



CENTRO FEDERAL DE EDUCAÇÃO TECNOLÓGICA DE MINAS GERAIS



Dissertação de Mestrado

Camila Soares Fonseca

**INFLUÊNCIA DO APORTE TÉRMICO SOBRE A MICROESTRUTURA E A
SUSCEPTIBILIDADE A FORMAÇÃO DE FASE SIGMA NO AÇO INOXIDÁVEL
DUPLEX SAF2205**

Belo Horizonte

Janeiro de 2015

CAMILA SOARES FONSECA

**INFLUÊNCIA DO APORTE TÉRMICO SOBRE A MICROESTRUTURA E A
SUSCEPTIBILIDADE A FORMAÇÃO DE FASE SIGMA NO AÇO INOXIDÁVEL
DUPLEX SAF2205**

Dissertação apresentada ao Programa de Pós-Graduação em Engenharia de Materiais do CEFET-MG, na área de concentração de Ciência e Desenvolvimento de Materiais, na Linha de Pesquisa em Seleção, Processamento e Caracterização, como parte integrante dos requisitos para a obtenção do título de Mestre em Engenharia de Materiais.

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

Belo Horizonte

2015

Fonseca, Camila Soares.
F676i Influência do aporte térmico sobre a microestrutura e
susceptibilidade a formação de fase sigma no aço inoxidável duplex
SAF2205 / Camila Soares Fonseca. - 2015.
105 f. : il.; tabs. ; grafs ; fotos. –

Orientadora: Ivete Peixoto Pinheiro Silva.
Dissertação (mestrado) – Centro Federal de Educação
Tecnológica de Minas Gerais, Programa de Pós-Graduação em
Engenharia de Materiais, Belo Horizonte, 2015.

Bibliografia.

1. Aço inoxidável duplex. 2. Soldagem. 3. Caracterização de
materiais. 4. Metalografia. I. Silva, Ivete Peixoto Pinheiro. II.
Título.

CDD: 671.52

**INFLUÊNCIA DO APORTE TÉRMICO SOBRE A MICROESTRUTURA E A
SUSCEPTIBILIDADE A FORMAÇÃO DE FASE SIGMA NO AÇO INOXIDÁVEL
DUPLEX SAF2205**

Dissertação apresentada em 16 de janeiro de 2015 por Camila Soares Fonseca, ao Curso de Mestrado em Engenharia de Materiais do Centro Federal de Educação Tecnológica de Minas Gerais – CEFET-MG, na área de concentração de Ciência e Desenvolvimento de Materiais, na Linha de Pesquisa em Seleção, Processamento e Caracterização, aprovada pela banca examinadora constituída dos professores:

Prof^ª. Ivete Peixoto Pinheiro Silva- orientadora

Doutora, Centro Federal de Educação Tecnológica de Minas Gerais

Prof^º. Sidney Nicodemos da Silva

Doutor, Centro Federal de Educação Tecnológica de Minas Gerais

Prof^º. Almir Gonçalves Vieira

Doutor, Centro Federal de Educação Tecnológica de Minas Gerais

Belo Horizonte, 16 de janeiro de 2015.

AGRADECIMENTOS

A Deus, por iluminar sempre o meu caminho e me dar sabedoria e tranquilidade nos momentos que mais preciso.

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

Ao Prof. Dr. Sidney Nicodemos da Silva pelo incentivo e disponibilidade constante em me ajudar na elaboração desse trabalho.

Ao Prof. Lúcio Pinto, pela disponibilização do software Quantikov e ajuda na quantificação das fases.

A Dr^a. Margareth Spangler Andrade e aos pesquisadores Tompson Júnior Ávila Reis e Cynthia Serra Batista Castro, do Centro de Inovação e Tecnologia SENAI FIEMG - Campus CETEC, pelo apoio na elaboração dos ensaios.

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.

A CAPES pelo apoio financeiro.

RESUMO

Os aços inoxidáveis duplex possuem uma microestrutura austeno-ferrítica com fração média de cada fase de cerca 50%. A microestrutura bifásica é responsável por melhorar as propriedades mecânicas e principalmente sua resistência a corrosão. A soldagem destes aços é frequentemente uma operação crítica, devido aos ciclos térmicos aos quais o material é submetido. Os parâmetros de soldagem escolhidos devem alterar o mínimo possível o balanceamento das fases e não proporcionarem condições favoráveis para a precipitação de fases deletérias. O objetivo desse trabalho é analisar a influência do aporte térmico sobre a microestrutura e susceptibilidade a formação de fase sigma de juntas soldadas do aço duplex SAF2205. O material analisado consiste em chapas de aço duplex SAF2205, fabricada pela Aperam South America. As chapas foram soldadas pelo processo de soldagem GMAW, variando apenas o aporte térmico em 0,5kJ/mm, 1,0kJ/mm, 1,5 kJ/mm e 2,5 kJ/mm. Após essa etapa as chapas foram cortadas, analisadas por meio de metalografia, DRX, microdureza Vickers e quantificação das fases. As microestruturas do metal base, zona termicamente afetada (ZTA) e metal de solda foram caracterizadas e quantificadas e foi analisada a suscetibilidade de formação da fase sigma em cada uma das regiões de solda. Foi elaborado o perfil de microdureza em função do aporte térmico utilizado na soldagem para o SAF2205. Por meio deste perfil verificou-se que ocorre a redução da dureza na ZTA devido o aumento de ferrita nesta região e que quanto maior o aporte térmico maior a dimensão da ZTA. Por meio da análise metalográfica foi realizado o estudo da morfologia da austenita nas regiões de solda. Por meio do DRX foi determinada a presença de fase sigma nas regiões de solda. Concluiu-se com os resultados deste trabalho que se deve utilizar nos processos de soldagem GMAW de aços inoxidáveis duplex SAF2205, aporte térmico igual a 1,5 kJ/mm quando se deseja manter o balanceamento das fases e aporte térmico igual a 0,5 kJ/mm quando o objetivo for evitar a formação de fase sigma.

PALAVRAS-CHAVE: aço duplex, GMAW, aporte térmico, fase sigma.

ABSTRACT

Duplex stainless steels have austenitic-ferritic microstructure with an average fraction of each phase of about 50%. The biphasic microstructure is responsible for improving the mechanical properties and particularly its corrosion resistance. The welding of these steels is often a critical operation due to the thermal cycles to which the material is subjected. The selected welding parameters should change as little as possible the balance of the phases and does not provide favorable conditions for the precipitation of deleterious phases. The aim of this study is to analyze the influence of the heat input on the microstructure and susceptibility to sigma phase formation of welded joints of duplex steel SAF2205. The analyzed material consists of SAF2205 duplex steel sheets manufactured by Aperam South America. The plates were welded by GMAW welding process, varying only the heat input in 0,5kJ / mm 1,0kJ / mm 1.5 kJ / mm to 2.5 kJ / mm. After this step the plates were cut, analyzed by metallography, XRD, microhardness and quantification of phases. The microstructures of the base metal, the heat affected zone (HAZ) and weld metal were characterized and quantified and analyzed the susceptibility of formation of sigma phase in each of the weld regions. Was prepared the microhardness profile due to the heat input used in welding for SAF2205. By means of this profile it was found that there is a reduction in the HAZ toughness due to the increase of ferrite and that in this region the higher the greater the heat input size of the HAZ. Through metallographic analysis was performed to study the morphology of the austenite in the weld regions. Through XRD was determined by the presence of sigma phase in the weld regions. Concluded with the results of this work that must be used in GMAW welding processes of stainless steel duplex SAF2205, heat input equal to 1.5 kJ / mm when you want to keep the balance of the phases and heat input of 0.5 kJ / mm when the goal is to avoid sigma phase formation.

KEYWORDS: duplex steel, GMAW, heat input, sigma phase.

LISTA DE FIGURAS

Figura 1- Representação esquemática dos grupos de aços inoxidáveis no diagrama de Schaeffler.....	16
Figura 2 - Seção transversal de uma solda.....	21
Figura 3- Processo de Soldagem MIG/MAG.....	22
Figura 4- Equipamento para a soldagem GMAW.....	23
Figura 5- Diagrama esquemático, curva característica estática do arco.....	25
Figura 6- Distância Bico de Contato-Peça (DBCP).....	27
Figura 7- a) Comportamento do arco em CC+ e (b) em CC-.....	29
Figura 8- Transferência do metal por spray.....	32
Figura 9- Transferência por curto-circuito.....	33
Figura 10- Influência do cromo na velocidade de oxidação de ligas Fe-Cr.....	35
Figura 11 - Microestrutura típica do aço inoxidável duplex SAF2205.....	41
Figura 12 - Difratoograma do aço inoxidável duplex SAF2205.....	41
Figura 13 - Microestrutura (A) do aço sem laminação, atacado com Behara e (B) do aço laminado, atacado com água régia.....	42
Figura 14- Relação entre a temperatura e o surgimento de precipitados.....	44
Figura 15 - Diagrama TTT de precipitação de fase sigma no aço duplex SAF2205.....	45
Figura 16- Modelo de nucleação e crescimento da fase σ em um AID.....	46
Figura 17- Micrografia (MEV) do aço inoxidável duplex SAF2205 evidenciando o desenvolvimento da fase sigma.....	47
Figura 18- Precipitação isotérmica de fase sigma para o aço UNS S31803.....	48
Figura 19- Região da ZTA das juntas soldadas com aporte térmico de (a) 1,5kJ/mm e (b) 2,5 kJ/mm.....	49
Figura 20- Variação da microdureza em função do aporte térmico C1- 0,85 kJ/mm, C2- 2,50 kJ/mm e C3- 2,51 kJ/mm.....	50
Figura 21- Difratoograma de Raio- X em SAF2205 envelhecido a 850°C por 30minutos.....	51
Figura 22- Difração de Raio-X para amostra que ficou a 870°C por 5minutos.....	52
Figura 23- Difração de Raio-X para amostra que ficou a 870°C por 10minutos.....	52
Figura 24- Difração de Raio-X para amostra que ficou a 870°C por 15minutos.....	53

Figura 25 - Micrografia do metal base, região de solda e zona termicamente afetada	54
Figura 26 - Diagrama esquemático que define as diferentes zonas da junta soldada de acordo com a repartição térmica para um aço inoxidável duplex	55
Figura 27 - Microestrutura do SAF2205 (A) Zona fundida (B) ZTA (C) Metal base ...	56
Figura 28 - Gráfico da fração volumétrica de ferrita em função da energia de soldagem para o aço duplex SAF2205	57
Figura 29 - Micrografias mostrando a extensão da ZTA para a) 12 kJ/cm e b) 18 kJ/cm. Ataque Behara modificado, aumento 100X.	57
Figura 30 - Diagrama de equilíbrio binário Fe - Cr.....	58
Figura 31- Relação entre energia de soldagem e fração de ferrita.....	62
Figura 32- Microestrutura típica da ZF.....	63
Figura 33- Microestrutura do UNS S32304 (a) Zona afetada pelo Calor (b) Zona Fundida.....	64
Figura 34- Fração relativa de ferrita no MB, MS e ZTA nas diversas energias de soldagem.....	65
Figura 35- Gráfico com as médias obtidas de microdureza (a) MS e (b) na ZTA dos AID e AISD.....	66
Figura 36- Variação da dureza para amostras soldadas com aporte térmico 0,8 kJ/mm.	68
Figura 37- Variação da dureza para amostras soldadas com aporte térmico de 1,3 kJ/mm.	68
Figura 38- Variação da dureza para amostras soldadas com aporte térmico 3,4 kJ/mm.	68
Figura 40 - Equipamento para soldagem Raltrec FW1000.	69
Figura 41 - Chapa de aço duplex SAF 2205 soldada com aporte térmico de 1,0 kJ/mm.	71
Figura 41 - Shimadzu, Difratometro de Raio-X XRD-7000.....	75
Figura 42- Chapa de aço duplex SAF2205, soldada com aporte térmico de 2,5kJ/mm	76
Figura 43 – Aço SAF 2205 (A) cordão soldado com 0,5kJ/mm (B) cordão soldado com 1,0kJ/mm (C) cordão soldado com 1,5kJ/mm.....	77
Figura 44- Perfil de dureza em função do aporte térmico do SAF2205.	79

Figura 45- Micrografias: Aporte térmico 0,5kJ/mm: A)metal base, B) ZTA, C) ZF soldado. Aporte térmico 1,0kJ/mm: D)metal base, E) ZTA, F) ZF. Aporte térmico 1,5kJ/mm: G)metal base,H) ZTA, I) ZF . Ataque: Behara I.	82
Figura 46- Diferentes morfologias da austenita, em amostras soldadas com aporte térmico de 0,5kJ/mm na (a) ZTA e na (b) ZF. Ataque: Behara I.....	83
Figura 47- Diferentes morfologias da austenita, em amostras soldadas com aporte térmico de 1,0kJ/mm na (a) ZTA e na (b) ZF. Ataque: Behara I.....	84
Figura 48- Diferentes morfologias da austenita, em amostras soldadas com aporte térmico de 1,5kJ/mm na (a) ZTA e na (b) ZF. Ataque: Behara I.....	85
Figura 49- Micrografias: Aporte térmico 0,5kJ/mm: A) ZF, B) ZTA, C) metal base. Aporte térmico 1,0kJ/mm: D) ZF, E) ZTA, F) metal base. Aporte térmico 1,5kJ/mm: G) ZF,H) ZTA, I) metal base .Ataque: Behara modificado.....	86
Figura 52- Micrografia da ZTA das amostras soldadas com aporte térmico de (A) 0,5 kJ/mm (B) 1,0 kJ/mm e (C) 1,5 kJ/mm. Ataque: KOH 10%.....	87
Figura 42- Imagem da ZTA da amostra soldada com 0,5 kJ/mm (A) antes do tratamento no <i>Quantikov</i> (B) após o tratamento.	88
Figura 43- Imagem de uma amostra soldada com 0,5 kJ/mm (A) antes do ajuste da leitura das fases e (B) após o ajuste.	89
Figura 53- Fração de ferrita e austenita (amostra-0,5kJ/mm).....	90
Figura 54- Fração de ferrita e austenita (amostra-1,0kJ/mm).....	91
Figura 55- Fração de ferrita e austenita (amostra-1,5kJ/mm).....	92
Figura 56- Difratoograma de raios-X do aço inoxidável duplex SAF2205 conforme recebido.....	93
Figura 57-Difratoograma de raios-X do aço inoxidável duplex SAF2205 soldado com 0,5kJ/mm.....	94
Figura 58-Difratoograma de raios-X do aço inoxidável duplex SAF2205 soldado com 1,0kJ/mm.....	94
Figura 59- Difratoograma de raios-X do aço inoxidável duplex SAF2205 soldado com 1,5kJ/mm.....	95

LISTA DE TABELAS

Tabela 1- – Especificação técnica do aço inoxidável duplex SAF2205 (%peso).....	37
Tabela 2 - Comparação entre as propriedades mecânicas dos aços inoxidáveis de microestrutura duplex com as ligas austeníticas.	38
Tabela 3 - Composições dos aços inoxidáveis duplex.	40
Tabela 4- Composição química de algumas fases deletérias.	43
Tabela 5- Medidas de Ferritoscópio na região da ZTA.	65
Tabela 6- Composição química do aço inoxidável duplex SAF2205 (% peso).....	69
Tabela 7 - Parâmetros utilizados na soldagem do SAF 2205.....	71

