, por ação química ou eletroquímica deste com o meio ambiente, com ou sem aplicação de esforços mecânicos.

3.1 Classificação da corrosão

A corrosão pode causar vários danos para os metais. Os aços comuns reagem com o meio ambiente, formando uma camada superficial de óxido de ferro. Essa camada é extremamente porosa e permite a contínua oxidação do aço, produzindo a corrosão. Nos aços inoxidáveis existe uma camada passiva extremamente fina, contínua, estável e resistente, formada sobre a superfície do aço, que o protege contra a corrosão. Existem diferentes tipos de corrosão, tais como (TIPOS, 2011):

- **Corrosão Geral:** esse tipo de corrosão ocorre em toda a superfície resultando em perda de espessura de forma uniforme. Para aumentar a resistência à corrosão geral podem-se usar elementos de liga como Cr (cromo), Ni (níquel) e Mo (molibdênio), além da adição de Cu (cobre).
- **Corrosão em Frestas:** nessa corrosão ocorre um ataque localizado em cavidades, frestas e outros espaços onde se acumula um agente corrosivo. Para aumentar a resistência a esse tipo de corrosão pode-se adicionar Cr, Mo e N (nitrogênio) ao aço.
- **Corrosão Localizada / Pite / Alveolar:** esse tipo de corrosão ocasiona um ataque localizado em uma área limitada, que resulta em uma perfuração no local, enquanto as regiões vizinhas permanecem inatacadas. É comum ocorrer esse tipo de corrosão em peças metálicas imersas em água do mar. Para aumentar a resistência à corrosão localizada podem-se usar elementos de liga como o Cr, Mo e N.
- **Corrosão sob Tensão Fraturante:** ocorre devido a três fatores: tensões residuais no material, meio contendo cloretos e temperaturas acima de 60°C. Nesse tipo de corrosão ocorre a presença de trincas radiais que se propagam com rapidez. Para aumentar a resistência a essa corrosão utiliza-se materiais com alto teor de Ni, como é o caso dos aços inoxidáveis duplex.
- **Corrosão Intergranular / Intercristalina:** essa corrosão ocorre devido à precipitação de carbonetos de cromo, principalmente, na superfície do contorno de grão. A corrosão intergranular pode aumentar sem ser notada. Para evitar esse tipo de corrosão é indicado o uso

de ligas que possuam baixos teores de C (abaixo de 0,035%) ou ainda a utilização de materiais estabilizados ao Ti (titânio), Nb (nióbio) ou Ta (tântalo).

- **Corrosão Galvânica:** essa corrosão acontece quando ocorre encontro de dois metais que possuem diferentes potenciais eletroquímicos e imersos em um eletrólito. Devido a isso o contato desses metais deve ser evitado.

- **Corrosão Erosão:** esse tipo de corrosão ocorre quando o metal é submetido a um meio corrosivo e um processo de desgaste mecânico. Nesse caso, a película passiva está sujeita tanto ao efeito corrosivo quanto ao abrasivo. Os aços inoxidáveis duplex possuem uma resistência alta a esse tipo de corrosão.

3.2 Elementos de liga

A resistência à corrosão dos aços é influenciada pelos elementos de liga presentes nos mesmos. A presença de cada elemento de liga no aço influencia de forma diferente essa resistência, tais como (INFLUÊNCIA, 2011):

- **Níquel (Ni):** a presença de níquel nos aços favorece a resistência à corrosão já que ele estabiliza a austenita à temperatura ambiente. Além disso, ele promove a regeneração da camada passiva.

- **Cromo (Cr):** é um elemento importante para a formação da camada passiva. O aumento do teor de cromo no aço está diretamente relacionado ao aumento de sua resistência à corrosão. É ele que promove a formação e manutenção da camada passiva.

- **Carbono (C):** é um elemento que reduz a resistência à corrosão dos aços devido à sua reação com o cromo. Quando os teores de carbono presentes no aço são, aproximadamente, 0,03% aumentam a resistência à corrosão dos aços inoxidáveis.

- **Molibdênio (Mo):** a presença desse elemento de liga no aço promove uma maior resistência, principalmente, à corrosão por fresta e por pite. A estabilização da camada passiva na presença de cloretos é favorecida pela reação do molibdênio com o cromo.

- **Manganês (Mn):** Esse elemento, em pequenas quantidades, promove aos aços os mesmos efeitos que a presença de níquel promove, porém, não é uma troca prática.

- **Titânio (Ti), Nióbio (Nb) e Tântalo (Ta):** esses elementos aumentam a resistência à corrosão intergranular por apresentarem afinidade com o carbono, o que evita a formação e precipitação de carbonetos de cromo.

- **Nitrogênio (N):** aumenta a resistência à corrosão por pite nos aços austeníticos. Já nos aços ferríticos, o nitrogênio prejudica as propriedades mecânicas.

- **Cobre (Cu):** a presença desse elemento aumenta a resistência à corrosão nos aços em ambientes que possuam ácido fosfórico ou sulfúrico.
- **Alumínio (Al):** esse elemento favorece a resistência dos aços à oxidação em altas temperaturas.

4 SOLDAGEM

A soldagem é denominada como uma operação que visa obter a coalescência localizada, no qual o material é aquecido até uma temperatura adequada, com ou sem a aplicação de pressão e de metal de adição (WELDING HANDBOOK, 2004).

No processo de soldagem GMAW - Gas Metal Arc Welding ocorre a união de peças por meio do aquecimento destas com um arco elétrico estabelecido entre um eletrodo metálico nu, consumível, e a peça (MARQUES, 2002). Quando o processo de soldagem é realizado utilizando um gás inerte, é denominado processo MIG (Metal Inert Gas). Caso o gás de proteção seja um gás ativo, é denominado processo MAG (*Metal Active Gás*).

A maioria dos processos de soldagem por fusão utiliza uma fonte de calor intensa e localizada e, devido a esse fator, podem ocorrer alterações de microestrutura e de composição química, aparecimento de um elevado nível de tensões residuais, degradação de propriedade e a formação de descontinuidades (MARQUES, 2002).

Uma das maneiras mais utilizadas para controlar o tamanho de grão, além de utilizar estabilizadores, como o Ti e o Nb, por exemplo, é através da energia de soldagem. Quanto menor o seu valor, menor é o tamanho de grão resultante. É recomendável soldar com uma menor energia de soldagem possível para obtenção de grãos menores e uma ZTA com tamanho de grão próxima a do metal base. A quantidade de calor adicionada a um material, por unidade de comprimento linear, é denominada energia de soldagem ou aporte térmico ou aporte de calor, em que a unidade usual é em kJ/mm (OLIVEIRA; FARIA, 2000).

Pode ser considerado para a soldagem a arco, o arco como a única fonte de calor definida por sua energia de soldagem, conforme mostrado na Equação 1 abaixo:

$$E = \frac{\eta \cdot V \cdot I}{v} \quad (1)$$

onde: E = energia de soldagem em J/cm;

η = eficiência térmica ou rendimento do processo;

V = tensão no arco, em V;

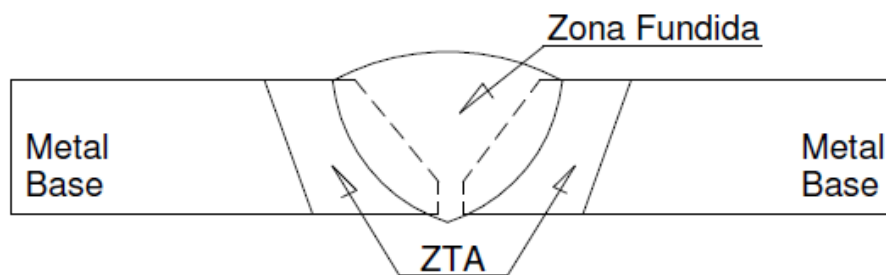
I = corrente de soldagem, em A;

v = velocidade de soldagem, em cm/s.

No processo de soldagem GMAW praticamente não há formação de escória como nos processos com eletrodo revestido e arco submerso. Além disso, o GMAW possui alta eficiência e taxa de deposição. No entanto, nesse processo há necessidade de proteção contra ventos, onde correntes de ar são consideráveis, apresenta dificuldade de realização de soldas em lugares estreitos, exige um conjunto de equipamentos complexos e é um processo relativamente de maior investimento e custo operacional (MARQUES, 2002).

A região da solda, após ser solidificada, é constituída de três regiões: zona fundida (ZF), zona termicamente afetada (ZTA) e metal base (MB) (WELDING HANDBOOK, 2004). Na Figura 2 é possível observar essas regiões.

Figura 2 - Seção transversal de uma solda.



Fonte: Welding Handbook , 2004.

Na ZF o material funde-se e solidifica-se durante o processo de soldagem. Nesta região as temperaturas são mais elevadas que à temperatura de fusão do metal e a composição química depende da intensidade das interações entre o metal base e o metal de adição, das composições químicas do metal base e de adição (MARQUES,2002).

A ZTA é a zona termicamente afetada, é a região não fundida do metal base que tem sua microestrutura e/ou propriedades modificadas pelo ciclo térmico de soldagem. Nessa região, ocorre o rápido aquecimento localizado que provoca variações na microestrutura de acordo com o tipo de material analisado, da temperatura local e das taxas de aquecimento e de resfriamento localizados. Um exemplo dessa variação, é a alteração do crescimento de grão ao longo da ZTA. A região localizada mais longe do cordão de solda é a do metal base, geralmente ela não é afetada pelo processo de soldagem (OLIVEIRA; FARIA, 2000).

5 AÇOS DUPLEX

Aço inoxidável duplex é uma classe de materiais com microestrutura bifásica, com frações volumétricas, aproximadamente, iguais da fase ferrítica e da austenítica ((NILSSON, 1992). Os aços inoxidáveis duplex foram descobertos, no século XX, quando se analisava a influência da fase ferrítica nos aços inoxidáveis austeníticos.

Aproximadamente em 1940, ocorreu a introdução do cobre e do molibdênio nos aços inoxidáveis duplex, o que permitiu o endurecimento por precipitação dos mesmos. Verificou-se que a resistência mecânica desses aços era mais elevada que a dos aços inoxidáveis austeníticos.

A microestrutura dos aços inoxidáveis duplex é obtida aumentando os teores de cromo e molibdênio em relação aos teores desses elementos de liga nos aços austeníticos e aumentando, também, a quantidade de nitrogênio no aço. O efeito proporcionado pelo aumento dos teores desses três elementos é a elevação da resistência à corrosão, enquanto que o nitrogênio proporciona, como soluto intersticial, melhores propriedades mecânicas (SILVA; MEI, 2010). Os elevados valores de alongamento da austenita e o elevado limite de escoamento da ferrita nos aços inoxidáveis duplex possibilitam excelentes propriedades mecânicas para os mesmos. Esses aços possuem elevado limite de escoamento, aproximadamente duas vezes o valor dos aços inoxidáveis austeníticos. Quando utilizados em plataformas de exploração de petróleo, essa característica dos aços inoxidáveis duplex possibilita redução da parede de vasos e trocadores, conseqüentemente redução do peso e dos custos da fabricação da plataforma (SILVA; MEI, 2010). As propriedades mecânicas dos aços inoxidáveis duplex estão relacionadas com as características da fase austenítica e da fase ferrítica, por isso o balanceamento entre as frações volumétricas deve estar próximo de 50% para cada uma das fases, a fim de se maximizar as propriedades mecânicas (NILSSON, 1992).

A Tabela 1 faz uma comparação entre as propriedades mecânicas dos aços inoxidáveis duplex e dos aços inoxidáveis austeníticos.

Tabela 1 - Comparação entre as propriedades mecânicas dos aços inoxidáveis de microestrutura duplex com as ligas austeníticas.

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

Fonte: Nilsson, 1997.

O aço inoxidável duplex SAF 2205 (ou UNS S31803) possui uma composição com, aproximadamente, de 40 a 45 % de ferrita e 55 a 60 % de austenita. Essa composição é conseguida após uma solubilização entre 1000 a 1200 °C e um resfriamento brusco (NILSSON, 1992). Estudos mostram que a formação da estrutura duplex, com o balanceamento das fases ferrita-austenita, ocorre após solubilização a 1100 °C e resfriamento rápido. Devido a isso, é necessário escolher de forma adequada a composição e a execução de tratamento de solubilização seguido de resfriamento rápido, pois esses resultarão no desenvolvimento de estruturas duplex ferrita-austenita com diferentes balanços volumétricos das fases. Uma característica do aço duplex SAF 2205 é a de precipitar fases intermetálicas (fase sigma como principal) em temperaturas acima de 600°C em tempos inferiores ao do aço UNS S32304 (MAGNABOSBO, 2008). Na Tabela 2 é possível analisar a composição química de diferentes aços duplex.

Tabela 2 - Composição química (% em massa) dos aços inoxidáveis duplex.

Material	Cr	Ni	Mo	Mn	N	C	Si	Cu	Fe
S32304	23	4,5	-	1,0	0,10	0,030	0,5	-	Balanço
S31803	22,48	5,74	3,2	1,42	0,162	0,018	0,35	0,15	Balanço
S32550	25	7,0	4,0	1,2	0,25	0,030	0,80	-	Balanço

Fonte: Magnabosbo, 2008.