LISTA DE ABREVIATURAS E SIGLAS

A= ampéres

ABNT = Associação Brasileira de Normas Técnicas

AID= Aço inoxidável duplex

AISD= Aço inoxidável super duplex

Al= Alumínio

Ar= Argônio

C= carbono

CC-=eletrodo ligado ao pólo negativo

CC+= eletrodo ligado ao pólo positivo

CO= monóxido de carbono

CO₂= dióxido de carbono

Cm= centímetros

Cr= cromo

Cu= cobre

DBCP= Distância Bico de Contato-Peça

DRX = Difração de raios-X

EPP= endurecíveis por precipitação

Fe= ferro

Gf= carga força

GMAW= *Gas Metal Arc Welding*

H= hidrogênio

H₂O= água

He= hélio

K= potássio

KJ= kilo joule

MAG = *Metal Active Gas*

MB= metal base

MEV = Microscopia eletrônica de varredura

MIG =*Metal Inert Gas*

Mm= milímetros

Mn= manganês

Mo= molibdênio

MPa= mega pascal

MS= metal de solda

N₂ = nitrogênio

Na= sódio

Ni= níquel

O₂= oxigênio

P= fósforo

S= enxofre

Si= silício

V= volts

ZF= zona fundida

ZTA= zona termicamente afetada

α = Fase ferrita

γ = Fase austenita

η = Fase laves

σ = Fase sigma

χ = Fase chi

SUMÁRIO

1 INTRODUÇÃO	15
2 OBJETIVOS	19
2.1 Objetivo Geral	19
2.2 Objetivos Específicos	19
3 SOLDAGEM	20
3.1 Soldagem GMAW	19
3.1.1 Arames Sólidos	24
3.1.2 Fundamentos do Arco Elétrico	24
3.1.3 Variáveis no processo GMAW	25
3.1.3.1 Corrente de soldagem	26
3.1.3.2 Tensão de soldagem	26
3.1.3.3 Stickout	27
3.1.3.4 Influência da Orientação do Eletrodo no GMAW	27
3.1.3.5 Velocidade de soldagem	28
3.1.3.6 A Influência da polaridade no processo GMAW	28
3.1.3.7 Gases de Proteção	29
3.1.3.8 Modo de transferência	31
3.1.4 Problemas na soldagem GMAW	33
3.1.5 Vantagens, Desvantagens e Aplicações do processo GMAW	34
4 AÇOS INOXIDÁVEIS	35
5 AÇOS DUPLEX	37
5.1 Composição química	39
5.2 Microestrutura	40
5.3 Fase sigma	42
5.4 Soldagem do aço duplex	53
5.4.1 Microestrutura do aço duplex na soldagem	53
5.4.2 Transformações durante a solidificação na poça de fusão	58
5.5 Corrosão em aços duplex	59
5.6 Influência do aporte térmico no aço inoxidável duplex	60
6 MATERIAIS E MÉTODOS	69
6.1 Materiais	69

6.2 Composição Química	69
6.3 Processo de Soldagem	69
6.4 Ensaio de Microdureza.....	74
6.5 Análise metalográfica	72
6.5.1 Análise metalográfica da ferrita e da austenita.....	72
6.5.2 Análise metalográfica da fase sigma	73
6.6 Quantificação das fases	74
6.7 Difração de Raios X.....	74
6.4 Cálculo do sigma equivalente.....	75
7 RESULTADOS E DISCUSSÕES.....	76
7.1 Composição Química	76
7.2 Processo de Soldagem	76
7.3 Ensaio de Microdureza.....	77
7.4 Análise metalográfica	80
7.4.1 Análise metalográfica da ferrita e da austenita.....	80
7.4.2 Análise metalográfica da fase sigma	85
7.5 Quantificação das fases	88
7.6 Difração de Raios X.....	92
7.7 Cálculo do sigma equivalente.....	96
8 CONCLUSÃO	97
9 RELEVÂNCIA DOS RESULTADOS ENCONTRADOS.....	97
10 SUGESTÕES PARA TRABALHOS FUTUROS	100
REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS	101

1 INTRODUÇÃO

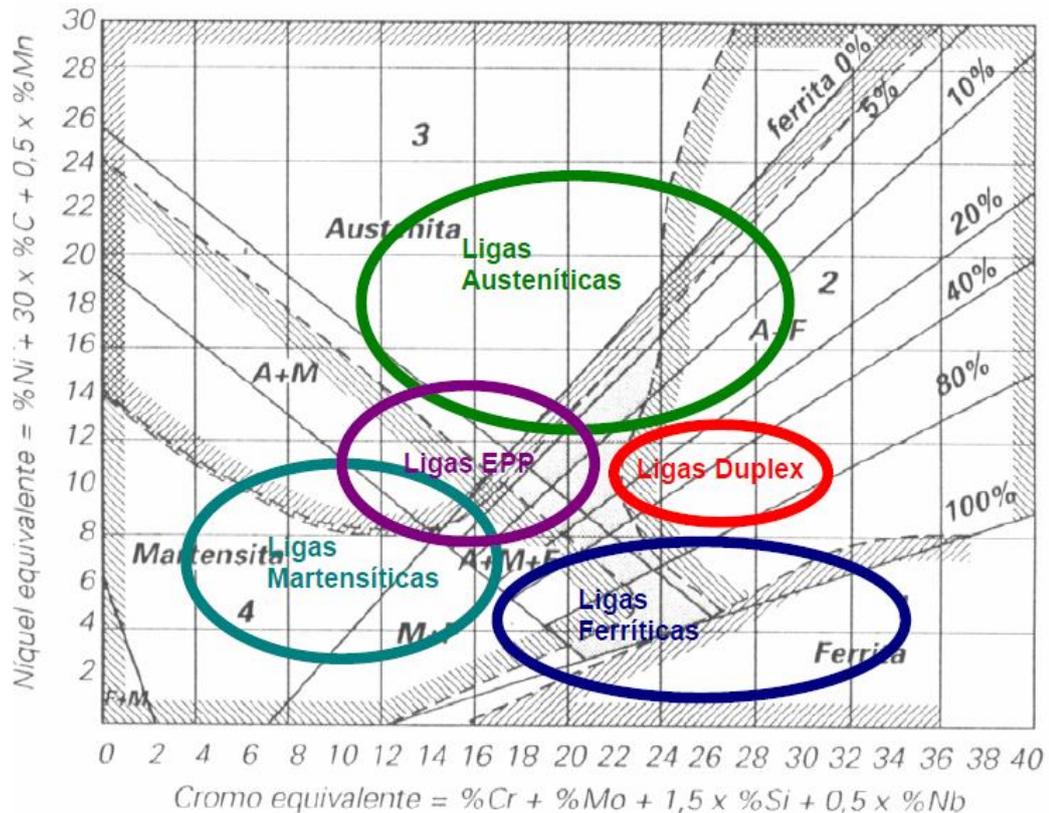
Os aços inoxidáveis surgiram no começo do século XX, por meio de estudos realizados por metalurgistas franceses. Em 1909 os aços inoxidáveis foram classificados como Ferrítico, Martensítico e Austenítico (AÇO, 2011).

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 (EPP) 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 à 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).

A soldagem é um processo no qual ocorre a união das peças com ou sem aplicação de pressão. Este processo pode ser realizado com ou sem metal de adição. Existem muitas variáveis que devem ser controladas durante o processo de soldagem.

Principalmente na soldagem de aços inoxidáveis e ligas resistentes a altas temperaturas. O metal de adição utilizado na soldagem desses aços deve ter propriedades físicas e mecânicas adequadas, e também, deve ser semelhante ao metal base em relação às propriedades de resistência à corrosão e resistência a exposição a altas temperaturas (BACKMAN, 1977).

Em aplicações em que ocorre um resfriamento rápido, entre 1200 e 800°C, a precipitação de austenita é suprimida e acaba precipitando nitretos de cromo na matriz ferrítica. No caso em que o aço é aquecido em temperaturas próximas a 1000°C, sua microestrutura não é estável e pode ocorrer a precipitação de fase sigma ou nitreto de cromo. O aparecimento destas fases pode prejudicar o desempenho dos aços inoxidáveis duplex, principalmente em termos de propriedades mecânicas, resistência à corrosão e soldabilidade (SOLOMON; DEVINE, 1982).

Os ciclos térmicos que ocorrem durante a soldagem, podem provocar o surgimento de fases deletérias, sobretudo da fase sigma. Essa fase que surge na exposição da liga a temperaturas entre 500 e 850°C é indesejável por ser quebradiça, resultando em um aço com propriedades mecânicas inferiores. Esse fato pode prejudicar a resistência à corrosão dos aços, devido à perda de cromo para a fase sigma precipitada. Aços com teores de cromo maior que 23% em peso, possibilitam a formação desta fase indesejável na liga (PEREIRA, 2009).

Os aços inoxidáveis duplex são utilizados na fabricação de diversos componentes e produtos, principalmente para aplicações na indústria petrolífera. Nestas aplicações muitas vezes são utilizados processos de soldagem. Para que este processo não altere as propriedades do material são necessários alguns cuidados. Neste trabalho será analisada a influência do aporte térmico nas características físico-químicas do aço duplex SAF2205. De acordo com Butting (2014) recomenda-se utilizar durante a soldagem de aços duplex aporte térmico entre 0,5kJ/mm e 2,5kJ/mm. Neste contexto, para esse estudo serão utilizados aportes de 0,5kJ/mm, 1,0kJ/mm, 1,5kJ/mm e 2,5kJ/mm. A soldagem dos aços duplex é um processo crítico, uma vez que devido ao aquecimento pode ocorrer o desbalanceamento entre as fases, resultando na alteração das propriedades do mesmo. Dessa forma, justifica-se a

aplicabilidade desse estudo e a grande contribuição científica que seus resultados podem proporcionar.

2 OBJETIVOS

2.1 Objetivo Geral

Analisar a influência do aporte térmico sobre as características físico-químicas de juntas soldadas de aço duplex SAF2205.

2.2 Objetivos Específicos

Produzir cordões de solda pelo processo GMAW em chapas de aço inoxidável duplex SAF2205, variando o aporte térmico em três condições.

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

Estudar a influência do aporte térmico na microestrutura dos aços inoxidáveis duplex SAF2205 e na formação de fase sigma.

Quantificar as fases presentes no aço inoxidável duplex SAF2205, como recebido e após a soldagem através do software *Quantikov* e por meio da difração de raios X.

Calcular a suscetibilidade de formação de fase sigma no aço inoxidável duplex SAF2205.

3 SOLDAGEM

A soldagem é uma operação de fabricação de componentes ou produtos 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 Gas*).

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 densidade de 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).

A energia de soldagem, considerando o arco como a única fonte de calor é definida pela equação 1:

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

onde:

E = energia de soldagem em J/cm;

η = eficiência térmica ou rendimento do processo;

V = tensão no arco, em V;

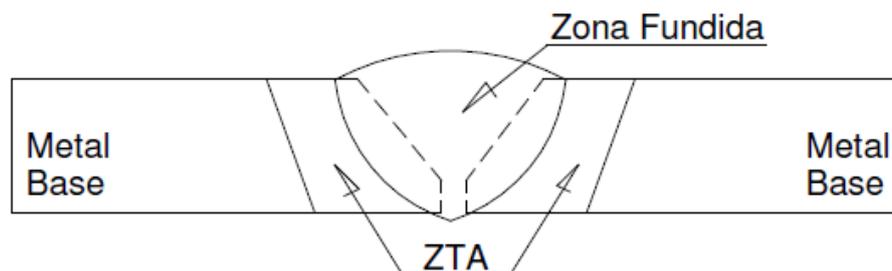
I = corrente de soldagem, em A;

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. O GMAW possui alta eficiência e taxa de deposição. No entanto, neste processo há necessidade de proteção contra ventos, devido à presença de correntes de ar. Além disso, na soldagem GMAW há dificuldade de realização de soldas em lugares estreitos, pois este tipo de soldagem exige um conjunto de equipamentos complexos e é um processo 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 a temperatura de fusão do metal e a composição química depende da intensidade das interações entre o metal base e o

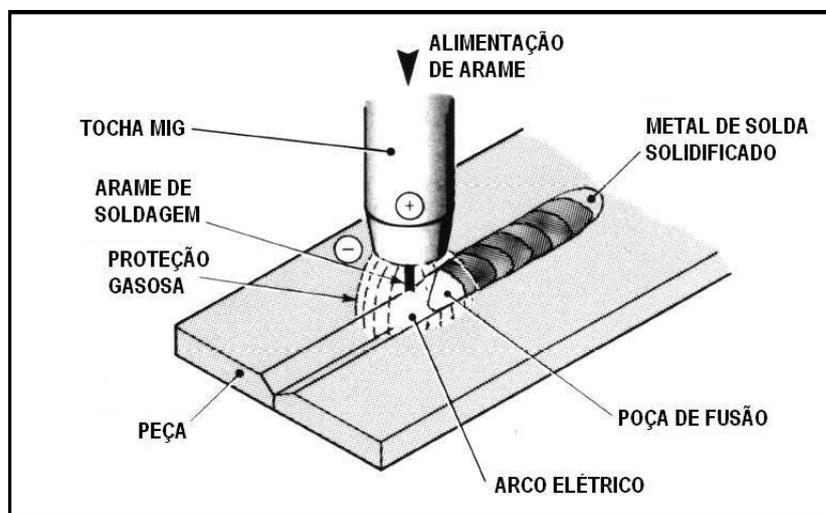
metal de adição, das composições químicas do metal base e de adição (MARQUES, 2002).

A ZTA - 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 rápido aquecimento localizado que provoca variações na microestrutura de acordo com o tipo de material analisado, a temperatura local e as 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).

3.1 Soldagem GMAW

A soldagem GMAW, *Gas Metal Arc Welding*, é um processo no qual ocorre a união das peças por meio de um arco elétrico estabelecido entre a peça e o consumível, que funde continuamente o arame à medida que esse é adicionado à poça de fusão, com a utilização de gás de proteção. Esse processo de soldagem é também conhecido como MIG/MAG, sendo MIG (*Metal Inert Gas*) quando se utiliza como gás de proteção um gás inerte e MAG (*Metal Active Gas*) quando se utiliza um gás ativo (FORTES, 2005). Na figura 3 é possível observar o processo de soldagem MIG/MAG.

Figura 3- Processo de Soldagem MIG/MAG



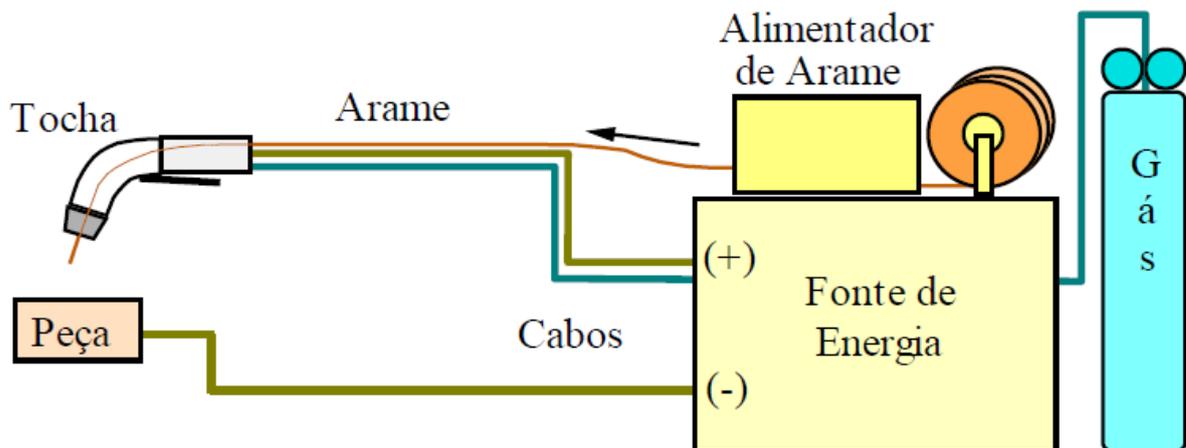
Fonte: FORTES, 2005.

No processo de soldagem GMAW, normalmente, a alimentação do arame é feita por meio de um alimentador motorizado, sendo o soldador que move a tocha, começa e interrompe a soldagem. Dessa forma, esse processo de soldagem é considerado semiautomático (MARQUES; MODENESI; BRACARENSE, 2009).

O valor de rendimento térmico do processo GMAW encontrado na literatura é aproximadamente 80% (BOSWORTH, 1991). Algumas normas informam os valores tabelados do rendimento térmico em função do processo de soldagem. De acordo com a Norma Européia DIN EM 1011-1:2009 o processo GMAW possui rendimento térmico de 80%.

No processo de soldagem GMAW o equipamento básico para o processo consiste em uma fonte de energia, em uma tocha de soldagem, uma fonte de gás e alimentador de arame (MODENESI; MARQUES, 2011). O equipamento para a soldagem GMAW pode ser observado na figura 4.

Figura 4- Equipamento para a soldagem GMAW



Fonte: (MODENESI; MARQUES, 2011).

Após o desenvolvimento do processo de soldagem GMAW, o mesmo passou por diversas melhorias, tornando-se sua aplicação viável na soldagem de todos os metais comercialmente importantes como, por exemplo, os aços, o alumínio, o cobre, entre outros. No caso de materiais que possuem espessura acima de 0,76

mm, é possível realizar a soldagem em praticamente todas as posições (FORTES, 2005).

3.1.1 Arames Sólidos

Os arames sólidos são maciços e contínuos. Esse tipo de arame pode ser revestido por uma fina camada de cobre para evitar oxidação. Os arames sólidos são muito versáteis com relação ao tipo de material que pode ser soldado, entre eles estão os aços carbono, aços inoxidáveis, aços de alta liga, alumínio e cobre. A soldagem com esse tipo de arame não possui escória e depende do gás de proteção para a produção da poça de fusão (MOREIRA, 2006).

A soldagem GMAW é utilizada quando se deseja uma alta taxa de deposição, como ocorre na recuperação de componentes de turbinas hidráulicas cavitadas. Nessa situação, usa-se um material que possua baixa usinagem e baixo custo, como o arame sólido a base de aço carbono AWS ER70S-6. Após essa etapa, é realizada a soldagem de revestimento com arames que possuem materiais mais nobres como os arames a base de aço inoxidável austenítico ou martensítico (MOREIRA, 2006).

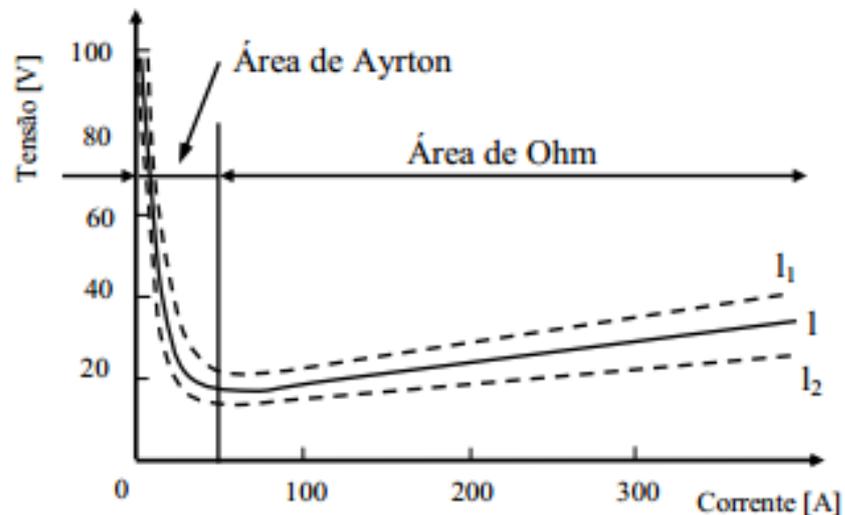
3.1.2 Fundamentos do Arco Elétrico

O arco é uma descarga elétrica em um meio gasoso parcialmente ionizado. A maioria dos processos industriais utiliza a soldagem a arco. Estes processos usam como fonte de calor para a fusão localizada, o arco, sendo que as quantidades de calor fornecidas à junta dependem da corrente e da tensão fornecidas a ele (MODENESI; MARQUES, 2011).

A corrente contínua é normalmente o tipo de corrente utilizada no processo de GMAW. A característica estática é a relação entre tensão e corrente com um comprimento constante do arco. A curva característica no processo de soldagem MIG/MAG é uma função do comprimento do arco, composição do gás de proteção e material do eletrodo (FISCHER, 2011).

O diagrama mostrado na figura 5 divide a curva característica em duas partes, a de Ayrton e a de Ohm, no entanto só a parte de Ohm tem interesse para a soldagem. Fato justificado devido aos processos de soldagem serem realizados a baixas tensões e valores de corrente que vão desde 50 a 600 amperes, conforme observado na área de Ohm. Pode ser verificado no diagrama curvas nas quais são variados os comprimentos de arco (l , l_1 e l_2) (FISCHER, 2011).

Figura 5- Diagrama esquemático, curva característica estática do arco.



Fonte: FISCHER, 2011.

3.1.3 Variáveis no processo GMAW

As principais variáveis que influenciam o processo de soldagem MIG/MAG são: a corrente e a tensão, o *stickout*, a polaridade, a posição do eletrodo, o tipo de junta, o diâmetro do eletrodo, o gás de proteção e a velocidade de soldagem (HERMANS, 1999). É fundamental o controle destas variáveis para conseguir uma solda que atenda aos requisitos de qualidade. Devido à dependência entre essas variáveis, para alterar alguma delas é necessário a mudança de uma ou mais variáveis (VIEIRA, 2006).

3.1.3.1 Corrente de soldagem

No processo de soldagem GMAW a corrente de soldagem e a velocidade de alimentação do arame são diretamente proporcionais. Aumentando-se a velocidade de alimentação do arame, aumenta-se a corrente de soldagem (GIRALDO, 2008). A corrente contínua é normalmente o tipo de corrente utilizada no processo de GMAW, com eletrodo consumível conectado ao pólo positivo (ânodo) da máquina e o metal base no pólo negativo (cátodo), conhecido como polaridade reversa. Neste caso, a área do cátodo é bem superior a área do ânodo, resultando na forma cônica ou de sino do arco. A corrente de soldagem influencia no tipo de transferência metálica, na taxa de deposição e nas características geométricas do cordão. Logo, a escolha da corrente dependerá da espessura que possuem as peças que se deseja unir, do diâmetro do eletrodo e de quais características finais espera-se nos cordões de solda. A escolha de uma corrente de baixa intensidade resultará em uma estabilidade reduzida do arco elétrico. Já se for aumentado o valor da corrente e os outros parâmetros forem mantidos constantes, resultará em uma maior penetração e maior profundidade da solda, um aumento da taxa de deposição do metal de adição e no diâmetro da gota de solda até o ponto de transição (ALVES, 2008). As correntes de soldagem utilizadas são normalmente de 50 A até valores superiores a 600 A (FORTES, 2005).

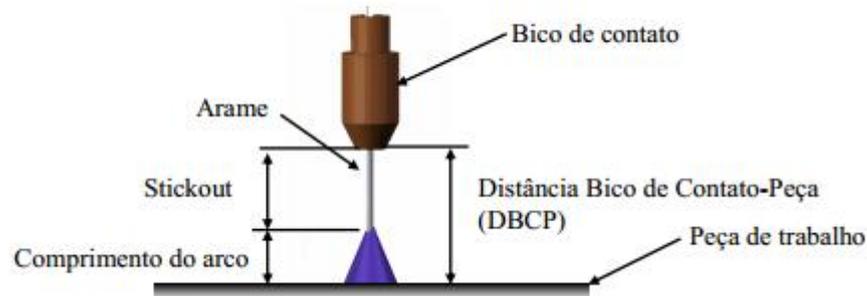
3.1.3.2 Tensão de soldagem

A tensão utilizada no processo de soldagem influencia no modo de transferência metálica e na geometria do cordão. A tensão está relacionada com o comprimento do arco, com a profundidade da penetração e o número de respingos. Quando a tensão do arco aumenta, a penetração diminui, e o comprimento do arco aumenta. Com o aumento do comprimento do arco eleva-se a probabilidade de ocorrência de porosidade e de mordeduras (GOMES, 2006). As tensões de soldagem utilizadas são normalmente de 15 até 32 volts (FORTES, 2005).

3.1.3.3 Stickout

Uma variável importante na soldagem GMAW é o stickout, que é a distância entre a extremidade do bico de contato e a extremidade do arame em contato com o arco (Figura 6). Devido à complexidade para medir este comprimento com o arco aberto, o stickout é considerado como sendo a distância da extremidade do bico de contato à peça. Essa distância também é conhecida como distância bico de contato-peça (DBCP) (FISCHER, 2011).

Figura 6- Distância Bico de Contato-Peça (DBCP)



Fonte: FISCHER, 2011.

3.1.3.4 Influência da Orientação do Eletrodo no GMAW

Quando são mantidas constantes as demais variáveis do processo, a orientação do eletrodo com relação à junta soldada influencia, de forma mais intensa que a tensão e a corrente de soldagem, no formato e a penetração do cordão de solda. Pode ser observada a orientação do eletrodo de duas formas. A primeira é conhecida como ângulo da tocha, e é a medida de inclinação entre o eixo do eletrodo e a superfície adjacente do metal de base. Já a outra é conhecida como sentido de soldagem e tem duas técnicas. A técnica do arraste na qual a tocha puxa a poça de fusão. E a técnica do avanço, na qual a tocha empurra a poça de fusão. Na técnica de avanço é realizado um cordão mais largo e achatado e na técnica de arraste a penetração é elevada, com ângulo de, aproximadamente, 25° com a perpendicular (FELIZARDO, 2005).

3.1.3.5 Velocidade de soldagem

A taxa linear em que o arco se movimenta ao longo da junta de solda é a velocidade de soldagem. Durante a soldagem pode-se observar que a penetração é máxima para velocidades intermediárias e que nota-se que ela primeiro aumenta e depois diminui com o aumento da velocidade de soldagem. Na soldagem em que se utiliza uma velocidade muito pequena, a quantidade de material depositado e a dimensão da poça de fusão aumentam, e o calor do arco age diretamente na poça e não no metal base, fazendo com que a penetração seja reduzida. Já quando se utiliza velocidades de soldagem elevadas, a quantidade de calor transferida por unidade de comprimento e a penetração são baixas, podendo também formar-se mordeduras no cordão de solda (MIRANDA, 1999).

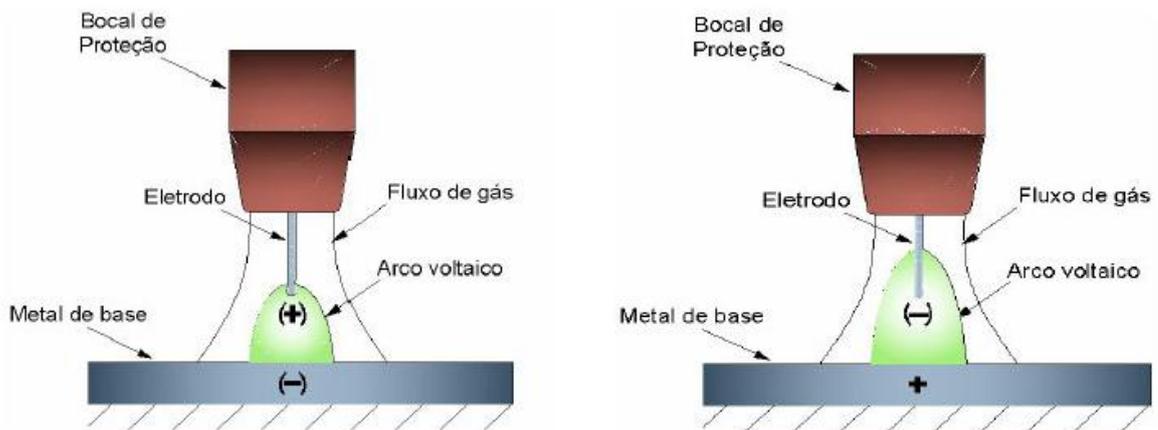
3.1.3.6 A influência da polaridade no processo GMAW

A polaridade utilizada no processo de soldagem GMAW influencia de forma significativa na transferência metálica, na taxa de fusão do arame e na geometria do cordão de solda resultante. Pode-se utilizar o eletrodo ligado ao pólo negativo (CC-) ou o eletrodo ligado ao pólo positivo (CC+). A profundidade de penetração na zona fundida, em um processo de soldagem realizado com GMAW CC- é inferior quando comparado ao processo realizado com GMAW CC+ nas mesmas condições, pois existe menor energia de soldagem imposta à peça. Em relação à taxa de fusão, um processo de soldagem realizado CC+ resultará em uma taxa de fusão inferior do que outro realizado em CC-. Essa característica pode ser vantajosa quando se deseja soldar com velocidades maiores na movimentação da tocha de soldagem durante o processo. A influência da polaridade no cordão de solda resultará em melhores características de molhabilidade, maior penetração de solda e maior área fundida em uma soldagem na condição CC+, enquanto que na condição CC- o cordão de solda será mais convexo, terá inferior penetração e área fundida. (CIRINO, 2009).

No processo de soldagem GMAW com CC+, o arco começa a se formar na extremidade do eletrodo (neste caso, o ânodo), rodeando apenas a gota metálica em formação. Ocorre a estabilidade de arco encontrada nesta condição, devido à ação da força eletromagnética, responsável pelo destacamento, que possui uma

atuação relevante sobre a gota de metal líquido. No processo de soldagem GMAW na condição CC-, o arco começa na extensão sólida do eletrodo (neste caso, o cátodo), procurando pontos onde a emissão de elétrons seja beneficiada pela presença de óxidos (pontos catódicos). Por o arco começar a se formar em uma parte do eletrodo, o calor do arco é utilizado de forma mais eficiente para fundir o eletrodo e torna-se mais elevada a taxa de fusão. O tamanho da gota metálica está relacionado com o diâmetro do eletrodo (CIRINO, 2009). Na figura 7 é possível observar um esquema com o processo de soldagem GMAW e o comportamento deste em função de cada polaridade.

Figura 7- a) Comportamento do arco em CC+ e (b) em CC-.



Fonte: CIRINO, 2009.

3.1.3.7 Gases de Proteção

O gás de proteção é utilizado para remover o ar atmosférico da região de soldagem para impedir a contaminação da poça de fusão. Os principais elementos presentes na atmosfera que devem ser evitados são o oxigênio (O_2), nitrogênio (N_2) e vapor d'água (H_2O), os quais podem contribuir para o desenvolvimento de poros, defeitos de fusão, inclusões e trincas, entre outros (FISCHER, 2011).

O oxigênio em excesso no aço solidificado se junta com o carbono e forma o monóxido de carbono (CO), que pode resultar em formação de poros devido ao aprisionamento do CO no metal. Quando combinado com outros elementos o oxigênio pode formar compostos que resultam em inclusões no metal de solda como o

manganês (Mn) e o silício (Si), por exemplo. Já o nitrogênio presente no aço, pode diminuir a tenacidade e a ductilidade da região da solda e pode causar fissuração e em grandes quantidades pode resultar também em porosidade. Em relação ao hidrogênio (H), que pode estar tanto no vapor d'água e quanto no óleo, combinado com o ferro (Fe) ou com o alumínio (Al), causará porosidade e pode resultar em fissuração sob cordão no metal de solda (FORTES, 2005).

A proteção do arco e poça de fusão é pode ser realizada por um gás ou mistura de gases. O gás pode ser inerte (Ar/He), ou ativo (CO_2 ou misturas Ar/ O_2 / CO_2). Gases inertes puros são, normalmente, utilizados na soldagem de metais e ligas não ferrosas. Uma mistura de gases inertes com gases ativos (em pequenos teores destes) é utilizada, em geral, com aços ligados. Já gases com grande quantidade de gases ativos ou CO_2 puro são utilizados na soldagem de aços carbono (MODENESI; MARQUES, 2011).

No processo de soldagem MAG o dióxido de carbono (CO_2) e misturas dele com outros gases são muito utilizados. Um dos principais motivos para utilizar o CO_2 é devido ao seu baixo custo quando comparado com os gases inertes e devido as suas boas condições de penetração. A desvantagem é que quando utilizado o CO_2 puro, há necessidade de limpeza de respingos mais intensos e instabilidade do arco. Devido ao dióxido de carbono ser um gás ativo, durante a soldagem, há uma oxidação mais elevada dos elementos de liga. Nas elevadas temperaturas do arco, o dióxido de carbono dissocia endotermicamente em oxigênio livre (O) e monóxido de carbono (CO) e recombina na poça de fusão exotermicamente. O oxigênio dissociado torna-se óxidos na forma de escória e de inclusões, que são liberados da poça de fusão e que se encontra sobre a superfície do cordão. A escória deve ser retirada antes de outros processos (FISCHER, 2011).