5.1 Composição química

No ajuste da composição química deve-se ter cuidado com o ajuste do teor de nitrogênio, para que seja possível obter a microestrutura desejada no tratamento térmico de solubilização (SILVA; MEI, 2010). Cada elemento de liga presente no aço confere melhores propriedades para os mesmos. O cromo, o molibdênio e o nitrogênio possibilitam a aumento da resistência à corrosão por pites. O cromo e o molibdênio são ferritizantes, concentrando-se na ferrita. O nitrogênio é austenitizante, concentra-se na austenita, e atualmente estão presentes em altos teores nos aços inoxidáveis duplex (entre 0,2 e 0,32 %). A presença do nitrogênio possibilita à austenita uma resistência à corrosão por pites próxima à da ferrita, porém não pode estar em excesso já que resultaria em um aumento da austenita, comprometendo a resistência mecânica. Os aços inoxidáveis duplex com teores elevados de cromo, molibdênio e nitrogênio são chamados de “superduplex” (AÇO, 2011). Os aços inoxidáveis duplex básicos como, por exemplo, o 2304 apresentam baixo ou nenhum teor de molibdênio e as alterações realizadas na sua composição visam apenas o aumento da resistência à corrosão sob tensão e a melhora das propriedades mecânicas dos aços. Os aços inoxidáveis duplex que são considerados da primeira geração como, por exemplo, o AISI 329, eram produzidos, inicialmente, sem adição definida de nitrogênio. Já os aços considerados pertencerem à segunda geração, apresentam os teores de nitrogênio definidos. Um dos aços duplex mais aplicado é o 2205, ele corresponde a, aproximadamente, 80% da produção de aços duplex no mundo. A Tabela 3 mostra as composições típicas (%) dos aços inoxidáveis duplex mais comuns (SILVA; MEI, 2010).

Tabela 3 - Composições dos aços inoxidáveis duplex.

Nome comum	UNS	C Max	Cr	Ni	Mo	N	Outros
AISI329	S32900	0,08	23-28	2,5-5,0	1-2	/	
3RE60	S31500	0,03	18-19	4,3-5,2	2,5-3	0,05-0,1	
2304	S32304	0,03	21,5-24,5	3-5,5	0,05-0,6	0,05-0,2	
2205	S31803	0,03	21-23	4,5-6,5	2,5-3,5	0,1-0,22	
F55	S32760	0,03	24-26	6-8	3-4	0,2-0,3	Cu=0,7 W=0,7
2507	S32750	0,03	24-26	6-8	3-5	0,2-0,3	Cu=0,5

Fonte: Silva; Mei, 2010.

Os aços inoxidáveis duplex são, normalmente, separados em três grupos, com relação à composição química:

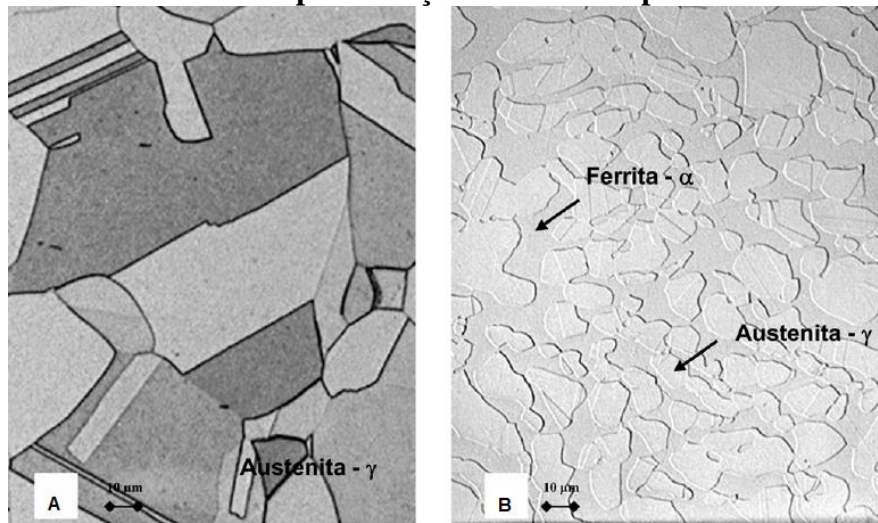
- **Aços inoxidáveis duplex de baixa liga:** possuem baixo teor de elementos de liga, resultando em materiais econômicos. Eles não possuem molibdênio e podem substituir aços inoxidáveis austeníticos como TP304L/316L.
- **Aços inoxidáveis duplex de média liga:** nesse grupo encontram-se os duplex mais utilizados. A qualidade típica é o UNS S31803 (SAF 2205). Apresentam resistência à corrosão intermediária entre os austeníticos comuns e aços inoxidáveis superausteníticos com 5 e 6% de molibdênio.
- **Aços inoxidáveis duplex de alta liga:** também conhecidos como superduplex. O UNS S32750 (SAF 2507) possui alta resistência à corrosão comparável aos superausteníticos que possui entre 5 e 6% de molibdênio.

5.2 Microestrutura

A microestrutura dos aços duplex é obtida através do balanceamento dos elementos de liga e da realização de tratamento termomecânico. O primeiro é realizado para controlar os teores dos elementos estabilizadores de austenita, como o carbono, níquel, nitrogênio e os estabilizadores da ferrita, como o molibdênio e o silício. Já o tratamento termomecânico é realizado em temperaturas, aproximadamente, entre 1000 e 1250°C, resultando em uma estrutura lamelar com grãos alongados na direção de laminação e composta por uma matriz ferrítica com ilhas de austenita, com frações volumétricas, aproximadamente, iguais da fase ferrítica e da austenítica. A figura 3 mostra uma microestrutura do aço inoxidável austenítico AISI 316L no qual não existe o equilíbrio de fases e a microestrutura do aço inoxidável duplex ferrítico-austenítico SAF2205, que consiste em frações aproximadamente iguais dessas duas fases (SENATORE; FINZETTO; PEREA, 2010).

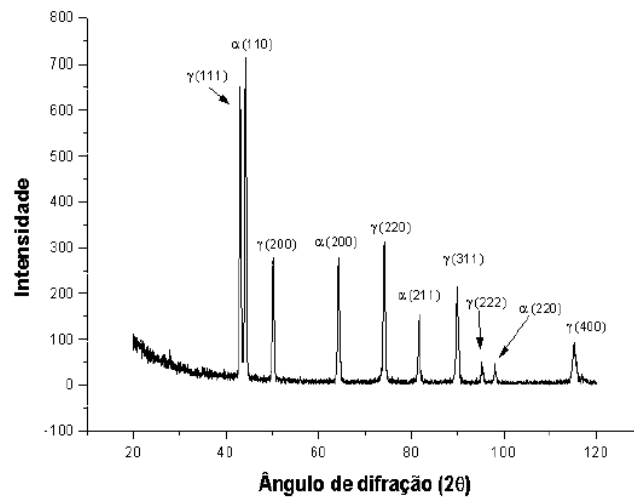
Na figura 4, através da análise da difração de raios X do aço inoxidável duplex SAF2205, pode-se observar as fases presentes no aço e os planos de difração. Nota-se que existem no material apenas ferrita e austenita, conforme observado na microestrutura do aço inoxidável duplex SAF2205 (Figura 3).

Figura 3 - (A) Microestrutura típica do aço inoxidável austenítico AISI 316L X400. (B) Microestrutura típica do aço inoxidável duplex SAF2205.



Fonte: Senatore, Finzetto e Perea, 2010.

Figura 4 - Difratoograma do aço inoxidável duplex SAF2205

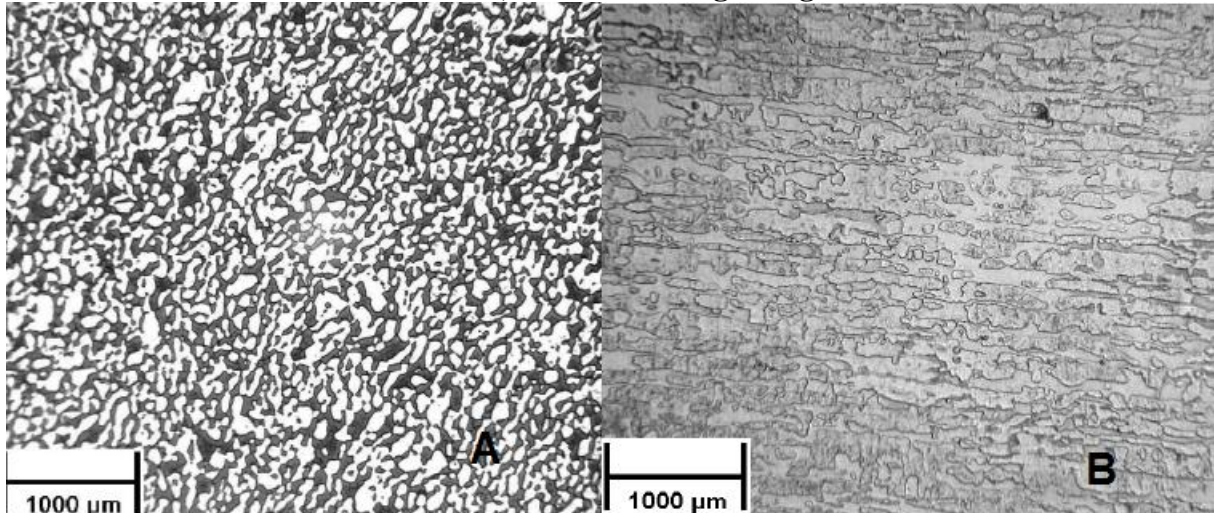


Fonte: Abreu; Menezes; Ribeiro; Miranda, 2005.

De acordo com Gusmão, Azambuja e Santos (2011) quando as amostras de aço inoxidável super duplex são atacadas quimicamente com Água Régia e Behara para a visualização da microestrutura através de microscópio óptico, observa-se que as fases austenita e ferrita, mais clara e mais escura, respectivamente, são mais facilmente observadas sob ataque do reagente Behara. A Figura 5 mostra a micrografia obtida através do ataque químico realizado por Gusmão, Azambuja e Santos de uma amostra de aço duplex que foi laminada e outra sem

passar pelo processo de laminação. Pode-se observar que os grãos da amostra que foi laminada estão alongados.

Figura 5 - Microestrutura (A) do aço sem laminação, atacado com Behara e (B) do aço laminado, atacado com água régia.



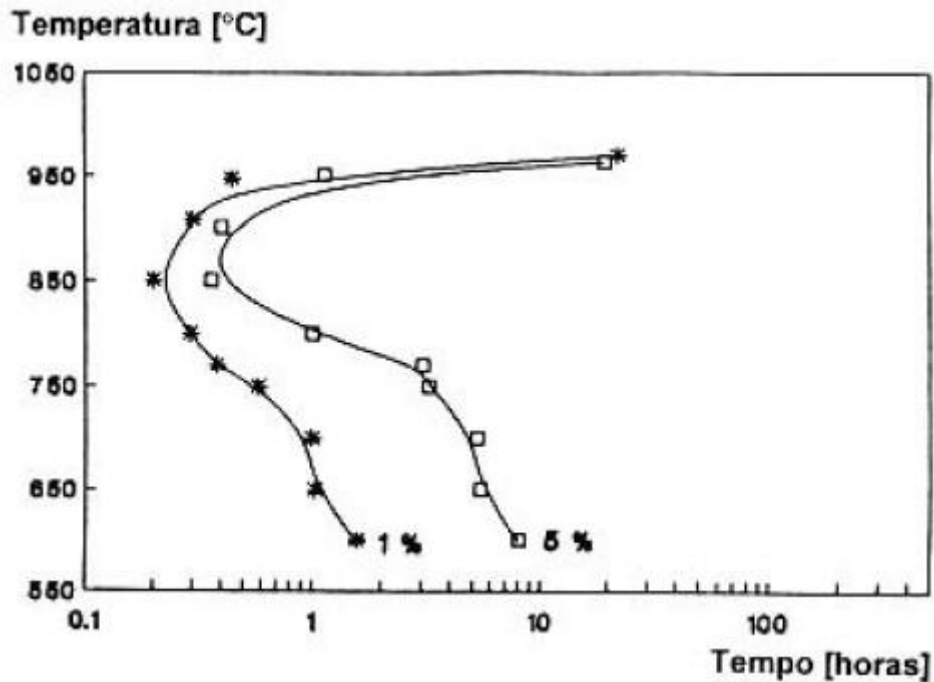
Fonte: Gusmão; Azambuja; Santos, 2011.

5.3 Fase sigma

Em 1927, em um estudo com ligas Fe-Cr-Ni, foi detectado a presença de uma fase muito frágil que foi denominada “constituente B”. Depois de alguns anos, em 1936 esse composto foi renomeado como fase sigma (σ). A fase sigma apresenta certa ordem estrutural, na qual os átomos de determinados componentes preferem lugares cristalográficos específicos. Esse fato justifica a sua elevada dureza e a fragilidade na temperatura ambiente, pela dificuldade de gerar discordâncias móveis. A fase sigma é extremamente deletéria para as propriedades mecânicas e corrosão. A precipitação da fase sigma influencia na resistência à corrosão dos aços inoxidáveis duplex, podendo aumentar a velocidade de corrosão do aço em até oito vezes. A fase sigma é constituída de ferro, cromo e molibdênio, logo o aumento do teor desses elementos favorece a formação dessa fase. A influência da fase sigma na resistência a corrosão dos aços inoxidáveis duplex está relacionada ao empobrecimento de cromo na ferrita, pois precipitados intermetálicos ricos em cromo e molibdênio criam em regiões próximas a eles zonas empobrecidas nesses elementos. O intervalo de temperatura em que ocorre a precipitação de fase sigma é dependente da composição química da liga. Essa faixa de temperatura, normalmente, fica entre 600 e 1000 °C. Nos aços inoxidáveis duplex a ferrita é termodinamicamente metaestável nesse intervalo e possui teores altos de elementos (cromo

e molibdênio) formadores de fase sigma. Portanto, a precipitação da fase sigma ocorre principalmente pela decomposição da ferrita. A decomposição da ferrita pode ocorrer por meio de uma reação eutetóide, resultando em fase sigma e austenita. Na figura 6 é possível analisar o diagrama TTT de precipitação de fase sigma do aço inoxidável duplex SAF2205 (RAMIREZ LONDOÑO, 1997).

Figura 6 - Diagrama TTT de precipitação de fase sigma no aço duplex SAF2205



Fonte: Ramirez Londoño, 1997.

5.4 Soldagem do aço duplex

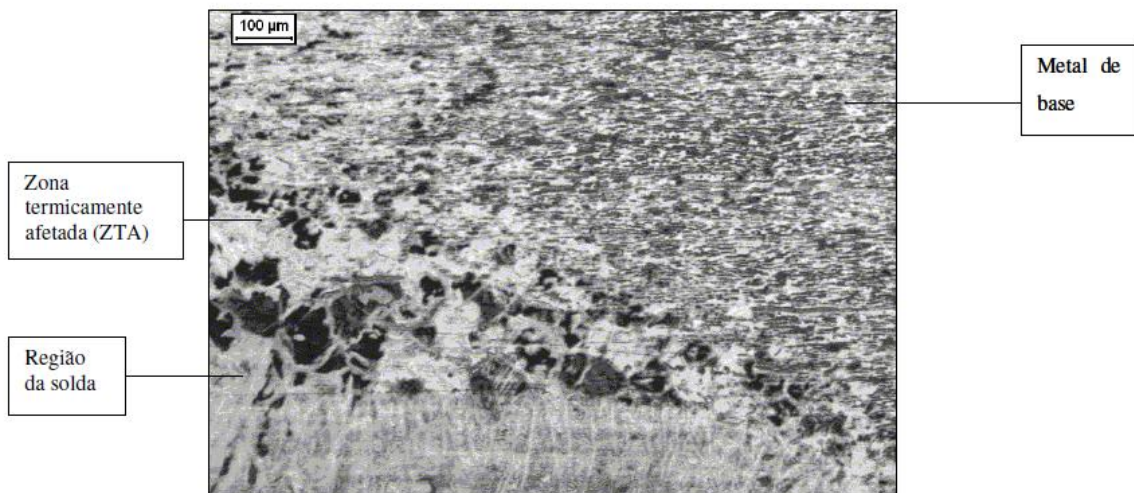
Existem muitas aplicações para aços duplex que necessitam do processo de soldagem. Para que a soldagem não altere as propriedades mecânicas e de resistência à corrosão dos aços inoxidáveis duplex é necessário alguns cuidados durante o processo. Para estimular a formação de austenita na zona de fusão geralmente são utilizados metais de adição que possuam teor de níquel de 2,5 a 3,5% acima do teor do metal de base. Utilizando metais de adição com essas características e controlando a diluição, é possível manter os teores de ferrita próximo do balanceamento de fases ferrita/austenita, ou seja 50% de ferrita (PISTOTIOUS, P. C.; BURSTEIN, 1992).

Nos processos que utilizam mistura gasosa, o gás de proteção tem como base o argônio. Para aumentar o teor de nitrogênio na zona de fusão adiciona-se entre 1 a 10% em volume de N_2 no gás. O nitrogênio é um elemento de liga gamagênico, o aumento do seu teor no gás proporciona uma fração volumétrica maior de austenita na zona de fusão (PISTOTIOUS, P. C.; BURSTEIN, 1992).

5.4.1 Microestrutura do aço duplex na soldagem

A zona termicamente afetada (ZTA) apresenta, de forma geral, grãos grosseiros e é onde as propriedades mecânicas do material podem ser mais prejudicadas (GIRÃO, 2007). Na figura 7, é possível analisar a microestrutura de uma amostra soldada e observar as diferenças de tamanho e forma dos grãos entre as regiões da chapa soldada, a ZTA e o metal de base.

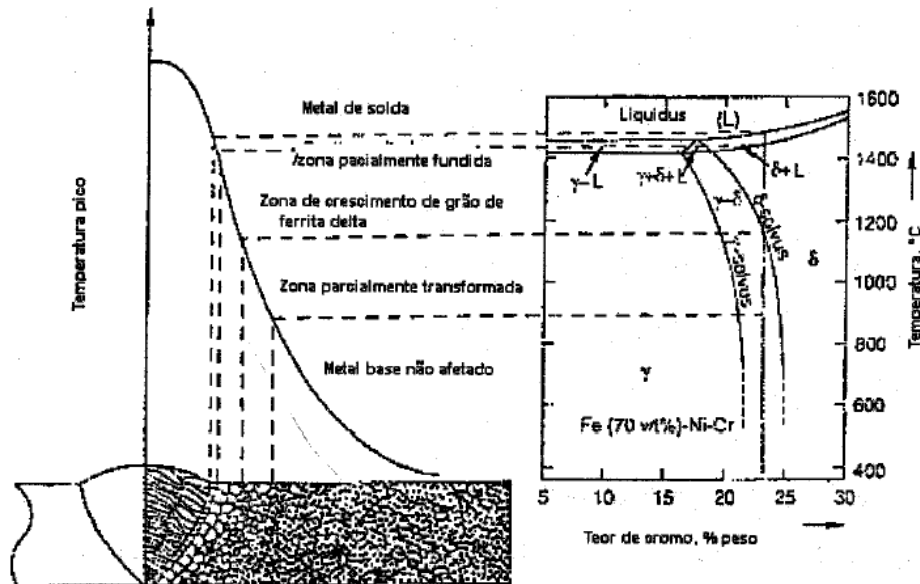
Figura 7 - Micrografia do metal base, região de solda e zona termicamente afetada



Fonte: Girão, 2007.

É necessário controlar as alterações da microestrutura que ocorrem durante o aquecimento e resfriamento da solda de um aço inoxidável duplex para possibilitar as melhores propriedades da junta. Ocorrem alterações da microestrutura desde a poça de fusão até o metal adjacente à solda. Na figura 8 é possível analisar o diagrama que relaciona a repartição térmica com o diagrama de fase pseudobinário Fe-Cr-Ni com 70% Fe e as zonas presentes: zona fundida, zona de ligação, zona afetada pelo calor (formada pela zona de crescimento de grão da ferrita δ), zona parcialmente transformada e o metal de base não afetado. A velocidade de resfriamento a partir das temperaturas máximas presente na repartição térmica influenciará a microestrutura final do aço (PISTOTIOUS; BURSTEIN, 1992).

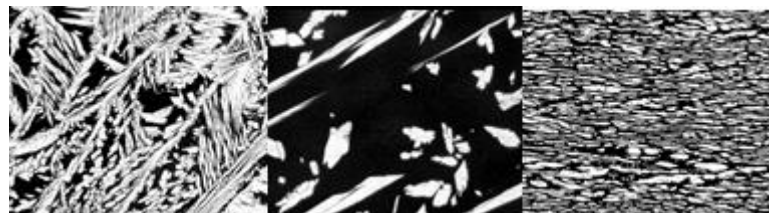
Figura 8 - Diagrama esquemático que define as diferentes zonas da junta soldada de acordo com a repartição térmica para um aço inoxidável duplex



Fonte: Pistotius; Burstein, 1992.

Ao analisar a microestrutura de aço 2205 que passou pelo processo de soldagem na figura 9, é possível perceber a diferença na microestrutura da zona fundida, da zona termicamente afetada (ZTA) e o metal base. Nas imagens as partes escuras são de ferrita e as claras de austenita (ABREU; MENEZES; RIBEIRO; MIRANDA, 2005).

Figura 9 - Microestrutura do aço SAF 2205 (A) Zona fundida (B) ZTA (C) Metal base

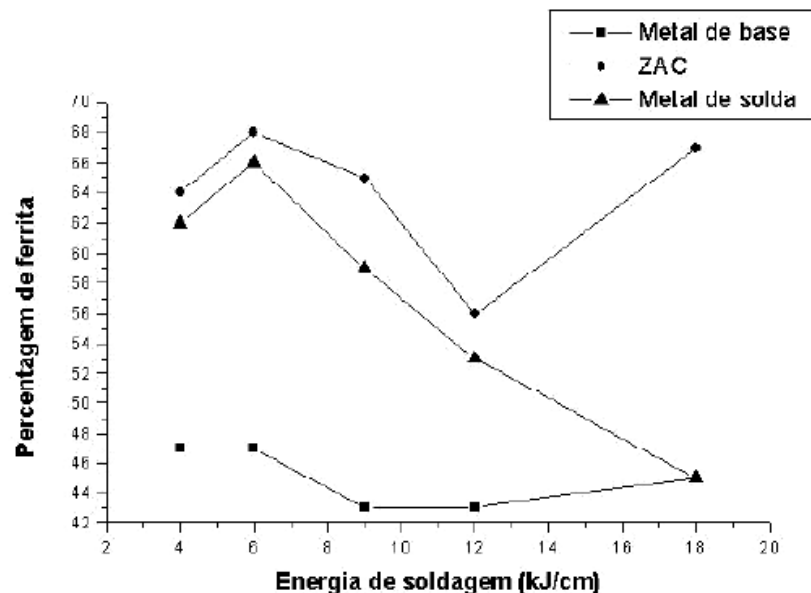


Fonte: Abreu; Menezes; Ribeiro; Miranda, 2005.

É possível observar a quantidade de ferrita em função da energia de soldagem para o metal base, a zona termicamente afetada e o metal de solda na figura 10. Nota-se que a quantidade de ferrita no metal base varia de 43 a 47%, devido a pouca influência do processo de soldagem no metal base. No metal de solda a fração volumétrica de ferrita varia muito, o que evidencia influência da energia de soldagem. Há uma tendência de redução da ferrita com o

aumento da energia de soldagem. Isso ocorre devido ao fato de que quando se aumenta a energia de soldagem, diminui-se a velocidade de resfriamento, e esse atraso no resfriamento é responsável pela nucleação e crescimento da austenita. Na zona termicamente afetada a microestrutura durante a soldagem permanece bifásica. O calor proveniente da soldagem levará a região adjacente à zona fundida ao campo ferrítico, após isso ocorrer, inicia-se o resfriamento que pode ocorrer de forma rápida ou lentamente. Durante esse resfriamento ocorre a precipitação da fase austenítica, sendo que esta será mais intensa para resfriamentos mais lentos e menos intensa para resfriamentos mais rápidos (ABREU; MENEZES; RIBEIRO; MIRANDA, 2005).

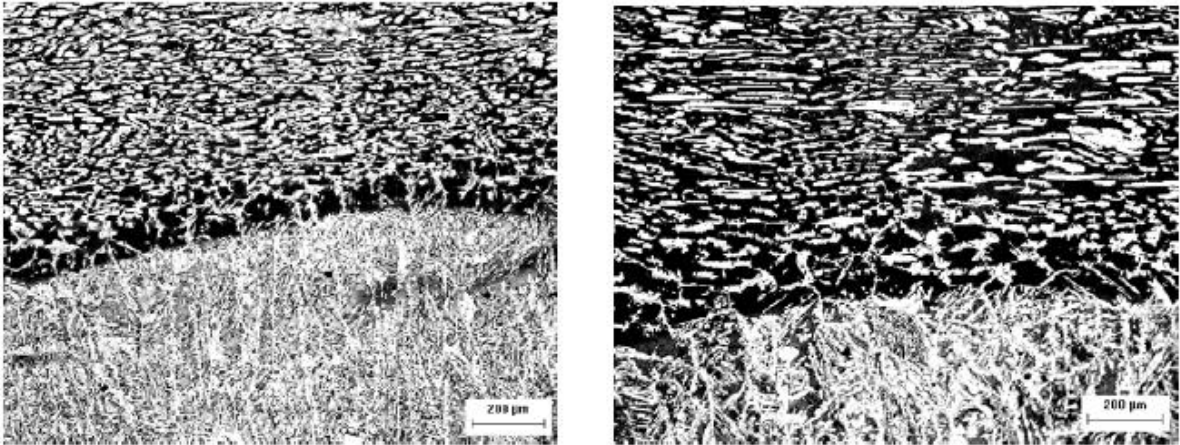
Figura 10 - Gráfico da fração volumétrica de ferrita em função da energia de soldagem para o aço duplex SAF2205



Fonte: Abreu; Menezes; Ribeiro; Miranda, 2005.

Na figura 11 pode-se observar que ao ser aumentado o aporte térmico, de 1,2 kJ/mm para 1,8 kJ/mm, a quantidade de ferrita aumentou. Esse fato ocorre porque a área de exposição ao campo ferrítico para as amostras soldadas com energia de 1,8kJ/mm ser maior que as das amostras soldadas com energia de 1,2 kJ/mm. Outra observação que pode ser feita ao analisar a figura 11, é que quanto maior o aporte térmico maior será o crescimento de grão na zona termicamente afetada (ABREU; MENEZES; RIBEIRO; MIRANDA, 2005).

Figura 11 - Micrografias mostrando a extensão da ZTA para a) 1,2 kJ/mm e b) 1,8 kJ/mm. Ataque Behara modificado, aumento 100X.