Na soldagem com gases de proteção inertes, os mais utilizados são o argônio (Ar) e o hélio ou misturas deles. O argônio é mais utilizado que o hélio, devido as suas propriedades físicas e principalmente devido a sua disponibilidade e custo. O Ar é um gás de proteção que é considerado não tóxico. É um gás que por liberar elétrons facilmente, permite em correntes baixas um arco estável e uma fácil ignição do arco. Utilizando o argônio é possível soldas com uma transferência por spray em correntes

menores e realizar um cordão com penetração estreita no centro. A desvantagem desse gás de proteção é que devido a sua baixa condutividade térmica e seu baixo potencial de ionização, o arco formado possui baixa energia e como consequência ocorre uma penetração menor e surgimento de mordeduras. Dessa forma, é mais viável utilizar o argônio misturado com gases ativos na proteção durante a soldagem, como o oxigênio ou o dióxido de carbono (FISCHER, 2011).

Outro gás inerte muito utilizado como gás de proteção na soldagem de aços é o hélio (He). Uma das principais características desse gás quando comparado com o argônio, é que o hélio é mais leve que o ar, o que demanda uma maior vazão que a do argônio quando utilizado como de gás de proteção. Devido ao seu preço elevado, normalmente utiliza-se o hélio misturado com outro gás, sendo que seu percentual fica abaixo de 70 %. Gases de proteção que são misturas de argônio com hélio são muito utilizadas. A inclusão de hélio no gás de proteção eleva a condutividade térmica e o potencial de ionização. Dessa forma, para conseguir um arco com mesmo comprimento, tensões mais elevadas são utilizadas. Utilizando o hélio é possível soldas com um perfil mais arredondado e uma penetração mais elevada (FISCHER, 2011).

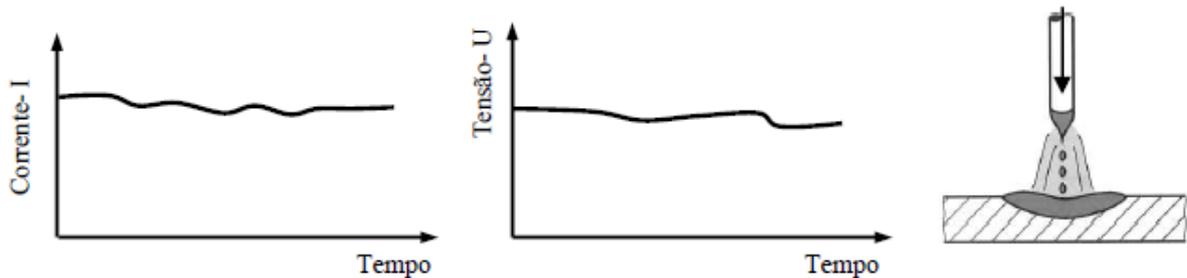
3.1.3.8 Modo de transferência

A forma na qual ocorre a transferência do metal de adição do eletrodo para a poça de fusão pode ser ajustada por meio dos parâmetros de soldagem e pode ser responsável por diversas de suas características operacionais. A transferência de metal de adição pode ocorrer, normalmente, através de três mecanismos: spray, globular e curto-circuito. O que determina que tipo de transferência ocorrerá são os parâmetros, como o gás de proteção, a corrente, sua polaridade, diâmetro e composição do eletrodo (MODENESI; MARQUES, 2011).

A transferência por spray ocorre na soldagem em CC+ com gases de proteção composto de elevados teores de argônio e com valores de corrente elevados. Nessa forma de transferência o metal é transferido como finas gotas por meio de forças eletromagnéticas do arco. Apesar desse tipo de transferência ocorrer de forma muito estável e livre de respingos, torna-se inviável na soldagem sem ser na posição plana

(a poça de fusão é muito grande e de controle difícil) ou em peças com pequena espessura (penetração elevada), devido à necessidade de valores de correntes muito elevados (MODENESI; MARQUES, 2011). Na figura 8 pode-se observar esquematicamente a transferência com gotas muito finas. A tensão e a corrente são bastante estáveis neste processo (FISCHER, 2011).

Figura 8- Transferência do metal por spray.



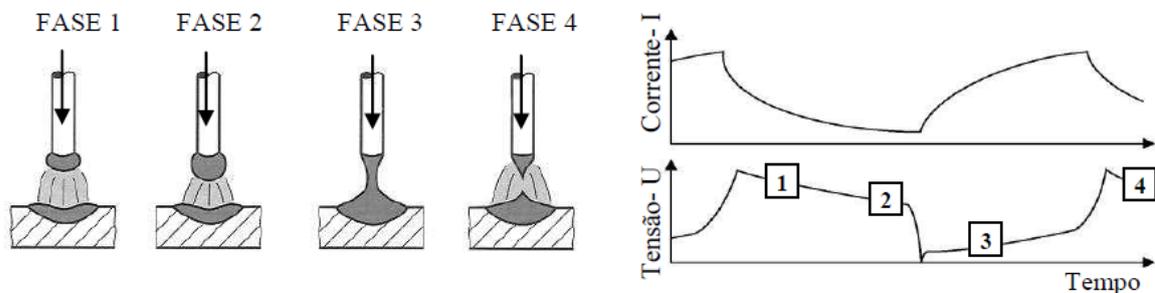
Fonte: FISCHER, 2011.

A transferência globular quando utilizada em processos de soldagem com gás de proteção contendo CO_2 , é realizada com tensões elevadas e uma ampla faixa de valores de correntes. Na soldagem com gás de proteção com elevado teor de Ar, a transferência globular é realizada com corrente baixa e tensão elevada. Nessa forma de transferência o metal de adição se solta do eletrodo por ação de seu peso, ou seja, da gravidade, ocorre um alto nível de respingos, elevada flutuação da corrente e tensão de soldagem e o processo de soldagem só pode ser realizado na posição plana (MODENESI; MARQUES, 2011).

A transferência por curto circuito é o tipo de transferência mais utilizado na soldagem de aços, quando o processo é realizado em posição diferente da plana e de materiais com espessura até 6 mm, devido às baixas correntes utilizadas no processo e a sua não relação com a ação da gravidade. Dessa forma, não é recomendado para soldagem de materiais com elevada espessura, por ter uma tendência a ausência de fusão da junta para esses materiais. Além disso, ocorre um elevado nível de respingos. Nesse tipo de transferência o arame é alimentado na direção da peça de trabalho até tocar a superfície. Com o toque, um curto-circuito é gerado (MODENESI; MARQUES, 2011).

A transferência por curto circuito pode ser dividida em etapas (Figura 9). Na primeira etapa ocorre a alimentação do arame, de forma contínua na direção da peça de trabalho. O arco, que está aberto, funde a ponta do eletrodo. Na segunda etapa a gota aumenta e aproxima-se da poça de fusão. A tensão reduz devida à diminuição da distância. Na terceira etapa a gota encosta na poça de fusão, o arco é extinto e há uma ponte de curto-circuito. A transferência do metal de adição para poça de fusão é realizada e a corrente eleva-se até explodir a ponte de curto-circuito. Na última etapa a transferência do metal já foi concluída, é feita a reignição do arco, e o arco é aberto outra vez (FISCHER, 2011).

Figura 9- Transferência por curto-circuito.



Fonte: FISCHER, 2011.

3.1.4 Problemas na soldagem GMAW

No processo de soldagem GMAW pode ocorrer diversos problemas, como formação de respingos, formação de fumos, perda de componentes da liga, emissão de som, entre outros. A perda de componentes de liga é favorecida pelo sobreaquecimento e vaporização durante o processo de soldagem MIG/MAG (FISCHER, 2011).

A formação de respingos ocorre quando gotas do metal base saem na poça de fusão ou gotas do metal de adição não são transferidas a poça de fusão. Esse tipo de problema é o que mais influência no processo de soldagem GMAW. Os respingos podem ocasionar uma elevada perda de metal de adição, aumentar os custos com retrabalho, além de poder provocar fogo no equipamento ou queimaduras no soldador (FISCHER, 2011). Dependendo das dimensões dos respingos, é fundamental que sejam removidos. Isso deve ocorrer no caso de elevados respingos

com temperaturas altas, devido ao fato de poderem ocasionar falta de fusão ou corrosão na solda. No caso de respingos que são liberados na direção da tocha, podem atrapalhar a vazão do gás de proteção, além de ocasionar porosidade na solda (FISCHER, 2011). A formação de respingos pode ocorrer na transferência curto-circuito, devido à elevada densidade de corrente que explode a ponte de metal de adição fundido e projeta a gota para fora. Outro fato que pode influenciar na formação de respingos é a presença de elementos de liga no metal de adição com baixo ponto de fusão, que podem resultar na vaporização e explosão da gota. A formação de respingos pode ser favorecida, também, no processo de soldagem em que é utilizado um gás de proteção com elevada quantidade de CO₂, devido à recombinação do gás na poça de fusão que pode puxar a gota para cima e atrapalhar o estrangulamento (FISCHER, 2011).

3.1.5 Vantagens, Desvantagens e Aplicações do processo GMAW

As principais vantagens que podem ser observadas no processo de soldagem GMAW são: não é necessário remover a escória; a soldagem pode ser executada em todas as posições; possui elevada taxa de deposição do metal de solda; a alimentação é contínua; pode ser realizado em elevadas velocidades de soldagem; a penetração de raiz é mais uniforme; a soldagem é de fácil execução e há poucos problemas de distorção e tensão residual; o processo exige pouca limpeza após a soldagem. Já em relação às desvantagens desse processo pode-se destacar a grande emissão de raios ultravioleta; a possibilidade de ocorrer trincas devida à elevada velocidade de resfriamento; a necessidade de proteção contra correntes de ar; a dificuldade da soldagem em locais de difícil acesso, devido ao bocal da pistola precisar ficar próxima do metal base; elevado custo dos equipamentos; pode produzir elevada quantidade de respingos (BARBEDO, 2011).

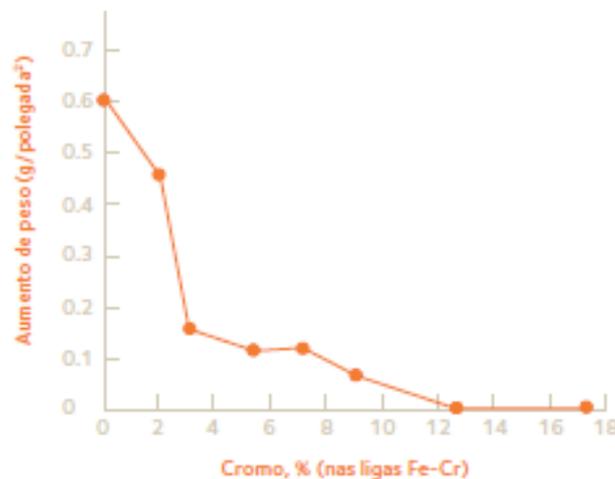
O processo GMAW pode ser utilizado na soldagem de ligas ferrosas e não ferrosas, na soldagem de carrocerias e estruturas de veículos, na soldagem de tubulações, entre outros (MODENESI; MARQUES, 2011).

4 AÇOS INOXIDÁVEIS

Devido ao elevado custo gerado pela corrosão de materiais, existe muitos estudos para a criação de barreiras para evitar esse problema, entre elas, pintar a superfície metálica, fazer metalização, utilizar revestimentos, entre outros. No entanto, a maneira mais eficaz é o desenvolvimento de ligas que sejam mais resistentes à corrosão, os chamados aços inoxidáveis. Um dos elementos dos aços inoxidáveis, o Cr, possibilita a geração de filmes que protegem essas ligas (CARBÓ, 2008). Essa proteção é obtida pela formação de uma película protetora, que separa o material do meio corrosivo. A capacidade de alguns metais e ligas metálicas de se protegerem da corrosão pela formação dessa camada de proteção chama-se passividade.

Os aços inoxidáveis são aços de alta liga, contendo em sua composição ferro (Fe), carbono (C) e um mínimo de 10,50% de cromo (Cr). Outros elementos metálicos podem estar presentes nestas ligas, mas o Cr é o principal elemento que confere aos aços inoxidáveis uma elevada resistência a corrosão (CARBÓ, 2008). Na figura 10 pode-se ver essa relação entre o teor de cromo e a corrosão. Quanto maior a corrosão do material, maior a velocidade de oxidação e mais elevado será seu peso em relação ao inicial. Observa-se que para em valores inferiores a 3% de Cr corre um aumento acentuado do peso da liga em relação ao peso inicial e que a partir de 12 % de Cr não se observa mais a variação do peso.

Figura 10- Influência do cromo na velocidade de oxidação de ligas Fe-Cr.



Fonte: CARBÓ, 2008.

Os aços inoxidáveis possuem dois elementos muito importantes em sua composição. O cromo, como já foi mencionado, e o níquel. Este último possibilita uma melhoria nas propriedades mecânicas dos aços (CARBÓ, 2008).

Mesmo existindo muitas classificações, mais complexas do que a será apresentada aqui, pode-se, de acordo com Campbell (2007), classificar os aços inoxidáveis de acordo com sua microestrutura em:

- aços inoxidáveis austeníticos: da série 200 e 300;
- aços inoxidáveis ferríticos: alguns da série 400;
- aços inoxidáveis martensíticos: balanço da série 400;
- aços inoxidáveis duplex.

Comparando os aços ferríticos aos martensíticos, o primeiro em geral apresenta alto teor de cromo e baixo teor de carbono, já o segundo possui um teor mais baixo de cromo e mais alto de carbono (CARBÓ, 2008).

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). A especificação técnica do aço inoxidável duplex SAF2205 pode ser verificada na Tabela 1, abaixo.

Tabela 1- – Especificação técnica do aço inoxidável duplex SAF2205 (%peso)

Aço	C	Mn	Si	P	S	Cr	Ni	Mo	Al	Cu	N
2205	0,03 máx	21,00-23,00	4,50-6,50	2,50-3,50

Fonte: 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 2 faz uma comparação entre as propriedades mecânicas dos aços inoxidáveis duplex e dos aços inoxidáveis austeníticos. Observa-se que o aço duplex S31803, ou SAF2205, possui valores de resistência ao escoamento duas vezes maior que a dos aços inoxidáveis austeníticos 304L e 316L. Verifica-se também, que a resistência à tração e microdureza dos aços duplex são maiores que os valores apresentados pelos aços inoxidáveis austeníticos, entretanto, o alongamento mínimo é menor.

Tabela 2 - 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). 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).

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). Observa-se que o aço 2205 apresenta em sua composição alto teor de Cromo (21-23%), médio teor de Nitrogênio (0,1-0,22%) e de Molibdênio (2,5-3,5%), elementos responsáveis por uma elevada resistência a corrosão por pites do aço.

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:

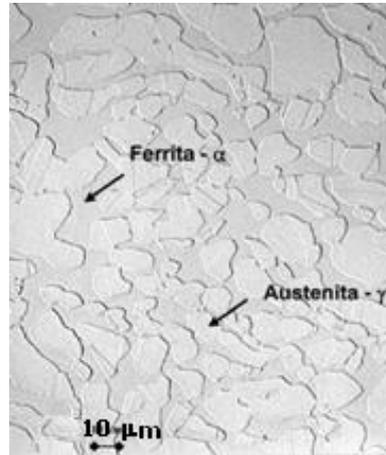
- **Aços inoxidáveis duplex de baixa liga:** possuem baixo teor de elementos de liga, resultando em materiais econômicos. Eles não possuem molibdênio e podem substituir aços inoxidáveis austeníticos como TP304L/316L.
- **Aços inoxidáveis duplex de média liga:** nesse grupo encontram-se os duplex mais 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 11 mostra a microestrutura do aço inoxidável duplex ferrítico-

austenítico SAF2205, que consiste em frações aproximadamente iguais dessas duas fases (SENATORE et al, 2010).