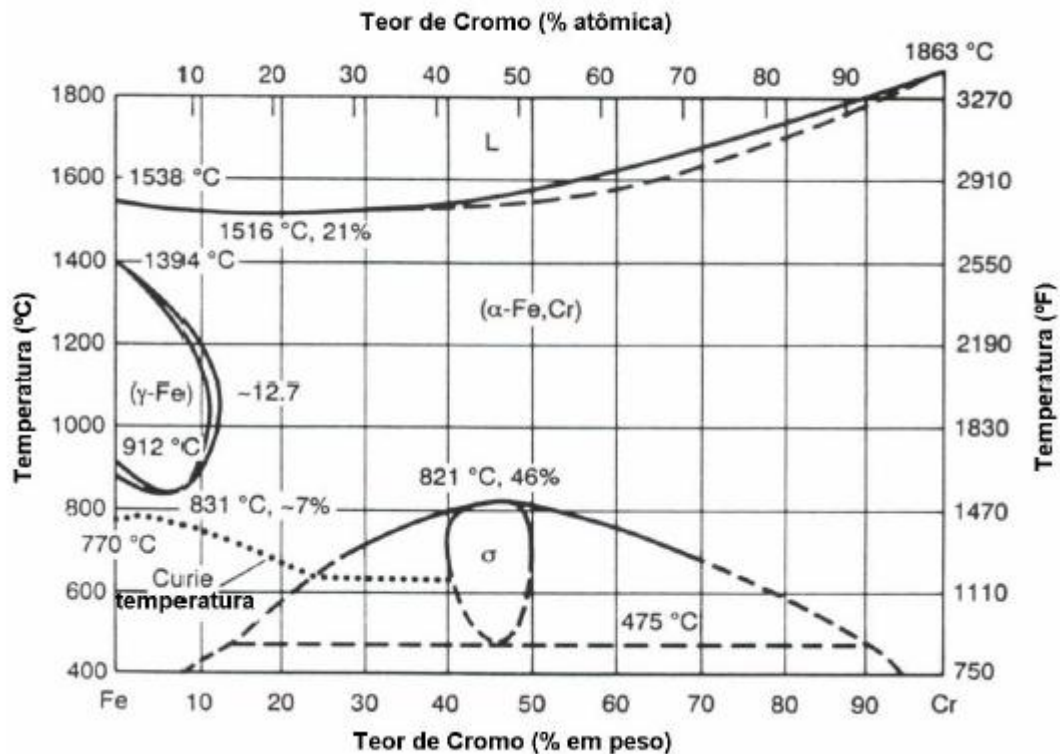
Fonte: Abreu; Menezes; Ribeiro; Miranda, 2005.

5.4.2 Transformações durante a solidificação na poça de fusão

É possível ajustar a microestrutura austenita-ferrita pela composição química na poça de fusão, através do controle da composição do metal de adição e dos gases utilizados, e pelas condições térmicas durante a soldagem. Os aços duplex solidificam como ferrita em temperaturas próximas de 1450°C e a microestrutura permanece ferrítica até alcançar a linha *solvus* da ferrita (ASM HANDBOOK, 1993).

A análise das reações metalúrgicas que ocorrem em função do resfriamento e composição química dos aços inoxidáveis, pode ser realizada com auxílio do diagrama Fe-Cr de equilíbrio de fases (Figura 12).

Figura 12 - Diagrama de equilíbrio binário Fe - Cr



Fonte: ASM Handbook, 1993.

A precipitação de austenita, durante o resfriamento no estado sólido, ocorre em temperaturas menores que as da linha solvus da ferrita. Dependendo da relação existente entre os elementos estabilizantes da ferrita e da austenita há uma temperatura de início de precipitação. O início da precipitação ocorre em temperaturas um pouco inferiores a do intervalo de solidificação, quando a relação entre os estabilizantes da ferrita e da austenita é baixa, a difusão acontece rapidamente propiciando uma fração de austenita elevada. Para a precipitação de austenita começar em temperaturas mais baixas e ser intensamente influenciada pela velocidade de resfriamento a relação entre os elementos estabilizadores da ferrita e da austenita tem que ser elevada (ASM HANDBOOK, 1993).

A precipitação austenita inicia no contorno de grão ferrítico por nucleação e crescimento. A proporção de austenita precipitada é função do tempo e da temperatura durante o processo de soldagem. Ocorre uma proporção mais elevada de fração volumétrica da austenita nas velocidades de resfriamento menores. A microestrutura na poça de fusão pode ter elevados teores de ferrita quando a soldagem for autógena (ASM HANDBOOK, 1993) e isso deve ser controlado, já que se o teor de ferrita for alto ocorre a redução da tenacidade da junta

(GENTIL, 2003). Uma alternativa para os problemas que podem ocorrer na zona fundida é utilizar metal de adição com elevado teor de níquel e nitrogênio no gás de proteção.

5.5 Corrosão em aços duplex

A resistência à corrosão de aços duplex, relacionada principalmente aos elementos de liga presentes na composição química desses aços, é determinada pela capacidade que esses materiais apresentam de se passivar e permanecer neste estado no ambiente a que estiver exposto (NICHOLLS, 1994). Nos aços inoxidáveis austeníticos e nos ferríticos, a resistência à corrosão é relativamente homogênea devido aos elementos de liga estarem em uma única fase, fazendo com que a resistência à corrosão destes aços seja relativamente homogênea. Nos aços inoxidáveis duplex o comportamento do material será determinado pela fase que apresentar menor resistência à corrosão (AÇO,2011). Embora a aplicação dos aços inoxidáveis duplex esteja relacionada, principalmente, a sua resistência à corrosão, esses sofrem alguns tipos de corrosão em determinados ambientes e devido a isso o tipo de liga deve ser analisado para cada aplicação.

Os aços inoxidáveis duplex são utilizados principalmente quando é necessário que o material seja resistente à corrosão intergranular e a corrosão por pite. A corrosão intergranular ocorre com mais frequência nos aços inoxidáveis austeníticos, pois a baixa difusividade na estrutura FCC atrapalha a eliminação dos gradientes de concentração causados pela precipitação. O elevado grau de difusividade da ferrita possibilita uma rápida eliminação dos gradientes de concentração que favoreceriam a corrosão intergranular, isso resulta em menor tendência à corrosão intergranular nos aços inoxidáveis duplex quando comparado com os aços austeníticos. Os aços inoxidáveis duplex são praticamente imunes à corrosão sob tensão quando comparados com os austeníticos (NICHOLLS, 1994).

Algumas vantagens dos aços inoxidáveis duplex são a sua elevada resistência à corrosão intergranular e resistência mecânica. Os aços inoxidáveis duplex apresentavam baixa resistência à corrosão por pites, apesar de ocorrer um enriquecimento preferencial da ferrita em elementos que favorecem a resistência à corrosão, como, por exemplo, o cromo e o molibdênio. No entanto, mesmo com o aumento nos teores destes elementos a resistência à corrosão por pites da austenita no aço inoxidável duplex permaneceu baixa até que

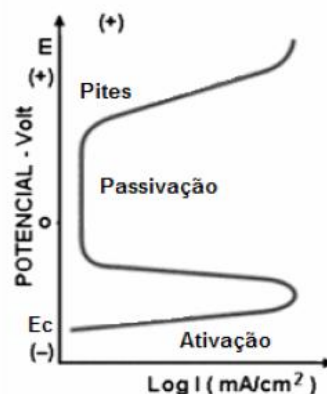
começaram a introduzir teores mais altos de nitrogênio e isso resolveu o problema (AÇOS, 2011).

A resistência à corrosão generalizada de um aço inoxidável é determinada a partir da estabilidade de sua camada de óxido passiva no meio em que é aplicado. No caso dos meios redutores a taxa de corrosão do aço é determinada pela sua capacidade de passivar e se manter passivo. Em relação aos meios oxidantes a taxa é determinada pela resistência da camada passiva contra uma maior oxidação. É importante que o material não possua pontos fracos na camada passiva, como regiões pobres em cromo nos contornos de grão, pois caso possua, pode resultar no ataque do material mesmo que todo o restante da camada protetora esteja estável (NICHOLLS, 1994).

5.5.1 Corrosão por pite

Os aços inoxidáveis apresentam uma curva de polarização anódica típica de metais passiváveis, ou seja, aqueles formadores de películas protetoras (Figura 13). Começando a polarização anódica a partir do potencial de corrosão (E_c) do metal, no meio em que será realizada a análise, observa-se na curva um processo de ativação, sucedido pela passivação do sistema e a ruptura localizada do filme passivo a partir de certo potencial, chamado potencial de pite. Esse potencial é usado para caracterizar a resistência ao ataque por pite (ABRACO, 2006).

Figura 13 - Curva de polarização anódica de um material passivável.



Fonte: ABRACO, 2006.

O pite começa, normalmente, na interface ferrita/austenita ou pela existência de sulfeto de manganês na ferrita, por possuir uma dissolução facilitada levando ao desenvolvimento de

sítios para a nucleação de pites. O pite pode ser resultado, também, pela baixa quantidade de cromo e molibdênio da austenita quando comparada à da ferrita (SEDRIKS, 1986).

A presença de Cr, Mo e N aumenta a resistência a corrosão por pite dos aços inoxidáveis. Com base nessa informação, foi desenvolvida uma fórmula para avaliar a resistência a corrosão por pite, conhecida como equivalente de resistência ao pite ou PRE (*pitting resistance equivalent*). A equação que permite comparar, de maneira genérica, a resistência à corrosão de diferentes aços inoxidáveis pode ser visualizada abaixo.

$$\text{PRE} = (\% \text{Cr}) + 3,3 (\% \text{Mo}) + 16 (\% \text{N}) \quad (2)$$

A tabela 4 faz uma comparação entre o PRE de diferentes aços inoxidáveis.

Tabela 4 - Valores de PRE de diferentes aços inoxidáveis

AISI/ UNS	%Cr	%Mo	%N	PRE	Microestrutura
304L	18	-	-	18	Austenita
316L	17	2,2	-	24	Austenita
S 32304	23	-	0,1	25	Duplex
S 31803	22	3,1	0,2	35	Duplex
S 32750	25	4	0,3	43	Duplex

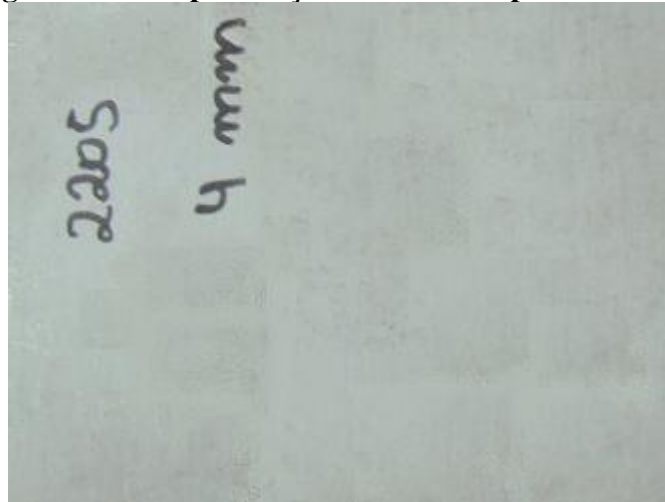
Fonte: Girão, 2007.

6 MATERIAIS E MÉTODOS

6.1 Material

O material analisado consiste em uma chapa do aço duplex SAF2205 laminada a frio, fabricada pela Aperam South America. O material estava com espessura de 4 mm cada chapa. A figura 14 mostra o material como foi recebido.

Figura 14 - Chapa de aço inoxidável duplex SAF2205.



Fonte: Autor.

6.2 Composição química

A análise da composição química do aço SAF2205 foi realizada na Aperam South America.

6.3 Processo de soldagem

As chapas, sem nenhuma preparação prévia, foram soldadas pelo processo de soldagem MIG, no laboratório de soldagem da ESAB. O equipamento utilizado para a solda foi o Raltrec FW1000 (Figura 15).

Definiram-se os parâmetros da soldagem e os mesmos foram mantidos constantes, variando apenas o aporte térmico. Foi utilizada uma tensão de 28 volts e uma corrente de 200 ampéres. Considerou-se a eficiência do processo igual a 80%. Utilizando os parâmetros definidos e a Equação 1, foi calculada a velocidade de alimentação do arame sólido durante a soldagem

para cada aporte térmico. Na tabela 5 é possível analisar os parâmetros usados na soldagem para cada aporte térmico.

Figura 15 - Equipamento para soldagem Raltrec FW1000.



Fonte: Autor.

Tabela 5 - Parâmetros utilizados na soldagem das chapas

Chapa	Aporte térmico (kJ/mm)	Tensão (volts)	Corrente (+/- 30 ampéres)	Velocidade de alimentação (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: Autor.

As chapas foram soldadas utilizando o arame sólido OK Autrod 2209, este possuía 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, a quantidade de N não foi possível determinar. O gás de proteção utilizado possui em sua composição 95% Ar, 3% CO₂ e 2% N₂. O processo foi realizado com um passe de solda, em posição plana. Durante a soldagem o aporte térmico foi variado em 0,5 kJ/mm, 1,0 kJ/mm, 1,5 kJ/mm e 2,5 kJ/mm. No entanto, não foi possível concluir o processo de soldagem para o aporte térmico de 2,5 kJ/mm. Foram soldadas quatro 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 equidistante da solda já realizada e das laterais de cada chapa, com seus respectivos aporte térmicos (Figura 16).

Figura 16 - Chapa de aço duplex SAF 2205 soldada com aporte térmico de 1,0 kJ/mm.



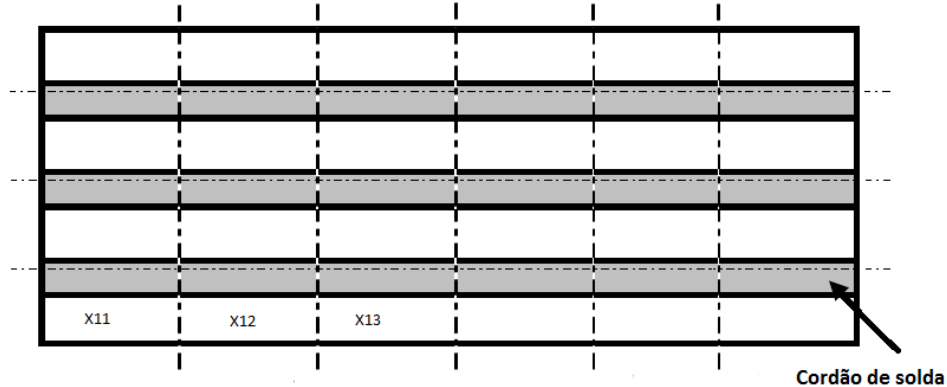
Fonte: Autor.

6.4 Preparação das amostras

Os corpos de prova foram confeccionados nas dimensões 25 mm x 50 mm. Para realização do corte da chapa, na posição perpendicular ao cordão de solda, com largura de 25 mm, foi utilizado o equipamento Serra de Fita Horizontal do CEFET-MG. Foi realizado um corte para retirar a borda do cordão de solda para descarte de, aproximadamente 15 mm, após esse procedimento iniciaram-se os cortes das amostras na posição perpendicular ao cordão de solda. Para o corte da chapa na posição paralela ao cordão de solda, com comprimento de 50mm, foi utilizado o equipamento de corte CUTOFF do Laboratório de Metalografia do CEFET-MG. Depois de realizado os dois cortes (na posição perpendicular e paralela ao cordão de solda) as amostras foram identificadas de acordo com o aporte térmico utilizado na soldagem da chapa, com o cordão de solda e com a altura do corte do cordão de solda em relação ao início desse. As amostras foram divididas em 4 grupos, cada grupo com 3 corpos de prova, sendo grupo A dos corpos de prova soldados com aporte de 0,5kJ/mm, o grupo B dos corpos de prova soldados com aporte térmico de 1,0kJ/mm, o grupo C dos corpos de prova soldados com aporte térmico de 1,5kJ/mm e o grupo D dos corpos de prova sem solda. Os corpos de prova de cada aporte térmico foram retirados do mesmo cordão de solda para não ter nenhuma interferência. Os corpos de prova foram identificados em A11, A12, A13 e B11, B12, B13 e C11, C12, C13 e D11, D12, D13 de acordo com seu respectivo grupo. A numeração após a letra refere-se a qual cordão de solda que as amostras foram retiradas, sendo que todas foram retiradas do primeiro cordão de solda realizado na chapa. Já a segunda

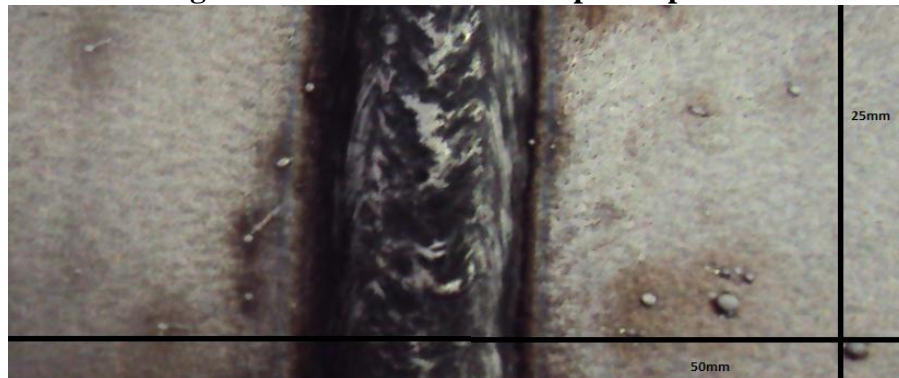
numeração refere-se a qual amostra do cordão de solda refere-se o corpo de prova, a amostra de número 1 é a primeira, e assim, sucessivamente. Na figura 17 é possível observar a vista de topo da chapa soldada, os cordões de solda realizados na mesma e as três amostras retiradas de cada chapa. A letra X simboliza um dos grupos de amostras. As dimensões dos corpos de prova são mostradas na figura 18.

Figura 17 - Vista de topo da chapa soldada.



Fonte: Autor.

Figura 18 - Dimensões dos corpos de prova.



Fonte: Autor.

6.5 Ensaio de corrosão

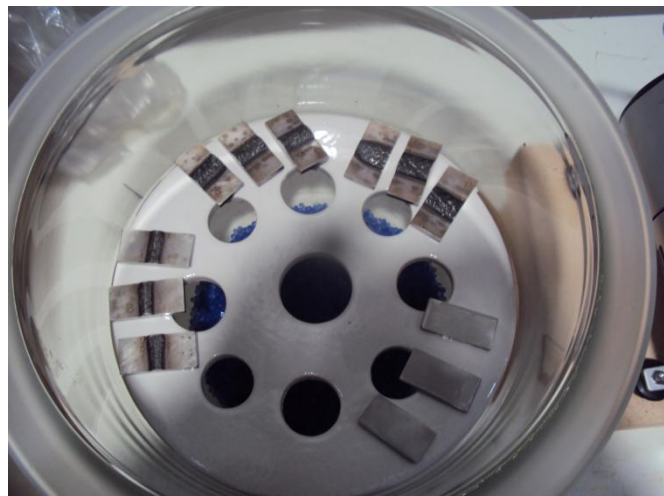
Foram utilizados corpos de prova de aço inoxidável duplex SAF 2205, sendo 3 amostras de cada um dos quatro grupos de amostras. O ensaio de corrosão foi realizado de acordo com a norma ASTM G48 Método A. Toda a superfície de cada corpo de prova foi lixada com uma lixa de 120 mesh, lavada com água corrente, submersa em acetona e secada em temperatura ambiente. As amostras foram pesadas separadamente em uma balança com precisão de 0,0001g (Tabela 6).

Tabela 6- Peso inicial das amostras antes do ensaio de corrosão.

Amostra	Peso inicial (g)
A11	49,8935
A12	48,2135
A13	48,7598
B11	50,6602
B12	50,0488
B13	50,8220
C11	56,2585
C12	52,9532
C13	56,3835
D11	37,7794
D12	40,9748
D13	36,9996

Fonte: Autor.

Os corpos de prova foram colocados em um dessecador, no Laboratório de Biomateriais do CEFET-MG (Figura 19), com vácuo por 60 minutos, e deixados até o início do ensaio de corrosão.

Figura 19 - Amostras do aço duplex SAF 2205 soldadas, armazenadas dentro do dessecador.

Fonte: Autor.

Os corpos de prova foram colocados em um suporte de vidro e imersos num béquer, com capacidade de 1000 mL, contendo 600 mL de solução de cloreto férrico (100g de cloreto férrico, $\text{FeCl}_3 \cdot 6\text{H}_2\text{O}$, em 900mL de água deionizada) a temperatura ambiente (27°C +ou -2°C). Os béqueres foram tampados com filme plástico por 72 horas (Figura 20). Após esse período, as amostras foram retiradas dos béqueres, foram realizadas avaliações visuais e as mesmas foram registradas. As amostras foram lavadas com água, limpas com uma escova de nylon em água corrente, imersas em acetona e secadas em temperatura ambiente. Foi realizada a pesagem das amostras, na mesma balança da pesagem prévia, para verificar a perda de massa de cada amostra após a corrosão.

Figura 20 - Ensaio de corrosão.



Fonte: Autor.

Foi calculado o Índice Equivalente de Resistência ao Pite utilizando a equação 2.

6.6 Difração de Raios X

O ensaio de difração de raios X foi realizado em uma amostra do cordão de solda e da ZTA de cada aporte térmico. Todas as amostras foram cortadas com 25 mm de largura e o comprimento utilizado para cada amostra foi o mesmo do cordão de solda do seu respectivo aporte térmico. As amostras foram lixadas com lixa de granulometria 240 mesh para retirar as rebarbas e lavadas com água corrente. Após esse procedimento, foi realizado o ensaio de difração de raios X no Laboratório de Engenharia de Materiais do CEFET-MG, com o aparelho Difrátômetro de Raio-X, modelo Shimadzu XRD-7000 (Figura 21). Utilizando o

software Origin8.0 foi realizada uma análise quantitativa por meio da técnica das intensidades integradas.

Figura 21 - Shimadzu, difratômetro de Raio-X XRD-7000.



Fonte: Autor.

6.7 Análises metalográfica

Para a análise metalográfica as amostras foram embutidas com resina autopolimerizável, lixadas manualmente com lixas de granulometria 120, 220, 320, 400, 600 e 1000 mesh, polidas com pasta de diamante de granulometria de 9, 3 e 1 μ m e atacadas com Behara (25ml HCl, 3g de bifluoreto de amônia, 125ml de água, 0,2g de metabissulfito de potássio) a temperatura ambiente, por 15 minutos. As análises metalográficas foram realizadas no material base, na ZTA e na zona fundida, utilizando o microscópio óptico Fortel do Laboratório de Engenharia de Materiais do CEFET-MG, a fim de identificar e avaliar a microestrutura bifásica dos aços duplex e as alterações provocadas pela variação do aporte térmico na microestrutura do material. As amostras foram analisadas e fotografadas através de microscopia óptica, com aumento de 200 vezes.

6.8 Análise por microscopia eletrônica de varredura (MEV)

Os corpos de prova foram analisados no MEV, com o aparelho Shimadzu modelo Superscan-SSX 550 (Figura 22) após a preparação metalográfica das amostras. Para essa análise, as amostras embutidas passaram por um processo de metalização no qual foi colocada uma fina camada de ouro na superfície analisada. Isso foi necessário, uma vez que, as amostras foram embutidas e o polímero usado no embutimento era isolante. Foram feitas imagens por elétrons secundários e por elétrons retroespalhados.

Figura 22 - Shimadzu, Superscan-SSX 550.



Fonte: Autor.

6.9 Ensaio de dureza

Foi realizado o ensaio de microdureza Vickers das amostras, em um microdurômetro Shimadzu HMV-2. A microdureza foi feita com replicação de 3 vezes. A carga utilizada foi de 4,903N (500gf) por 15 segundos. Foram realizadas 10 medições a uma distância de 1,0mm da superfície de topo e a 0,5mm da interface zona fundida e ZTA, com espaçamento de 0,3 mm cada medição. Após essa etapa foram realizadas mais 10 medições a uma distância de 1,3 mm da superfície de topo e outras 10 medições a uma distância de 1,6 mm da superfície de topo. Foi realizada a média dos 3 grupos de medições considerando a mesma distância da interface da zona fundida e da ZTA.

7 RESULTADOS E DISCUSSÕES

7.1 Composição Química

O resultado da análise da composição química realizada na Aperam South América pode ser observado na tabela 7 abaixo.

Tabela 7 - Composição química do aço SAF2205.

Aço	C	Mn	Si	P	S	Cr	Ni	Mo	Al	Cu	N
2205	0,014	1,812	0,263	0,024	0,0002	22,420	5,420	3,007	0,002	0,191	0,153

Fonte: Aperam South America, 2012.

A presença do cromo, do molibdênio e do nitrogênio possibilita o aumento da resistência à corrosão por pites do material analisado. O cromo e molibdênio ficam concentrados na ferrita. O nitrogênio, níquel, carbono e o cobre são austenitizantes, concentram-se na austenita. A presença do nitrogênio possibilita à austenita uma resistência à corrosão por pites próxima à da ferrita. Embora sua presença seja favorável, as amostras não têm alto teor de nitrogênio, pois esse elemento em excesso favorece o aumento quantidade da austenita e isso atrapalharia o balanceamento das fases ferrita/austenita, resultando no comprometimento da resistência mecânica. Pode-se observar a presença de 5,420% de níquel nas amostras, e isso favorece a resistência à corrosão do aço por estabilizar a austenita em temperatura ambiente. A presença desse elemento na composição do material de estudo é muito favorável, já que promove a regeneração da camada passiva. Outro elemento presente na composição química do material analisado e que é essencial para a formação da camada passiva é o cromo. Conforme análise da composição química, o material estudado possui 22,420% de Cr. Essa quantidade promove a formação e manutenção da camada passiva. O molibdênio presente na composição da amostra favorece a resistência à corrosão por fresta e por pite, além de promover a estabilização da camada passiva na presença de cloretos. A porcentagem de manganês no material analisado é baixa, 1,812%, pois em pequenas quantidades, esse elemento promove os mesmos benefícios que o níquel.

7.2 Processo de Soldagem

Foi observado que devido às chapas possuírem espessura muito fina (4mm) e área superficial pequena ao ser realizado o primeiro cordão de solda no centro, as chapas empenavam.

Ao analisar a tabela 4, é possível observar que, para tensão e corrente constante, ao aumentar o aporte térmico utilizado durante a soldagem a velocidade de alimentação do arame é reduzida. Devido a isso, não foi possível realizar a soldagem da chapa com aporte térmico igual a 2,5 kJ/mm. Para esse aporte térmico a velocidade de alimentação do arame é muito baixa, resultando no aquecimento localizado elevado da chapa e consequentemente a formação de um buraco na mesma (Figura 23). Pode-se concluir que não é recomendado a soldagem com aporte térmico igual ou superior a 2,5 kJ/mm para chapas com espessura igual ou inferior a 4 mm.

Figura 23 - Chapa de aço duplex SAF2205, soldada com aporte térmico de 2,5kJ/mm.



Fonte: Autor.

A análise dos cordões de solda, respectivos a cada aporte térmico, possibilita perceber que quanto maior o aporte térmico maior será a espessura do cordão de solda (Figura 24).

Figura 24 - Cordão de solda de acordo com o aporte térmico (A) cordão soldado com 0,5kJ/mm (B) cordão soldado com 1,0kJ/mm (C) cordão soldado com 1,5kJ/mm.



Fonte: Autor.