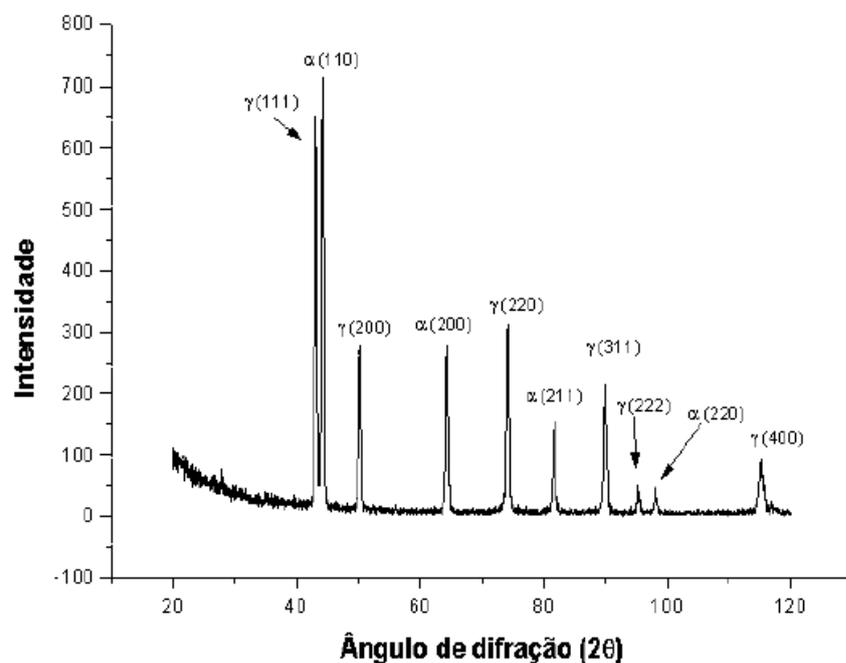
Figura 11 - Microestrutura típica do aço inoxidável duplex SAF2205.



Fonte: SENATORE et al, 2010.

A figura 12 consiste no difratograma do aço inoxidável duplex SAF2205. Pode-se observar os planos de difração e as fases presentes no aço. Nota-se que existem no material apenas ferrita e austenita, conforme observado na microestrutura do aço inoxidável duplex SAF2205 (Figura 12).

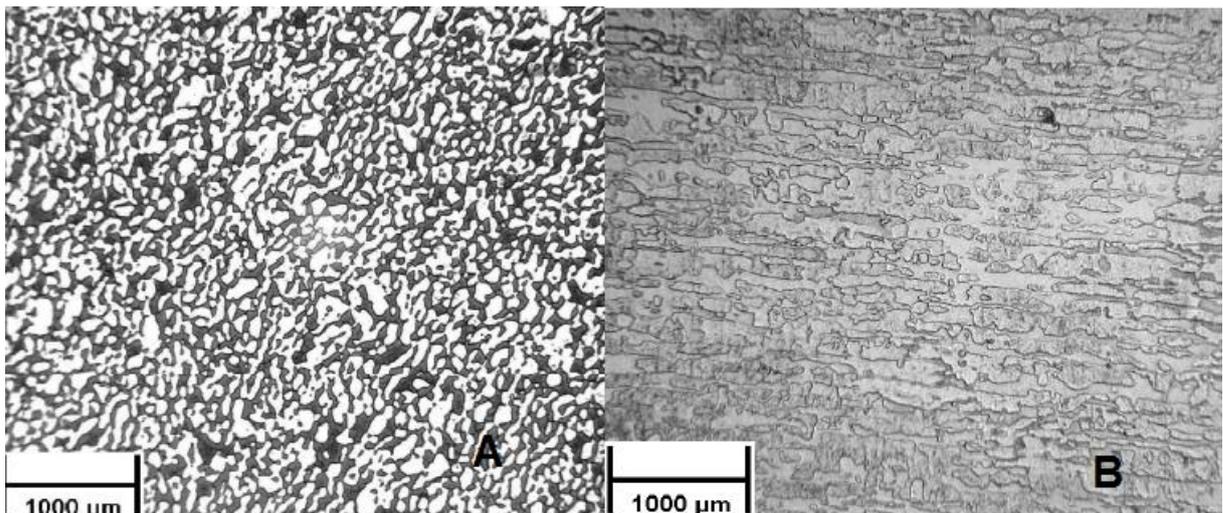
Figura 12 - Difratograma do aço inoxidável duplex SAF2205.



Fonte: ABREU et al, 2005.

De acordo com Gusmão, Azambuja e Santos (2011) quando 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 13 mostra a micrografia de uma amostra de aço duplex que foi laminada e outra sem passar pelo processo de laminação. Pode-se observar a ferrita, fase escura e a austenita, fase clara, na primeira imagem, amostra não laminada atacada com Behara e na segunda, verifica-se que os grãos da amostra estão alongados no sentido de laminação, amostra atacada com Água Régia.

Figura 13 - 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

Diferentes fases intermetálicas podem surgir no aço inoxidável duplex de acordo com as temperaturas em que ele é submetido. Dentre essas fases, pode-se destacar a fase Laves, a fase chi, carbonetos e a fase sigma. Na Tabela 4, é possível verificar a composição e alguns comentários sobre algumas fases intermetálicas (ASM HANDBOOK, 2004).

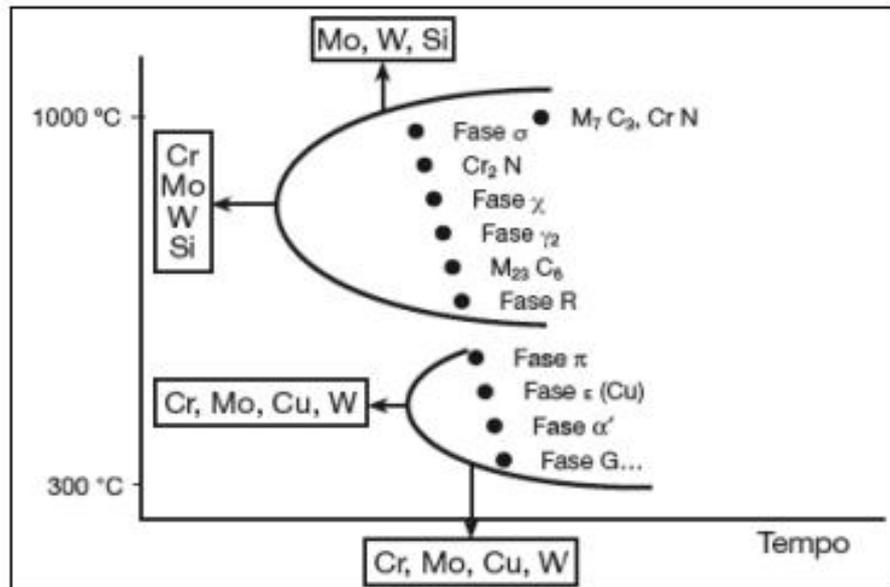
Tabela 4- Composição química de algumas fases deletérias.

Fase	Estrutura	Composição química	Comentários
$M_{23}C_6$	CFC	$(Cr_{16}Fe_5Mo_2)C_6$ $(Cr_{17}Fe_{4,5}Mo_{1,5})C_6$ $(Fe,Cr)_{23}C_6$	Comumente observada em carbonetos em aços inoxidáveis austeníticos. Precipita entre 500-950°C, mais rapidamente entre 650-700°C.
Sigma (σ)	Tetragonal	FeCr FeMo Fe(Cr,Mo) $(Fe,Ni)_x(Cr,Mo)_y$	Formação preferencialmente a partir da ferrita. Potente fragilizante abaixo de 595°C. Forma-se com longos tempos de exposição a temperaturas entre 650-900°C.
Chi	CCC	$Fe_{36}Cr_{12}Mo_{10}$ $(FeNi)_{36}Cr_{18}Mo_4$ $M_{18}C$	Observada em ligas contendo significativo teor de molibdênio. A fase Chi precipita em temperaturas entre 730-1010°C.
Laves	Hexagonal	Fe_2Mo $(Ti_{21}Mo_9)$ $(Fe_{50}Cr_5Si_5)$	Forma-se em aços austeníticos com significativos teores de molibdênio, titânio ou nióbio, após longos tempos de exposição em temperaturas entre 600-1100°C.

Fonte: ASM HANDBOOK, 2004 (adaptada).

A precipitação de fases intermetálicas nos aços inoxidáveis duplex pode ocorrer devido a ciclos térmicos em que o mesmo é submetido. É observado o aparecimento das fases intermetálicas na faixa de temperatura entre 300°C e 1000°C, conforme pode ser verificado na figura 14 (COLPAERT, 2008).

Figura 14- Relação entre a temperatura e o surgimento de precipitados.



Fonte: COLPAERT, 2008.

A análise da precipitação da fase sigma é fundamental, pois esta é a fase que possui o volume mais considerável quando comparado ao das demais fases intermetálicas que precipitam nas estruturas dos aços inoxidáveis duplex. Devido a isso, muitas vezes, prioriza-se a análise da fase sigma em relação a outras fases precipitadas nos aços duplex, por essa fase ser a principal responsável pela degradação das propriedades dessa classe de aço (ROMANA, 2009).

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 (LONDOÑO, 1997).

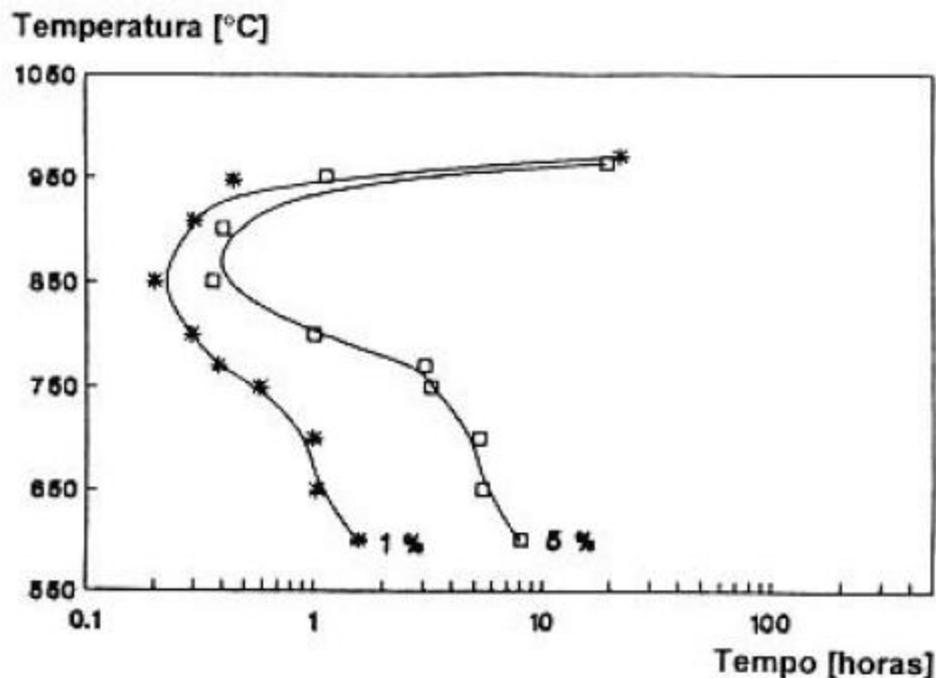
A fase sigma é extremamente deletéria para as propriedades mecânicas e corrosão. O intervalo de temperatura em que ocorre a precipitação de fase sigma é dependente da composição química da liga. Essa faixa de temperatura, normalmente, fica entre 600 e 1000°C. Nos aços inoxidáveis duplex a ferrita é termodinamicamente 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 (LONDOÑO, 1997).

A fase sigma é indesejável por ser quebradiça, o que prejudica as propriedades mecânicas do aço, além de diminuir a resistência a corrosão do material devido a perda de cromo para a fase sigma (PEREIRA, 2009).

Na figura 15 é possível analisar o diagrama TTT de precipitação de fase sigma do aço inoxidável duplex SAF2205 (LONDOÑO, 1997). Observa-se que a fase sigma começa a surgir em valores superiores a 550° C e que a exposição do aço a temperaturas elevadas por um tempo superior aumenta a possibilidade de formação de fase sigma, uma vez que a cinética da mesma é favorecida.

Figura 15 - Diagrama TTT de precipitação de fase sigma no aço duplex SAF2205



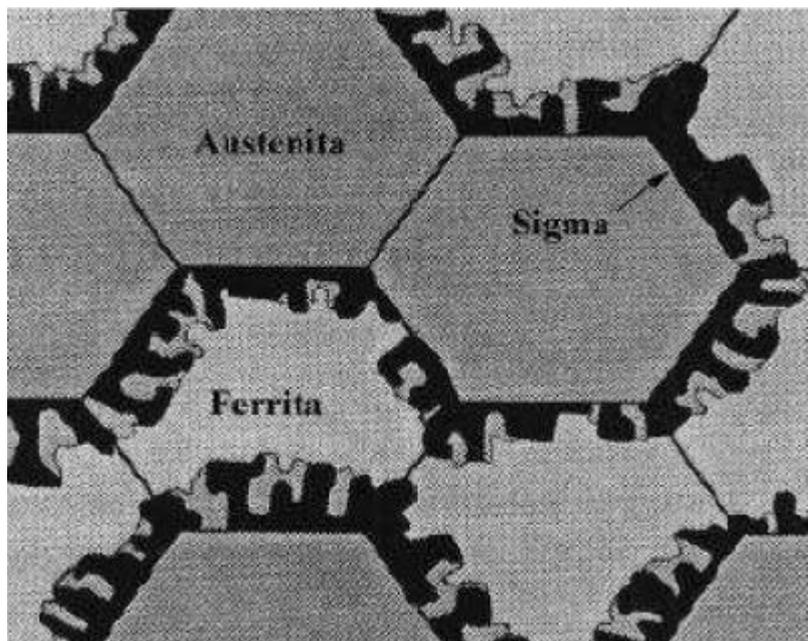
Fonte: LONDOÑO, 1997.

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 (PEREIRA, 2009).

A fase sigma pode surgir devido a decomposição da ferrita. A decomposição da ferrita ocorre muito rapidamente, é de maneira instável em temperaturas entre 500 a 1000°C, o que proporciona o surgimento de austenita regenerada, fase sigma e nitretos de cromo. O surgimento da fase sigma ocorre principalmente nas junções triplas, ou no contorno de grão entre a ferrita e a austenita, sendo que seu crescimento ocorre na direção dos grãos de ferrita adjacentes. Precipita-se a partir da ferrita que é termodinamicamente metaestável na faixa de temperaturas de precipitação da fase sigma, devido a ferrita apresentar teores mais elevados dos elementos formadores da fase sigma. Verifica-se que elementos, como o Cr e o Mo, presentes nos aços duplex podem favorecer o surgimento da fase sigma, por poderem ser dissolvidos por esta (PEREIRA, 2009). Na figura 16 pode ser verificado um modelo representativo para a nucleação e crescimento da fase σ em um aço inoxidável duplex (AID).

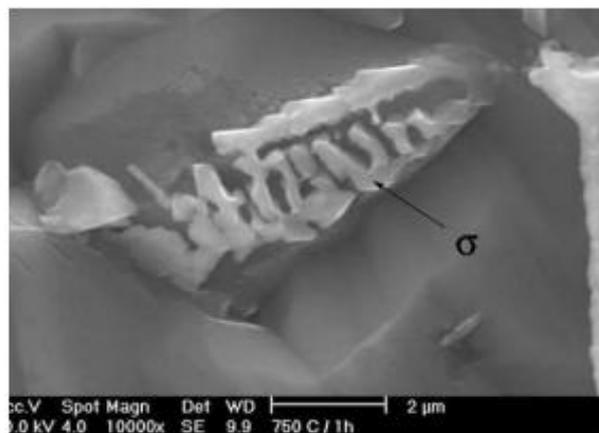
Figura 16- Modelo de nucleação e crescimento da fase σ em um AID.



Fonte: PEREIRA, 2009.

Por meio de análises realizadas por microscopia eletrônica de varredura (MEV) (Figura 17), do AID SAF2205 é possível verificar a morfologia da fase sigma. As amostras foram submetidas a temperatura de 750°C, por 60 minutos e resfriadas em água (ESCRIBA et al., 2009). Observa-se na figura abaixo a fase sigma (cinza clara) nucleada a partir da ferrita (cinza escura).