7.3 Ensaio de Corrosão

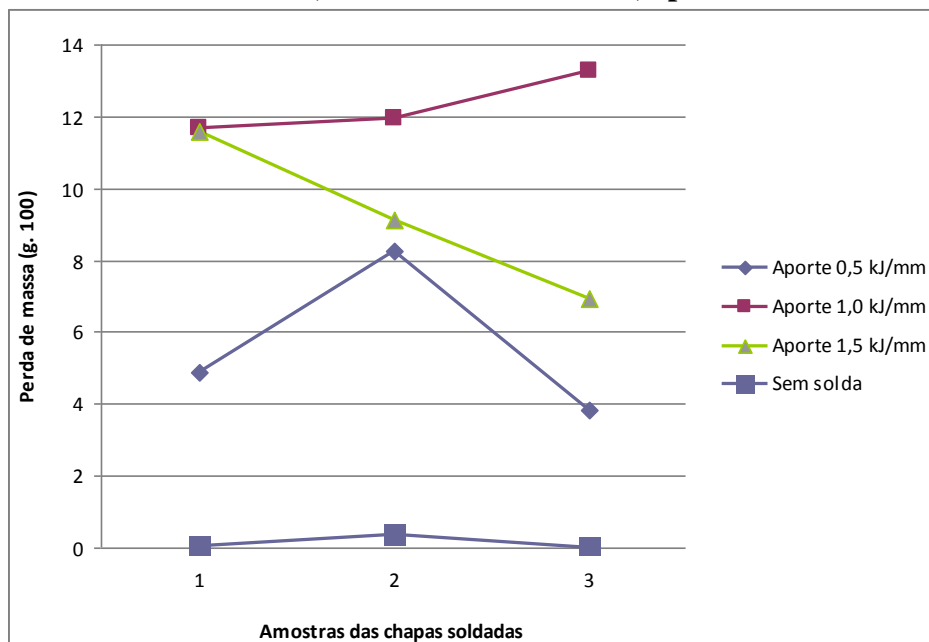
Na tabela 8 e na figura 25 é possível analisar a perda de massa de cada amostra após o ensaio de corrosão.

Tabela 8 - Variação da massa das amostras após o ensaio de corrosão.

Amostra	Peso inicial (g)	Peso final (g)	Perda de massa (g. 10 ²)
A11	49,8935	49,8448	4,87
A12	48,2135	48,1308	8,27
A13	48,7598	48,7215	3,83
B11	50,6602	50,5435	11,67
B12	50,0488	49,9292	11,96
B13	50,8220	50,6894	13,26
C11	56,2585	56,1426	11,59
C12	52,9532	52,8619	9,13
C13	56,3835	56,3142	6,93
D11	37,7794	37,7790	0,04
D12	40,9748	40,9710	0,38
D13	36,9996	36,9996	0

Fonte: Autor.

Figura 25 - Perda de massa, das amostras soldadas, após o ensaio de corrosão.



Fonte: Autor.

Os resultados do ensaio de corrosão mostraram que as amostras que perderam maior quantidade de massa por mm^2 foram às soldadas com aporte térmico igual a $1,0\text{kJ/mm}^2$, seguidas das soldadas com $1,5\text{kJ/mm}^2$ e as soldadas com aporte térmico de $0,5\text{kJ/mm}^2$. Como esperado, as amostras do aço duplex SAF2205 sem solda apresentaram perda de massa desprezível devido à sua elevada resistência a corrosão. A análise acima foi feita de forma comparativa, entretanto, em todas as amostras as perdas detectadas foram desprezíveis.

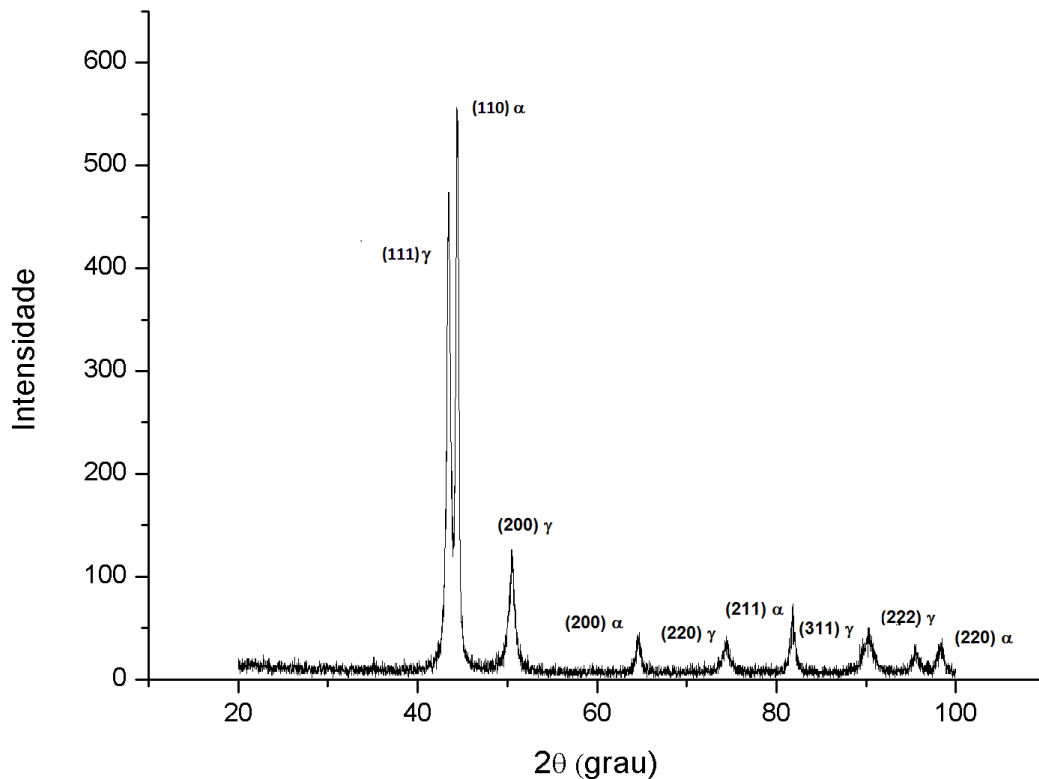
O resultado do PRE para o material analisado é 34,77, e está de acordo com os resultados apresentados por Girão (2007). Quanto maior o valor de PRE, maior a resistência ao ataque por pites, pois estas amostras possuem maiores teores de cromo, molibdênio e/ou nitrogênio, e a presença desses elementos possibilita a resistência à corrosão por pites do material. Comparando o PRE dos aços inoxidáveis 304L e 316L que são, respectivamente, 18 e 24, pode-se observar a elevada resistência à corrosão por pite do aço inoxidável duplex SAF2204 em relação a outros aços inoxidáveis que não possuem a composição bifásica.

7.4 Difração de Raios X

Os resultados da difração de raios X do aço inoxidável duplex SAF2205 confirmaram que as fases presentes no aço são apenas ferrita (α) e austenita (γ) (Figura 26).

A partir do difratograma da figura 26 foi realizada uma análise quantitativa por meio da técnica das intensidades integradas com auxílio do Origin 8.0, o resultado encontrado no material como recebido foi de 41% ferrita e de 59% austenita. Cabe ressaltar que no presente difratograma não foram detectado picos de fases deletérias, sigma e chi (δ e χ), entretanto, tal método de detecção das fases deletérias é menos preciso que o método de análise metalográfica quantitativa, portanto, com o difratograma analisado não pode-se afirmar que o material recebido não possui fase deletéria.

Figura 26 - Difratoograma raios-X do aço inoxidável duplex SAF2205 conforme recebido.



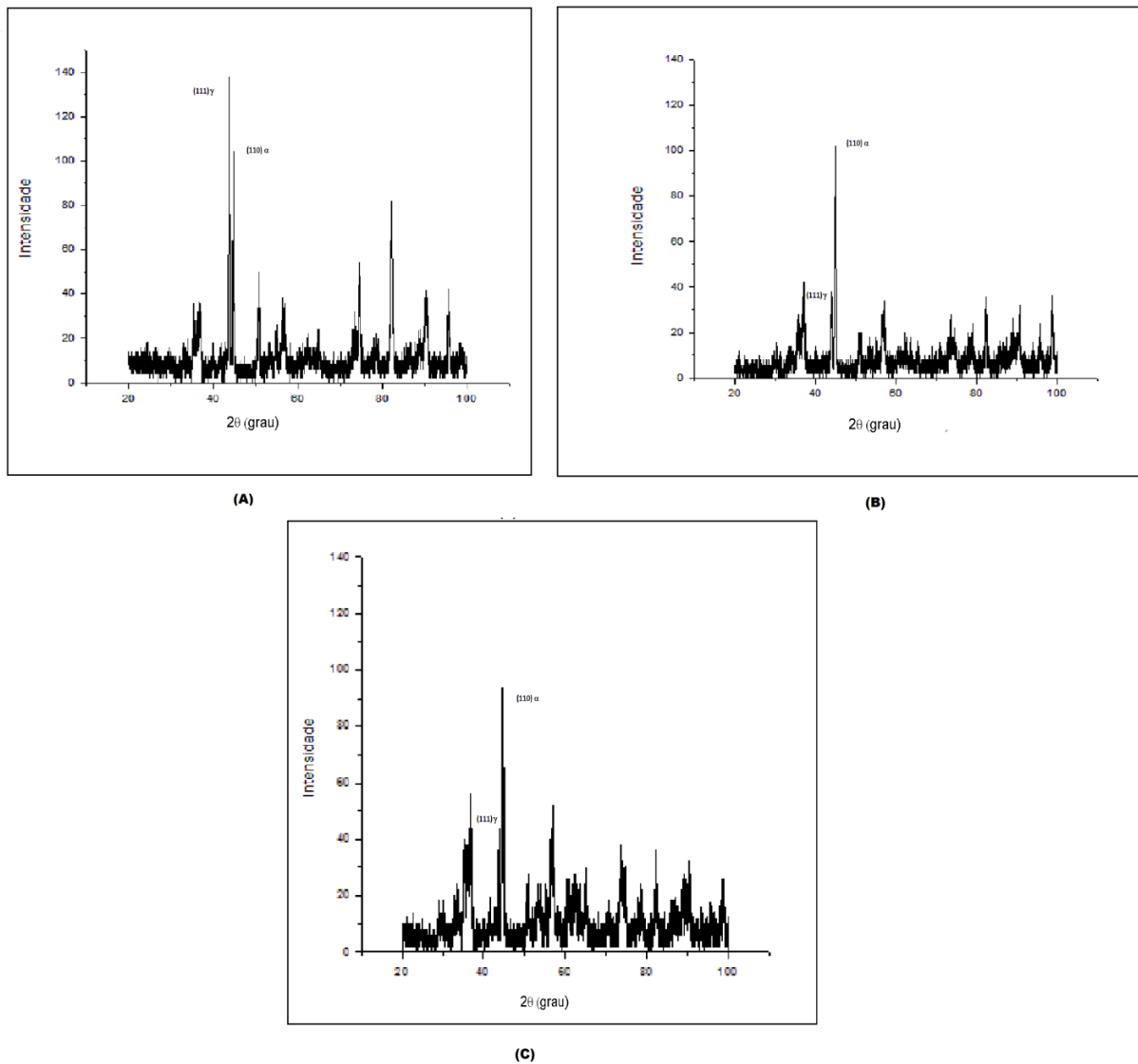
Fonte: Autor.

Na figura 27 observam-se os difratogramas dos cordões de solda das amostras. Comparando a intensidade do pico da ferrita para o plano (110) identificado na figura, nota-se que a quantidade de ferrita é praticamente a mesma para os aportes térmicos de 0,5 e 1,0kJ/mm e diminui com o aumento do aporte térmico para 1,5kJ/mm. Comparando a intensidade do pico da austenita para o plano (111) verifica-se que a quantidade de austenita diminui significativamente com o aumento do aporte térmico de 0,5 e 1,0kJ/ mm e praticamente não se altera com a mudança do aporte térmico de 1,0 e 1,5kJ/ mm.

Outra importante observação da figura 27 é a presença de picos de fases deletérias, sigma e chi (σ e χ), entretanto, devido à falta de padrões e a superposição de picos com os da austenita e ferrita não foi possível quantificar as fases deletérias. Mesmo não havendo quantificação dessas fases, os difratogramas confirmam a presença de tais fases no cordão de solda para todos os aportes térmicos usados 0,5kJ/mm, 1,0kJ/mm e 1,5kJ/mm. Verifica-se que com o

aumento do aporte térmico ocorre um aumento das intensidades dos picos das fases deletérias, portanto, um aumento da quantidade de fases deletérias.

Figura 27 - Difratomogramas dos cordões de solda das amostras soldadas com aporte térmico de (A) 0,5 kJ/mm (B) 1,0 kJ/mm e (C) 1,5 kJ/mm.

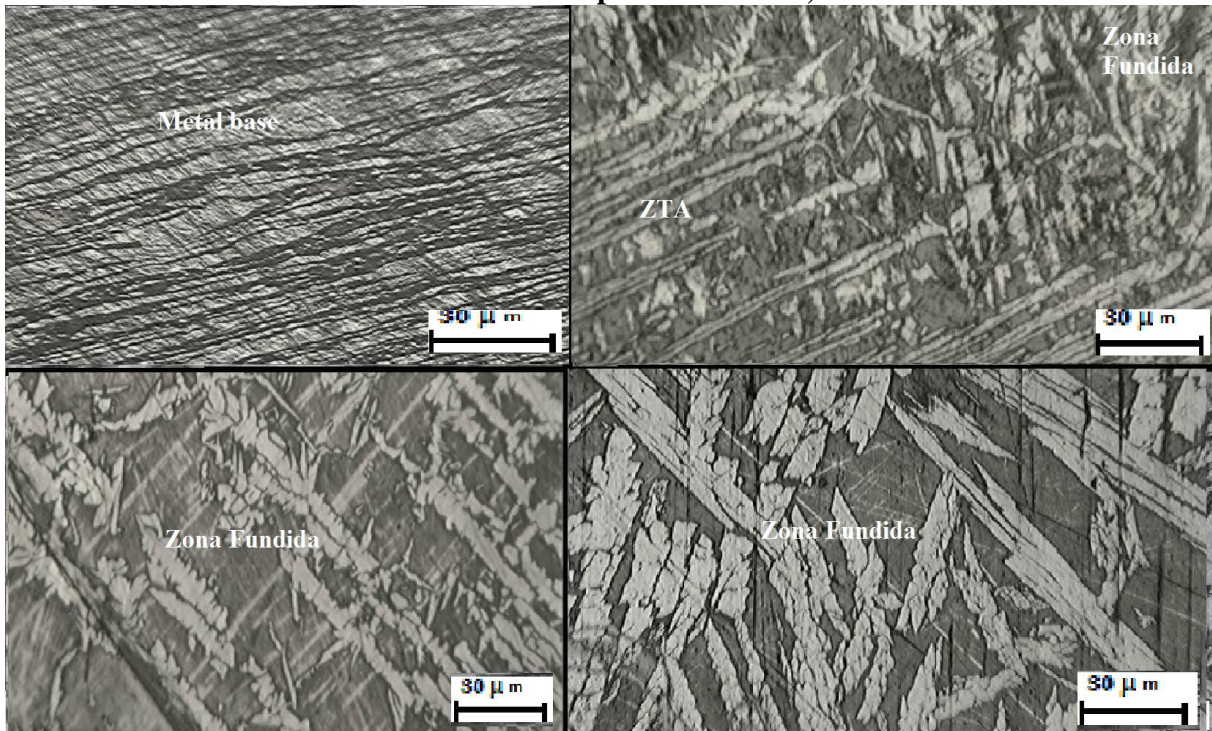


Fonte: Autor.

7.5 Análises metalográfica

Na figura 28 observa-se a microestrutura dos cordões de solda soldados na superfície de cada chapa. Nessa figura, optou-se por um aumento menor para que fosse possível analisar a microestrutura das amostras soldadas com uma visão mais geral, considerando a zona fundida, a zona termicamente afetada e o metal base. As regiões mais claras da figura são denominadas de fase austenita e as regiões mais escuras são denominadas de fase ferrita. Na figura 28 (A), nota-se a ferrita e a austenita orientadas em bandas paralelas e alongadas na direção de laminação. Na figura 28 (B) observa-se a microestrutura da zona fundida e a zona termicamente afetada para a amostra soldada com o aporte térmico de 0,5kJ/mm: os grãos da austenita imerso na matriz ferrítica da zona fundida são menores comparados aos dos demais aportes térmicos e a zona termicamente afetada possui maior quantidade de ferrita comparada ao metal base. Na figura 28 (C) observa-se a microestrutura da zona fundida para a amostra soldada com o aporte térmico de 1,0kJ/mm, verifica-se que o tamanho de grão austenítico ficou maior comparado à condição de aporte térmico de 0,5kJ/mm. Na figura 28 (D) observa-se a microestrutura da zona fundida para a amostra soldada com o aporte térmico de 1,5kJ/mm, verifica-se que o tamanho de grão austenítico ficou maior comparado à condição de aporte térmico de 1,0kJ/mm. Para a zona fundida verifica-se que quanto maior o aporte térmico utilizado na soldagem, maior é a quantidade de austenita (parte clara) e maior o tamanho do grão austenítico. A variação micrográfica na zona fundida evidencia a forte influência da energia de soldagem nessa região. Observa-se que quanto maior o valor do aporte térmico, maior é a quantidade de austenita na amostra. Esse fato pode ser justificado pelo fato de que aumentando o aporte térmico, ocorre a redução da velocidade de resfriamento, resultando no aumento da austenita.

Figura 28 - Micrografias ópticas com aumento de 200 X, com ataque Behara: A) metal base; B) zona fundida e ZTA da amostra soldada com aporte térmico de 0,5kJ/mm; C) zona fundida da amostra soldada com aporte térmico 1,0kJ/mm e D) zona fundida da amostra soldada com aporte térmico 1,5kJ/mm.



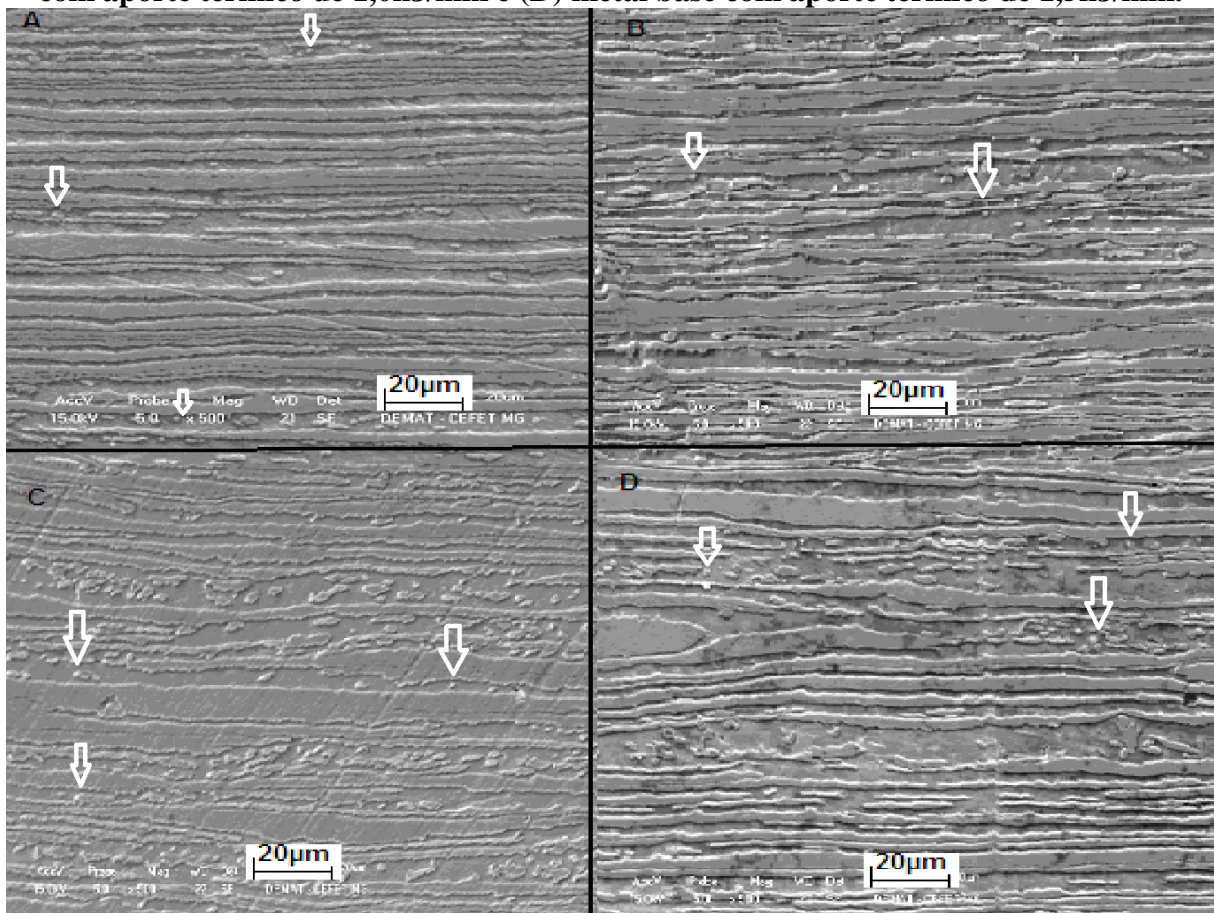
Fonte: Autor.

7.6 Análise por microscopia eletrônica de varredura (MEV)

Na análise por microscopia eletrônica de varredura, foram feitas imagens por elétrons secundários para análise da morfologia e por elétrons retroespalhados para análise da diferença de densidade entre as fases.

Na figura 29 observa-se que o aporte térmico não influencia na morfologia do metal base. Nota-se que não ocorrem alterações na microestrutura do metal base, o que é justificado pela pouca influência do processo de soldagem no metal base. Observa-se na microestrutura a presença da fase ferrítica (fase escura) e fase austenítica (fase clara). As setas indicam a presença de fases sigma (σ) em quantidades desprezíveis, o que justifica a não detecção dos mesmos nos ensaios de difração de raios X.

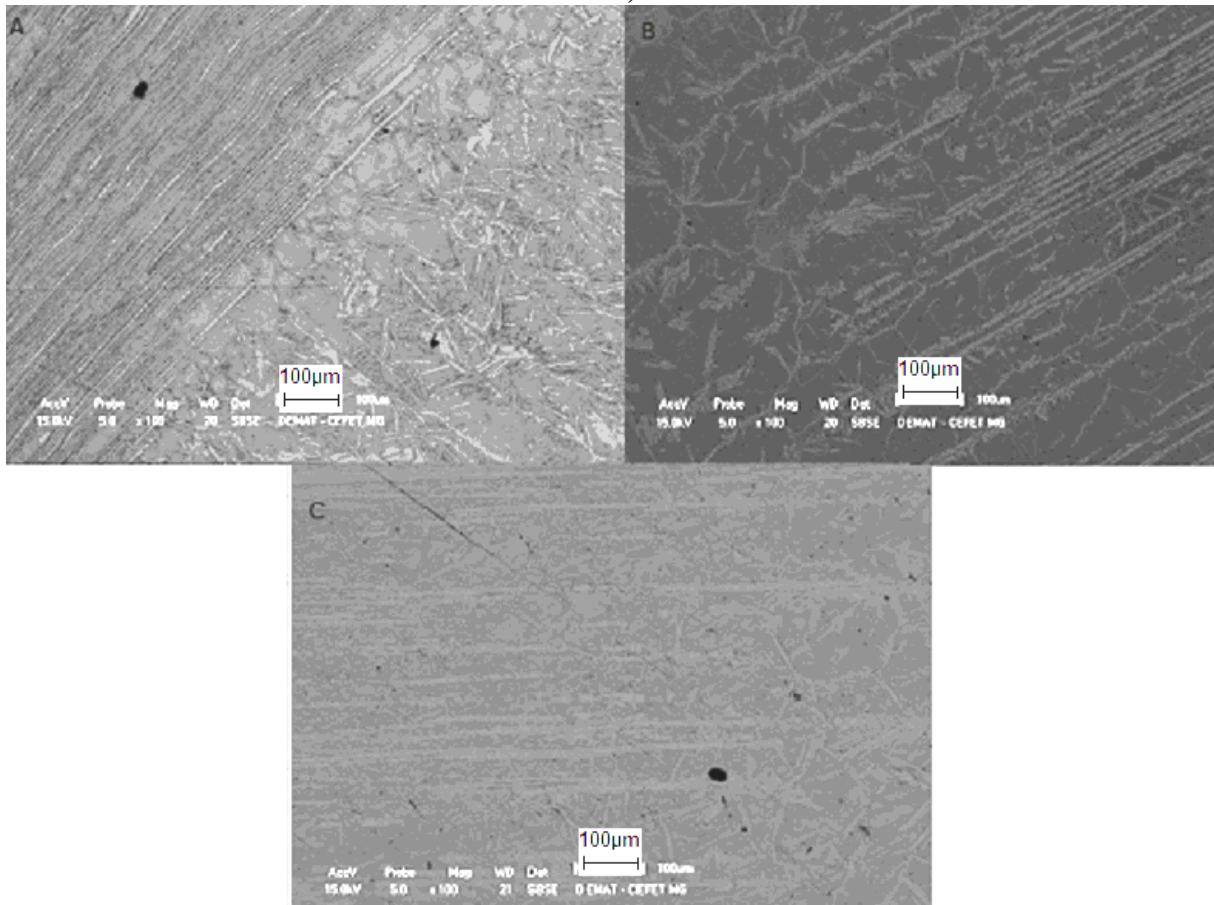
Figura 29 - Imagens de elétrons secundários, com aumento de 500 X: (A) amostra do metal base sem solda; (B) metal base com aporte térmico de 0,5kJ/mm; (C) metal base com aporte térmico de 1,0kJ/mm e (D) metal base com aporte térmico de 1,5kJ/mm.



Fonte: Autor.

Análises da figura 30 mostram as imagens do MEV obtidas por elétrons retroespalhados. Observa-se na figura 30 (A) a zona termicamente afetada e o metal base de uma amostra soldada com aporte térmico de 0,5 kJ/mm. Nota-se a que a ZTA ocorre alteração da microestrutura quando comparada com a do metal base. Verificam-se, também, no metal base as bandas de ferrita e austenita na direção em que o aço foi laminado. Na figura 30 (B) observa-se a zona termicamente afetada e o metal base de uma amostra soldada com aporte térmico de 1,0 kJ/mm. Como no caso da amostra soldada com 0,5 kJ/mm, não ocorreu alteração do metal base, e a ZTA apresentou modificação da sua estrutura. A figura 30 (C) apresenta apenas a zona fundida de uma amostra soldada com aporte térmico de 1,5 kJ/mm, não é possível visualizar a transição da ZTA para a zona fundida, devido o cordão de solda ter fundido em toda a espessura do material.

Figura 30 - Imagens de elétrons retroespalhados, com aumento de 100 X: (A) amostra da ZTA e metal base soldada com aporte térmico de 0,5kJ/mm; (B) amostra da ZTA e metal base soldada com aporte térmico de 1,0kJ/mm; (C) zona fundida com aporte térmico de 1,5 kJ/mm.



Fonte: Autor.