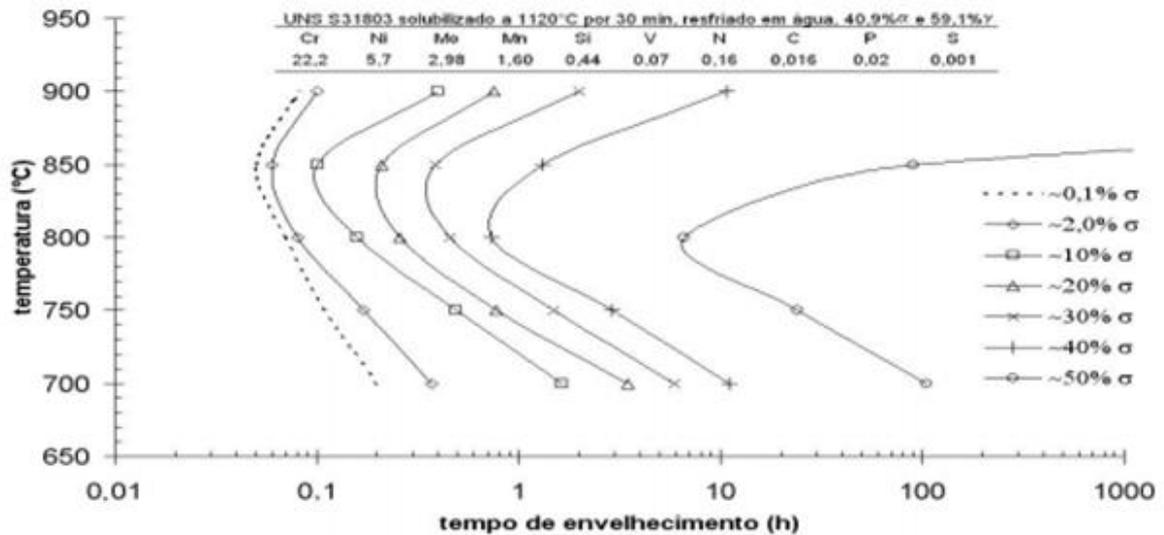
Figura 17- Micrografia (MEV) do aço inoxidável duplex SAF2205 evidenciando o desenvolvimento da fase sigma.



Fonte: ESCRIBA et al., 2009.

Na figura 18 pode-se observar o diagrama de precipitação isotérmica de fase sigma (Tempo-Temperatura-Precipitação, TTP) para o aço UNS S31803 (SAF2205). Verifica-se que a cinética mais rápida de precipitação de fase sigma ocorre a 850 °C (MAGNABOSCO, 2005). Observa-se a 700 °C que para formar 0,1 % de fase sigma o tempo mínimo necessário é superior a 0,1h(6 minutos) e para formar 2% o tempo necessário é aproximadamente 0,5h (30 minutos).

Figura 18- Precipitação isotérmica de fase sigma para o aço UNS S31803



Fonte: MAGNABOSCO, 2005.

De acordo com Giraldo (2001), a relação de susceptibilidade de fase sigma em função da composição química da ferrita, o $\sigma_{\text{equivalente}}$, possui relação com os teores de Cr, Mo e Si. A equação dessa relação pode ser observada abaixo:

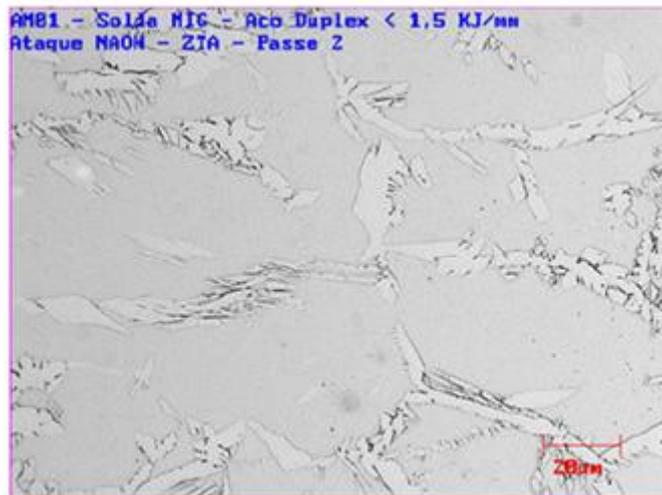
$$\sigma_{\text{equivalente}} = X_{\text{CR}} + 4,5 X_{\text{Mo}} + 1,5 X_{\text{Si}} \quad (2)$$

Pode ser observado por meio da equação acima a grande influência que tem o Mo na precipitação da fase sigma. Com base nos resultados de Giraldo (2001), pode-se comparar o valor de $\sigma_{\text{equivalente}}$ para alguns aços. O $\sigma_{\text{equivalente}}$ para o UNS S32304 foi de 24,6, para o UNS S32750 foi de 42,585 e para o UNS S32760 foi de 43,105. Observa-se que no UNS S32760 foi encontrado maior valor de $\sigma_{\text{equivalente}}$, logo ele é mais susceptível a formação de fase sigma que os outros dois aços analisados. Fato justificado por o UNS S32760 possuir maior teor de molibdênio e por ter tungstênio (W) presente em sua composição. De acordo com Lee (1998), adição teores de W no aço favorece a precipitação de fase sigma.

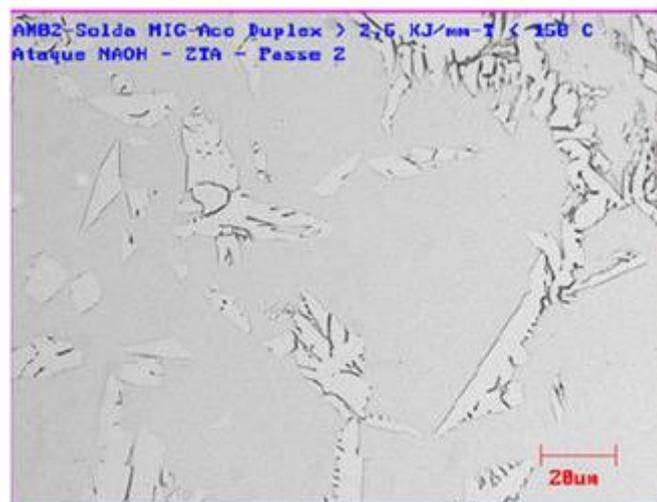
Segundo Pereira (2009) o AID SAF2205 possui $\sigma_{\text{equivalente}}$ igual a 37,9, sendo esse valor inferior ao encontrado para o AISD SAF2507 que foi 44,2.

Ao analisar as micrografias de chapas (de 16mm) soldadas de AID UNS S31803 (SAF2205), na qual o aporte térmico utilizado foi de 1,5 kJ/mm e de 2,5 kJ/mm, não foi observada a presença da fase sigma, como evidenciada na Figura 19 (ROLDÃO, 2010). Segundo Magnabosco (2005) a formação dessa fase deletéria dependerá do tempo em que o material fica submetido a altas temperaturas (acima de 700 °C). Na figura 20, verifica-se a presença apenas de ferrita (fase mais escura) e austenita (fase mais clara). Além disso, observa-se o aumento do grão de austenita para amostras soldadas com aporte térmico de 2,5 kJ/mm (figuras 20-b) quando comparadas com a amostra soldada com aporte de 1,5 kJ/mm (figura 20-a).

Figura 19- Região da ZTA das juntas soldadas com aporte térmico de (a) 1,5kJ/mm e (b) 2,5 kJ/mm.



(a)

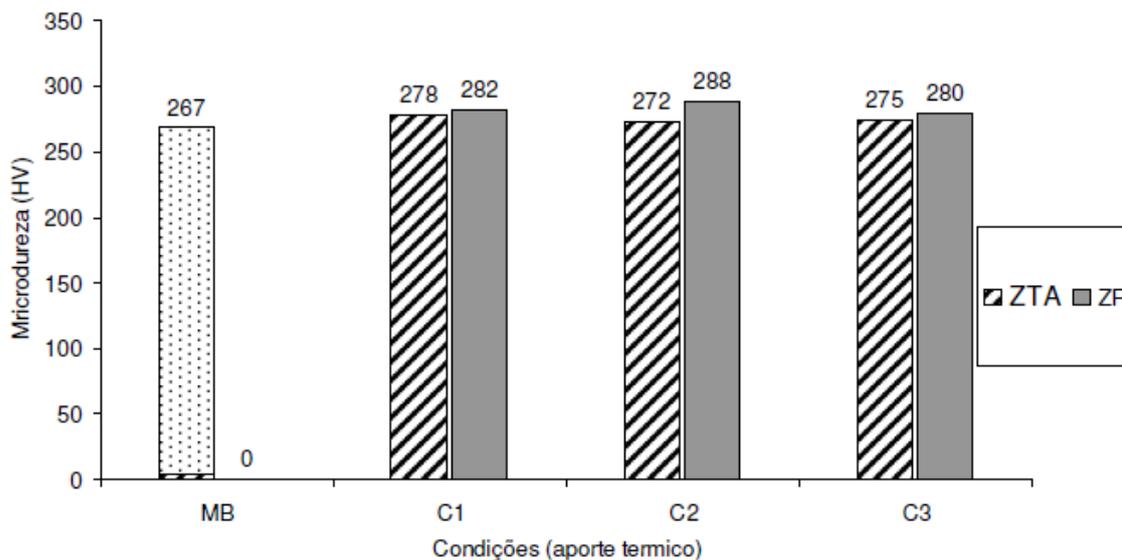


(b)

Fonte: ROLDÃO, 2010.

Segundo Roldão (2010) a variação do aporte térmico durante a soldagem de chapas de AID tem influencia na microdureza da fase ferrita e fase austenita, mas são variações que não são suficientes para alterar as características de resistência a tração do material. Além disso, Roldão (2010) verificou que a tendência é a não formação de fases indesejáveis a fase sigma, porque quando ocorre a formação dessa fase, ocorre o aumento do valor da microdureza nas juntas soldadas e isso não foi observado nos seus resultados. Roldão (2010) estudou três condições de soldagem: condição de baixa energia de soldagem (0,85 kJ/mm) e temperatura entre passes menor que 150 °C, condição de alta energia de soldagem (2,50 kJ/mm) e temperatura entre passes menor que 150 °C e condição de alta energia de soldagem (2,51 kJ/mm) e temperatura entre passes maior que 150 °C. Na figura 20 é possível verificar a variação da microdureza em função do aporte térmico. Na ZF a microdureza é maior que no MB, justificado porque na ZF tem mais austenita que no MB. Na ZTA a microdureza também é superior a observada no MB. No entanto observa-se que as variações são pouco significativas, tanto na ZF quanto na ZTA.

Figura 20- Variação da microdureza em função do aporte térmico C1- 0,85 kJ/mm, C2- 2,50 kJ/mm e C3- 2,51 kJ/mm.

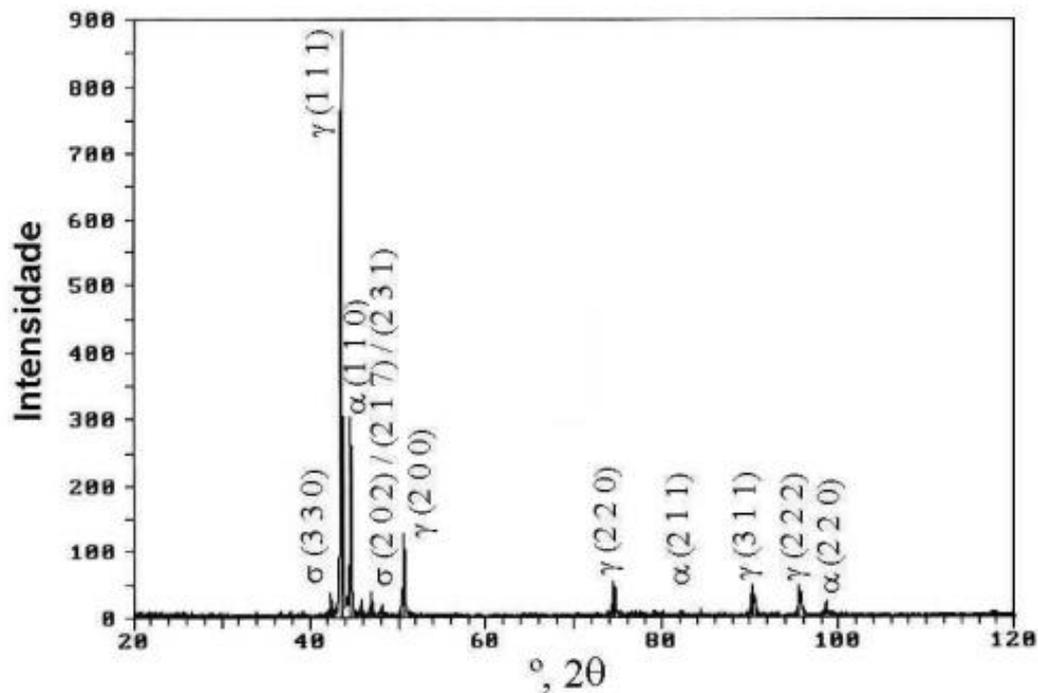


Fonte: ROLDÃO, 2010.

Segundo Magnabosco (2001) o material SAF2205, após tratamentos térmicos de envelhecimento a 850°C, apresentou a precipitação da fase sigma quando submetidos a 30 minutos a essa temperatura, conforme observado no seu resultado

de difração de Raio-X. No difratograma da figura 21 observa-se os picos de fase sigma juntamente com as fases ferrita e austenita. Verifica-se a fase sigma no pico σ (330), σ (202), σ (217) e σ (231).

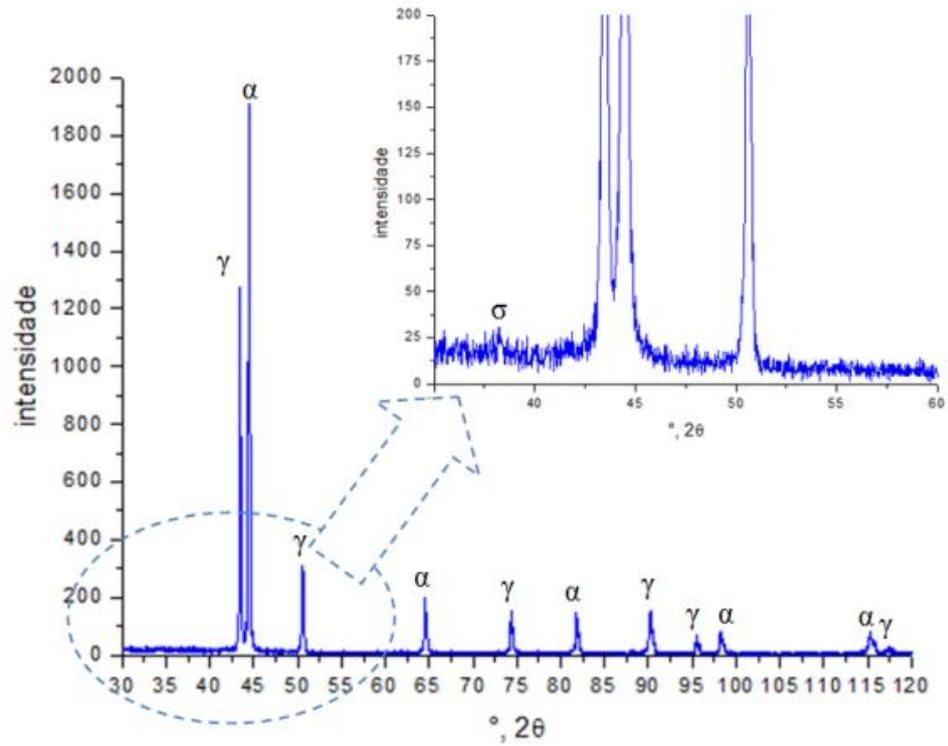
Figura 21- Difratograma de Raio- X em SAF2205 envelhecido a 850°C por 30 minutos



Fonte: MAGNABOSCO, 2001.