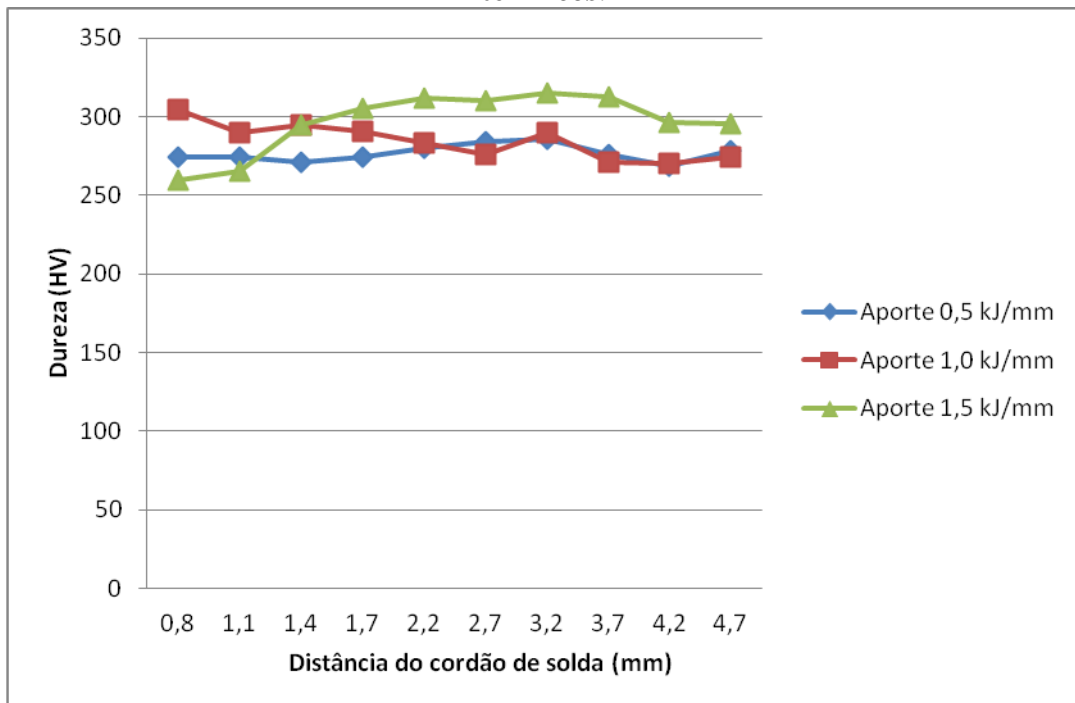
7.7 Ensaios de dureza

O aço inoxidável duplex SAF2205 sem ter sofrido nenhum tratamento térmico ou mecânico possui a dureza igual a 260HV. A dureza obtida para o material como recebido foi igual 294 HV (+/-3,5HV). O maior valor de dureza encontrado pode ser justificado, uma vez que o material recebido é uma chapa laminada a frio, processo de conformação que resulta no encruamento do material, portanto, proporciona um aumento de dureza.

De acordo com Jana (1992) a dureza do aço inoxidável duplex SAF2205 reduz com o aumento do aporte térmico entre 0,4 e 0,8 kJ/mm. Amostras soldadas com valores superiores de aporte térmico possuem pouca variação da dureza em função desse parâmetro.

Observa-se na figura 28 que o perfil de dureza da amostra com aporte térmico de 0,5kJ/mm não variou na ZTA. Para a amostra com aporte térmico de 1,0kJ/mm a dureza apresentou um decréscimo da interface da zta para o metal base. Para a amostra com aporte térmico de 1,5kJ/mm a dureza apresentou um aumento da interface da zona fundida para o metal base. Conforme se pode observar a dureza das amostras ficaram próximas do valor do material conforme recebido. Para uma análise mais cuidadosa desse perfil de dureza, será necessária uma análise metalográfica quantitativa, na qual, conhecendo as quantidades das fases presentes será possível realizar uma análise mais crítica.

Figura 29 - Perfil de dureza da ZTA das amostras soldadas com diferentes aportes térmicos.



Fonte: Autor

8 CONCLUSÃO

Através da análise dos resultados obtidos é possível concluir que:

- Não é recomendado a soldagem de chapas, com espessura inferior ou igual a 4 mm, utilizando aporte térmico de 2,5kJ/cm devido ao elevado calor localizado fornecido à chapa.
- O aporte térmico influencia nas características finais do cordão de solda. Quanto maior o aporte térmico durante a soldagem maior será a espessura do cordão de solda.
- As amostras que perderam maior quantidade de massa por mm², após o ensaio de corrosão, foram as soldadas com aporte térmico igual a 1,0kJ/mm, seguidas das soldadas com 1,5kJ/mm e as soldadas com aporte térmico de 0,5kJ/mm. Entretanto, a perda de massa observada foi muito pequena. Como esperado, as amostras do aço duplex SAF2205 sem solda não apresentaram perda de massa devida à sua elevada resistência a corrosão.
- Os resultados da difração de raio X do aço inoxidável duplex SAF2205 confirmaram que as fases presentes no aço como recebido foram de 41% ferrita e de 59% austenita.
- A análise das micrografias das amostras mostraram que ao aumentar o aporte térmico ocorre crescimento dos grãos austeníticos na zona fundida.
- Quanto maior o aporte térmico utilizado durante o processo de soldagem menor é a quantidade de ferrita na zona fundida. Esse fato pode ser justificado pelo fato de que aumentando o aporte térmico, e conseqüentemente a energia fornecida ao processo, ocorre a redução da velocidade de resfriamento, resultando no aumento da austenita.
- O processo de soldagem promove a formação de uma terceira fase no material, a fase sigma (σ). Quanto maior o aporte térmico menor a quantidade de ferrita, sugerindo que ocorre a decomposição da mesma em austenita e fases deletérias.
- Por meio do perfil de dureza foi observado que o valor de dureza para todas as amostras ficaram próximas do valor do material conforme recebido.

REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS

ASSOCIAÇÃO BRASILEIRA DE CORROÇÃO. **Polarização, passivação e velocidade de corrosão**. 2006. Disponível em: <www.abraco.org.br>. Acesso em: mar.2012.

ABREU, H. F. G. ; MENEZES, J. W. A.; RIBEIRO, J. E. M.; MIRANDA, H. C.. Efeito da energia de soldagem sobre a fração volumétrica da fase ferrítica no aço inoxidável duplex UNS S 31803. In: CONGRESSO BRASILEIRO DE P&D EM PETRÓLEO E GAS, 3. 2005, Salvador. **Anais...** 2005. v. 1.

AÇOS inoxidáveis duplex. 2011. Disponível em:<http://www.infomet.com.br/acos-e-ligas-conteudo.php?cod_tema=9&cod_secao=10&cod_assunto=119> Acesso em: 10 out. 2011.

ANSELMO, N. et al. Corrosion behavior of supermartensitic stainless steel in aerated and CO₂-saturated synthetic seawater. **Materials Science and Engineering A**, v.428, p. 7379, 2006.

ASM HANDBOOK. **Metallography and microstructures**. v. 9, p. 228-293,1993.

BATISTA, SILVIO ROGÉRIO de FREITAS. **Resistência à corrosão de aços inoxidáveis duplex fundidos, em ambientes contendo íons cloretos e CO₂**. Tese (Doutorado) – Centro de Ciências Exatas e de Tecnologia – Programa de Pós-Graduação em Ciência e Engenharia de Materiais, Universidade Federal de São Carlos, 2002.

DAVIS, J.R. Stainless Steel.**ASM specialty handbook**. ASM International. EUA. 2. ed, p. iii, 1996.

FEDELE, R.; BRANDI, S.D.; LEBRÃO, S.G. **Soldagem multipasse do aço inoxidável duplex uns S31803 por eletrodo revestido**. In: CONGRESSO NACIONAL DE SOLDAGEM, 25. ,1999, Belo Horizonte. **Anais...**Belo Horizonte,1999.

GENTIL, V. **Corrosão**. 4. ed.. Rio de Janeiro: LTC, 2003, p. 115.

GIRÃO, I. F. **Caracterização da resistência à corrosão por pite do aço UNS S31803 após soldagem**. Centro Universitário da FEI, Fundação Educacional Inaciana , 2007.

GOMES, E. S. P.; VINÃS, J. B.; VATAVUK, J. **Aços inoxidáveis duplex: propriedades e aplicações na indústria química**. In: CONGRESSO DE AUTOMAÇÃO E EQUIPAMENTOS DA INDÚSTRIA QUÍMICA, 1999, São Paulo. **Anais...** ABIQUIM, São Paulo, 1999.

GUSMÃO, E.F; AZAMBUJA, V.M; SANTOS, D. S. **Estudo de efeito corrosivo do petróleo em aços super duplex**. In: CONGRESSO BRASILEIRO DE ENGENHARIA E CIÊNCIA DOS MATERIAIS, 19, 2010, Campos de Jordão. **Anais...** Campos do Jordão, 2010.

INFLUÊNCIA da composição química na resistência à corrosão. 2011. Disponível em: <<http://www.elinox.com.br/aco-inox/tipos-de-corrosao>>. Acesso em: 18 nov. 2011.

JANA, S. 1992 Effect of heat input on the HAZ properties of two duplex stainless steels, **Journal of Materials Processing Technology**, v. 33, n.3, p. 247-261.

MAGNABOSBO, R.; MÉLO, E.; SANTOS, D. Estudo comparativo dos métodos de quantificação de porcentagem de fração de ferrita em aço inoxidável duplex (SAF 2205). In: INOX 2008: SEMINÁRIO BRASILEIRO DO AÇO INOXIDÁVEIS, 9., 2008, São Paulo, **Anais...** São Paulo: NUCLEOINOX, 2008 p. 96.

MARQUES, P.V. Tecnologia de soldagem. Fundação Cristiano Otoni – FCO. ESAB. Belo Horizonte, 2002. 352p.

MARTINS, M. **Caracterização microestrutural-mecânica e resistência à corrosão do aço inoxidável super duplex ASTM A890 / A890M Grau 6^a**. Tese (Doutorado)- Universidade de São Paulo, Interunidades EESC-IFSC-IQSC, 2006.

NICHOLLS, J.M. Corrosion properties of duplex stainless steels: general corrosion, pitting and crevice corrosion. In: CONFERENCE DUPLEX STAINLESS STEELS, 94, Glasgow-Scotland, 1994. **Proceedings...** England, TWI, 1994.

NILSSON, J. O. Super duplex stainless steels. **Materials Science and Technology**, v. 8, p.685-700, Agu. 1992.

NILSSON, J. O. Physical metallurgy of duplex stainless steels. IN: DUPLEX STAINLESS STEEL 97, 5. **Proceedings...**, World Conference, Maastricht, Holanda, p. 73-82, Oct.1997.

NORMA ASTM G48: standard test methods for pitting and crevice corrosion resistance of stainless steels and related alloys by use of ferric chloride solution. Designation: G48 - 03, p. 1-4, 7-8.

OLIVEIRA, T. R.; FARIA, R. A. Metalurgia da soldagem dos aços inoxidáveis ferríticos. In: SEMINÁRIO INOX, 4, 2000. **Anais...** São Paulo, 2000. p.85-92.

PAREDES, R. S. C.; PIZA, M.; D'OLIVEIRA, A. S. C. M.; BUSCHINELLI, A. J. A.; CAPRA, A. Avaliação de revestimentos de alumínio submetidos ao ensaio salt spray. In: CONGRESSO BRASILEIRO DE ENGENHARIA DE FABRICAÇÃO, 1, 2001, Curitiba. **Anais...** Curitiba, 2011.

PISTOTIOUS, P. C. ; BURSTEIN, G. T. **Phil.Trans.** Roy. SOC. Lond. Series A, 341, 531, 1992.

RAMIREZ LONDOÑO, A.J. Estudo da precipitação de nitreto de cromo e fase sigma por simulação térmica da zona afetada pelo calor na soldagem multipasse de aços inoxidáveis duplex. Dissertação (Mestrado), Escola Politécnica da Universidade de São Paulo, 1997.

SEDRICKS, A. J. (1986) Effects of alloy composition and microstructure on the passivity of stainless steels, **Corrosion**, v. 42, n.7, p. 376-389 apud MAGNABOSCO, R (2001) **Influência da microestrutura no comportamento eletroquímico do aço inoxidável UNS S31803 (SAF 2205)**, Tese (Doutorado), USP, São Paulo.

SENATORE, M.; FINZETTO, L.; PEREA, E. Estudo comparativo entre os aços inoxidáveis duplex e os inoxidáveis AISI 304L/316L. In: CONGRESSO BRASILEIRO DE ENGENHARIA E CIÊNCIA DOS MATERIAIS, 19, 2010, Campos de Jordão. **Anais...** Campos do Jordão, 2010.

SILVA, A. L. V. C.; MEI, P. C.. **Aços e ligas especiais**. 3 ed. São Paulo: Blucher, 2010, 776p.

SOLOMON, H.D., DEVINE, T.M. Duplex stainless steels - a tale of two phases. IN: LULA, R. A. Duplex Stainless Steels, 1982. **Proceedings....** Ed. ASM, Materials Park, OH, EUA, 1984, p.693-756.

SOUZA, E.C.; ROSSITTI S.M.; ROLLO, J.M.D.A. Influence of chloride ion concentration and temperature on the electrochemical properties of passive films formed on a super duplex stainless steel. **Materials Characterization**, v.61, p. 240-244, 2010.

TIPOS de corrosão. 2011. Disponível em: <<http://www.elinox.com.br/aco-inox/tipos-de-corrosao>>. Acesso em: 18 nov. 2011.

WELDING HANDBOOK (AWS). Fundamentals of Welding. 9. ed., v.1, 2004, 373p.