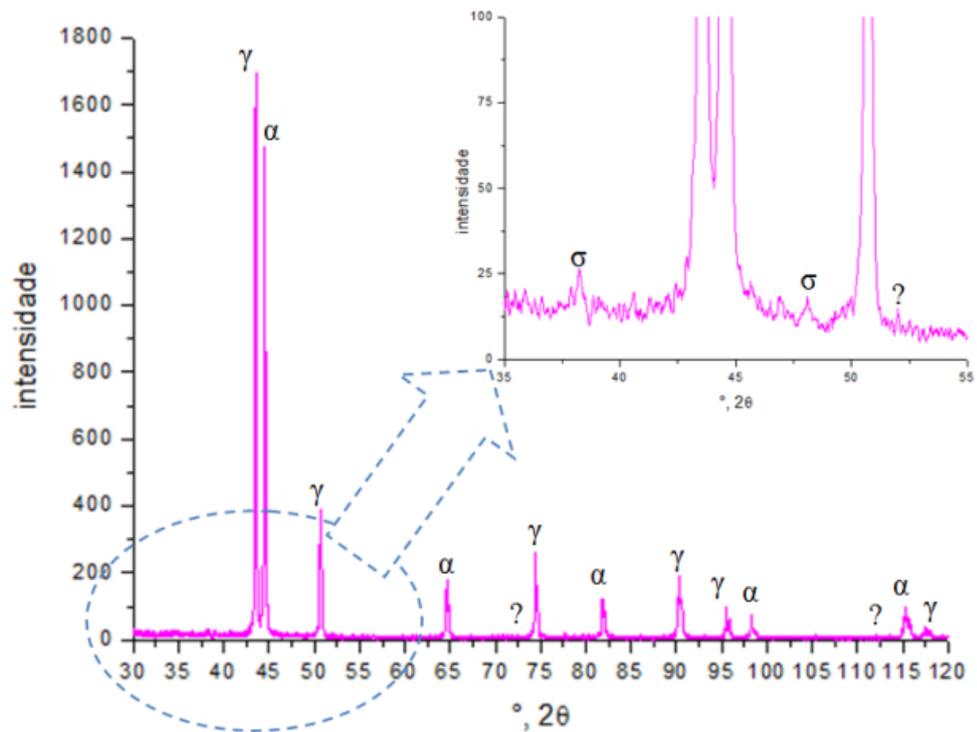
Nos trabalhos de Zempulski (2011), foi verificado no aço inoxidável duplex SAF2205, após tratamento térmico a 850°C por 5 minutos e de 870°C por 10 minutos, a precipitação da fase sigma. No difratograma da figura 22, observa-se a fase sigma presente em uma reflexão de baixa intensidade em 38,2867°. Já no difratograma da figura 23, além da fase sigma está presente em 38,2867°, observa-se também em 48,0937°. Nesse último difratograma foram três reflexões de baixa intensidade (52,007°, 72,5345° e 109,0045°), as quais não foram identificadas.

Figura 22- Difração de Raio-X para amostra que ficou a 870°C por 5 minutos.



Fonte: ZEMPULSKI, 2011.

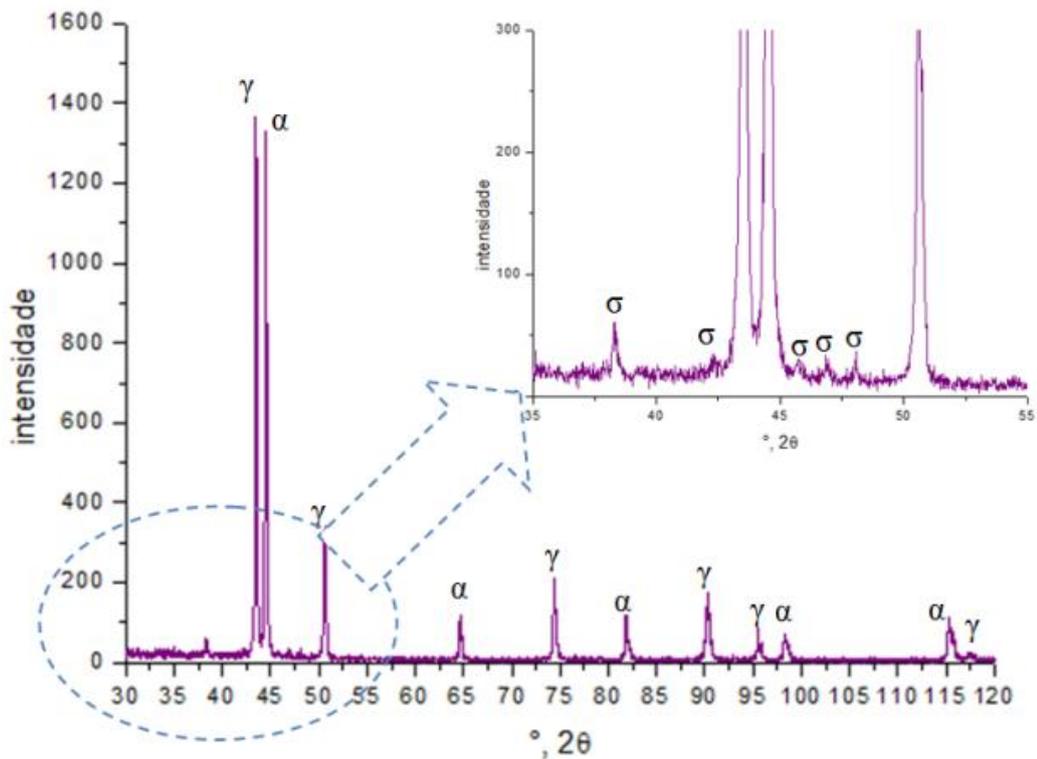
Figura 23- Difração de Raio-X para amostra que ficou a 870°C por 10 minutos.



Fonte: ZEMPULSKI, 2011.

Amostras de AID SAF 2205, que foram submetidas a 870°C por 15 minutos apresentaram a fase sigma nas duas reflexões identificadas (38,2867° e 48,0639) na figura 24 e também mostraram nos picos de 43,5020° e 46,8786° (ZEMPULSKI,2011).

Figura 24- Difração de Raio-X para amostra que ficou a 870°C por 15 minutos



Fonte: ZEMPULSKI, 2011.

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

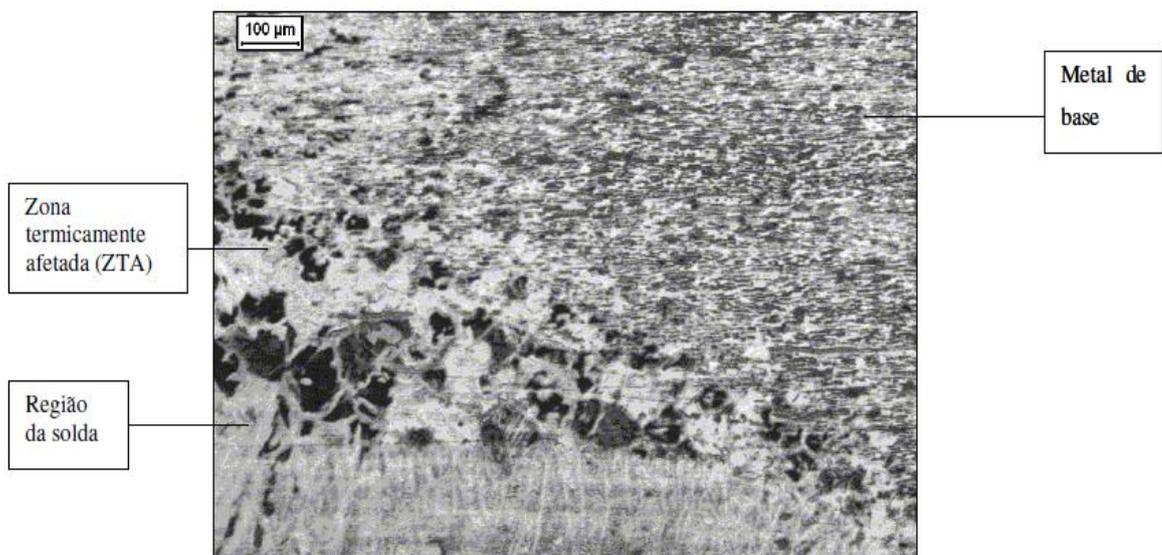
características e controlando a diluição, é possível manter os teores de ferrita próximo do balanceamento de fases ferrita/austenita, ou seja 50% de ferrita (PISTOTIOUS; BURSTEIN, 1992).

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; 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 25, 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. Observa-se grãos mais grosseiros na zona fundida quando comparada a ZTA e ao MB. Além disso, verifica-se uma quantidade maior de ferrita na ZTA.

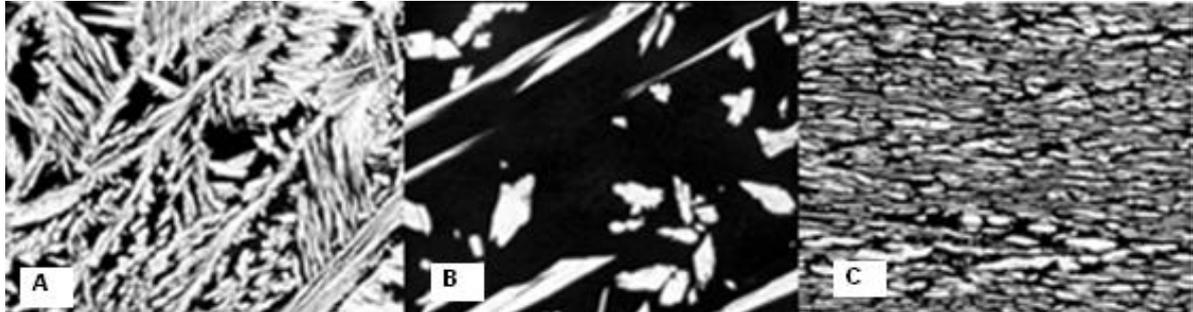
Figura 25 - Micrografia do metal base, região de solda e zona termicamente afetada



Fonte: GIRÃO, 2007.

observa-se que há mais ferrita que o verificado na ZF e no MB. No MB observa-se uma proporção entre as fases ferrita e austenita (ABREU et al, 2005).

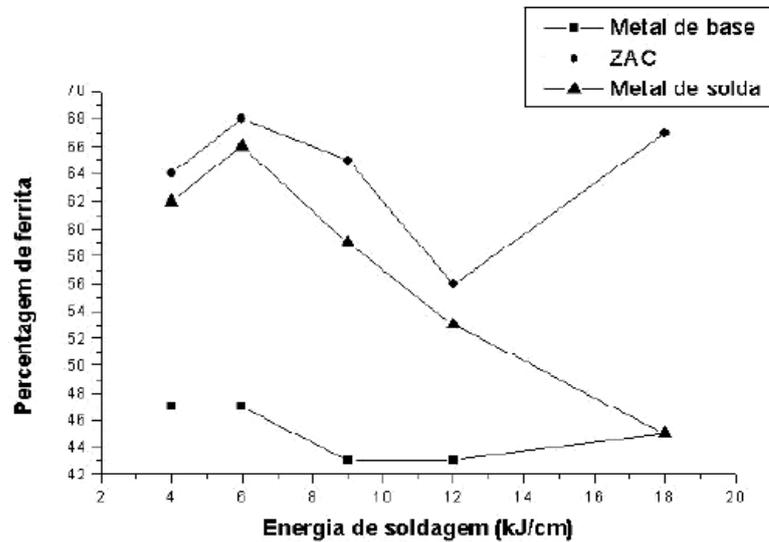
Figura 27 - Microestrutura do SAF2205 (A) Zona fundida (B) ZTA (C) Metal base



Fonte: Abreu et al, 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 28. 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 et al, 2005).

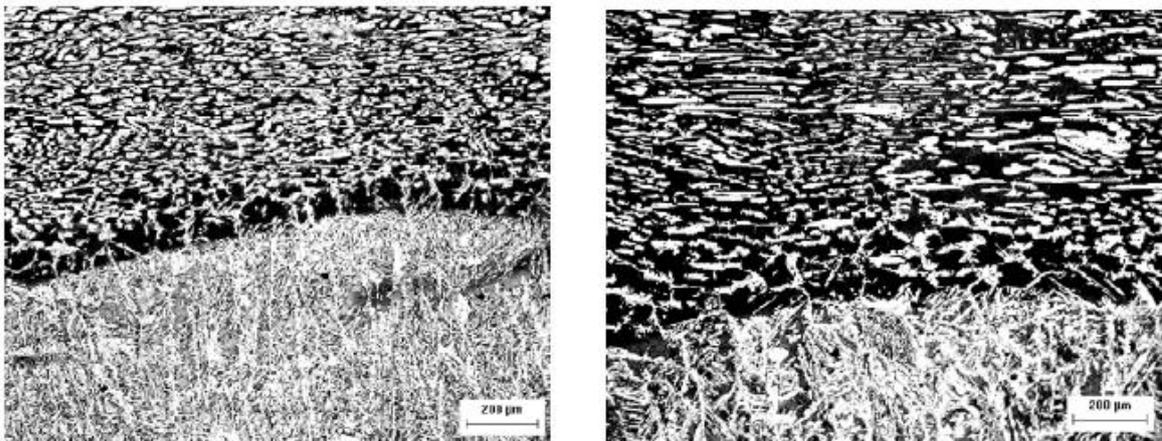
Figura 28 - Gráfico da fração volumétrica de ferrita em função da energia de soldagem para o aço duplex SAF2205



Fonte: Abreu et al, 2005.

Na figura 29 pode-se observar que ao ser aumentado o aporte térmico, de 12 kJ/cm para 18 kJ/cm, a quantidade de ferrita aumentou. Outra observação que pode ser feita ao analisar a figura 29, é que quanto maior o aporte térmico maior será o crescimento de grão na zona termicamente afetada (ABREU et al, 2005).

Figura 29 - Micrografias mostrando a extensão da ZTA para a) 12 kJ/cm e b) 18 kJ/cm. Ataque Behara modificado, aumento 100X.



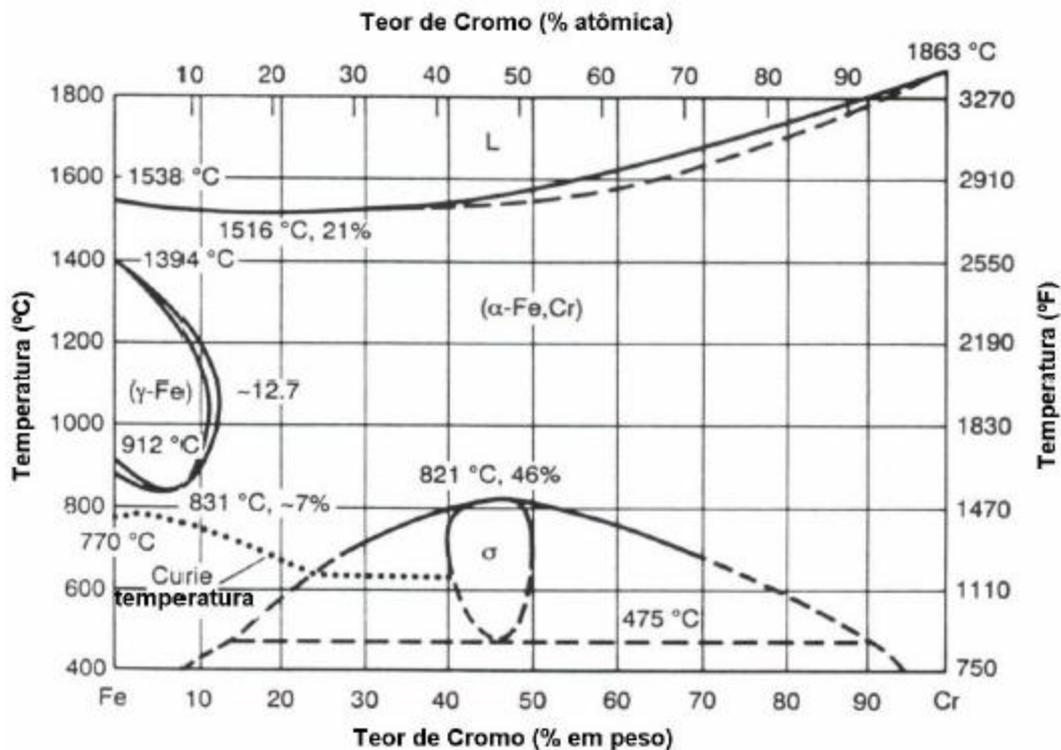
Fonte: ABREU et al, 2005.

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 30).

Figura 30 - Diagrama de equilíbrio binário Fe - Cr



Fonte: ASM HANDBOOK, 1993.

Observa-se na figura 30 que 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 CFC 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).

5.6 Influência do aporte térmico no aço inoxidável duplex

Na soldagem de aços duplex um dos parâmetros que deve ser controlado é o aporte térmico. Recomenda-se utilizar aporte térmico entre 0,5kJ/mm e 2,5kJ/mm para a soldagem de aços inoxidáveis duplex e entre 0,2 kJ/mm e 1,5 kJ/mm para os aços inoxidáveis super duplex (AISD) (BUTTING, 2014).

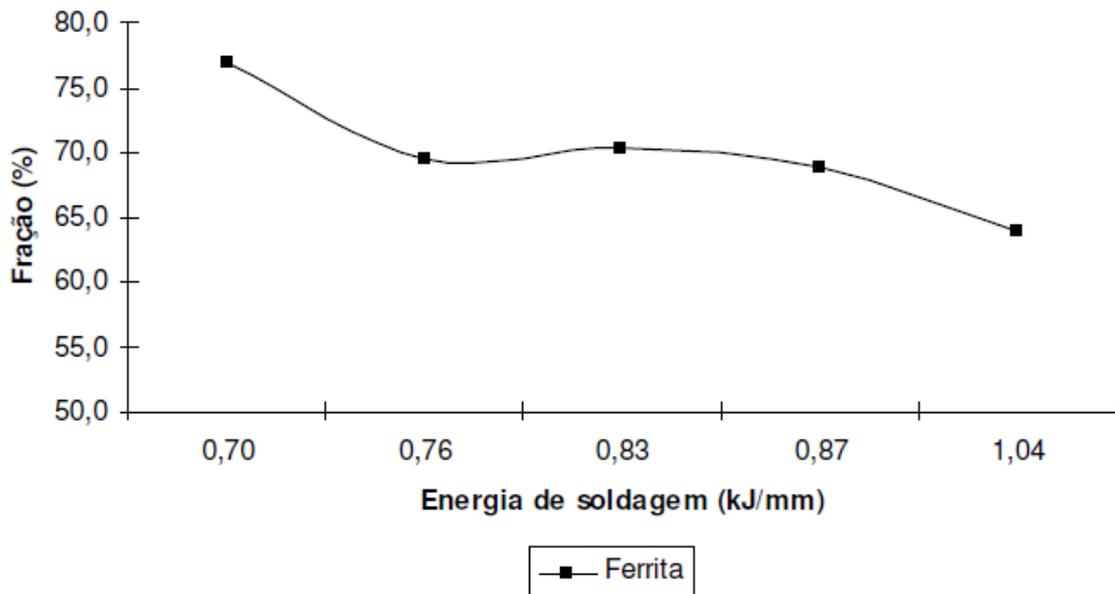
Nos processos de soldagem em chapas finas, ocorre a elevação da temperatura do aço, resultando em uma taxa de resfriamento reduzida e, conseqüentemente, a precipitação de fases intermediárias. Entre as fases deletérias que podem surgir está a fase sigma e outros precipitados como nitretos ou carbonetos (ROLDÃO, 2010).

Quando é utilizado um aporte térmico elevado a velocidade de resfriamento da junta soldada é menor. O resultado é o favorecimento da precipitação de austenita, de fases intermetálicas e o crescimento do grão. Um aporte térmico baixo resulta em uma velocidade de resfriamento elevada e, conseqüentemente, a precipitação de austenita é dificultada e uma fração elevada de ferrita poderá ser formada. Neste caso, pode favorecer a precipitação de nitretos de cromo na ferrita (PEREIRA, 2009)

Pode ser observado em processos de soldagem com aporte térmico elevado que a reduzida velocidade de resfriamento resulta na transformação da ferrita e possibilita um balanço mais favorável entre as fases ferrita e austenita. Verifica-se também que os grãos formados são mais grosseiros, que a ZTA possui uma dimensão maior e, provavelmente, ocorrerá a precipitação de fases intermetálicas. Dessa forma, é necessário escolher um aporte térmico alto o suficiente para possibilitar a formação de austenita e baixo para precaver a precipitação da fase sigma (ROLDÃO, 2010).

Na figura 31 variou-se o aporte térmico durante a soldagem de uma chapa de 16 mm de espessura do aço duplex 2205 em 1,04kJ/mm, 0,87kJ/mm, 0,83kJ/mm, 0,76kJ/mm e 0,70kJ/mm de uma chapa. De acordo com Roldão (2010), observou-se durante a variação do aporte térmico, que aumentando a energia de soldagem, reduz-se a fração de ferrita. Fato que pode ser justificado, porque quando se aumenta a energia de soldagem ocorre a redução da velocidade de resfriamento, possibilitando tempo suficiente para a formação de austenita.

Figura 31- Relação entre energia de soldagem e fração de ferrita.



Fonte: ROLDÃO, 2010.

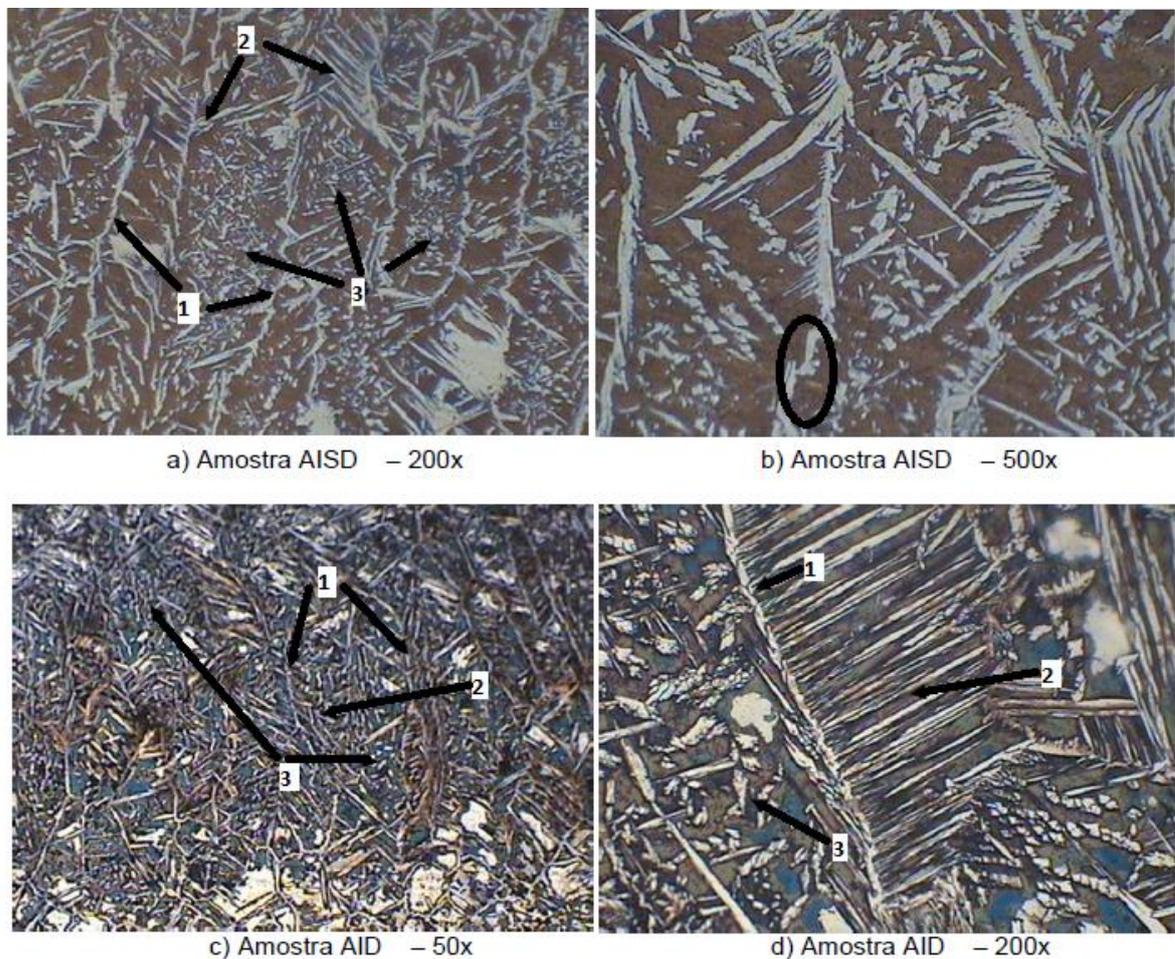
O aquecimento do aço durante a soldagem resulta em transformação da austenita para ferrita. Essa transformação normalmente ocorre por difusão dos elementos de liga intersticiais e substitucionais quando expostos a temperaturas maiores que 1300°C. Um desses elementos de liga é o nitrogênio, e é a difusão deste que controla esta transformação no aquecimento. Esta difusão é influenciada pelo ciclo térmico e pela partição dos elementos de liga entre a ferrita e a austenita (MUTHUPANDI, 2005).

Pode ser observada durante a solidificação da ZF, a fase austenita com três morfologias: alotriomórfica, Widmanstätten e intragranular. A austenita alotriomórfica, precipita-se em elevadas temperaturas, nucleia heterogeneamente nos contornos de grão da fase ferrita durante o resfriamento. Esse tipo de morfologia de austenita é formada normalmente por um mecanismo de transformação difusional. Após a formação da austenita alotriomórfica, a morfologia da austenita de Widmanstätten nucleia nos contornos de grão da ferrita ou da austenita alotriomórfica já existente e desenvolve ao longo de planos específicos da matriz como placas paralelas (MUTHUPANDI, 2005).

A variação do aporte térmico modifica a microestrutura do material. Nas micrografias da figura 32 variou-se o aporte térmico durante a soldagem de chapas do AISD UNS

S32750 e do AID S31803. É possível observar as micrografias da ZF dos aços que foram soldados com energias de soldagem de 0,43 KJ/mm e 0,58 KJ/mm. As micrografias são de uma mesma região do AISD e AID, com aumentos de 200x e 500x do AISD e de 50x e 200x do AID. Nas imagens a fase clara é a austenita e a fase escura é a ferrita. Nas micrografias da Figura 32 (a), (c) e (d) é possível observar a presença da austenita alotriomórfica de contorno de grão (1), a austenita de Widmanstätten (2) e a austenita intragranular (3). A austenita alotriomórfica de contorno de grão pode se formar de maneira contínua ou descontínua, como pode ser verificado na imagem da micrografia Figura 32 (b) (PEREIRA, 2009).

Figura 32- Microestrutura típica da ZF.

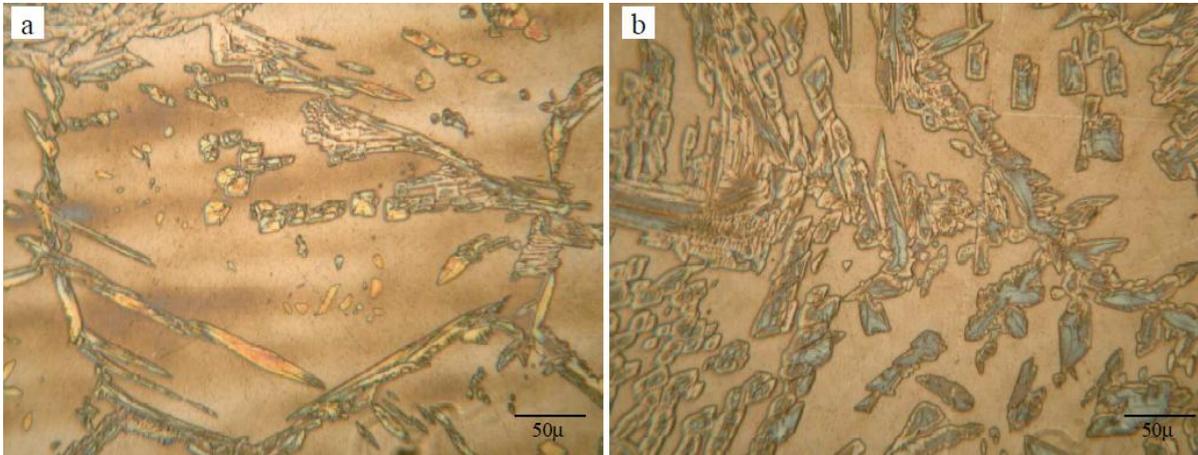


Fonte: PEREIRA, 2009.

Estudos sobre a influência da variação do aporte térmico, durante a soldagem de aços inoxidáveis duplex UNS S32304 mostram que na ZF é possível verificar a formação de uma grande quantidade de austenita secundária (Figura 33). Além

disso, observa-se maior quantidade de austenita na ZF quando comparada com a zona termicamente afetada pelo calor (ZAC) (ZAMPROGNO, 2010).

Figura 33- Microestrutura do UNS S32304 (a) Zona afetada pelo Calor (b) Zona Fundida.

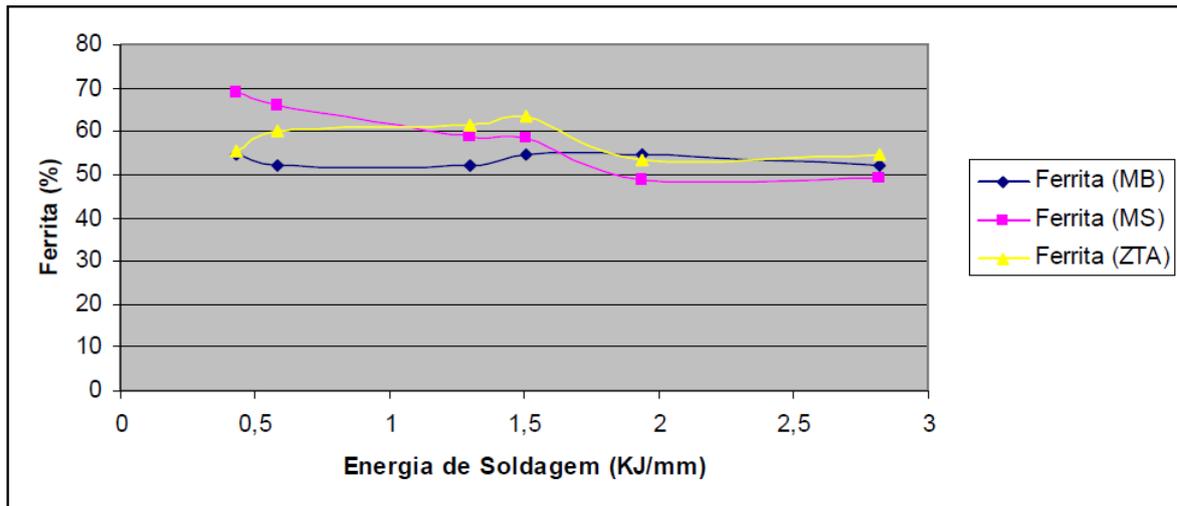


Fonte: ZAMPROGNO, 2010.

Durante o processo de soldagem, o aço é submetido a ciclos térmicos que podem favorecer o desbalanceamento de sua microestrutura. Aços inoxidáveis duplex apresentam uma melhor combinação de propriedades quando possuem fração volumétrica de ferrita entre 35 % e 65% (ABREU; MENEZES; RIBEIRO; MIRANDA, 2005).

No gráfico da figura 34, é possível observar a média aritmética da quantidade da fase ferrita presente na zona fundida (metal de solda-MS), ZTA e MB para diferentes energias de soldagem. Considerando que no aço as únicas fases existentes são a ferrita e a austenita, pode-se concluir que a quantidade de ferrita no MB das amostras soldadas foi 52,1%. Isso evidenciou a baixa influência da soldagem sobre o MB. Com relação a zona fundida (MS) pode-se verificar que a fração volumétrica de ferrita varia sobre uma extensa faixa de valores, evidenciando a elevada influência do aporte térmico nessa região.

Figura 34- Fração relativa de ferrita no MB, MS e ZTA nas diversas energias de soldagem.



Fonte: PEREIRA, 2009.

Segundo Zamprogno (2010), o Ferritoscópio FISCHER FMP30, é utilizado para avaliação indireta do teor de ferrita de amostras por meio de permeabilidade magnética. Este equipamento possibilita a contagem do teor de fases ferromagnéticas do aço. Em seu trabalho foi realizada a análise na ZTA do AID UNS S32304, conforme pode ser observado na tabela 5. É possível verificar que quanto maior o aporte térmico menos o teor de ferrita na ZTA, justificado pela redução da taxa de resfriamento e, conseqüentemente, aumento de austenita.

Tabela 5- Medidas de Ferritoscópio na região da ZTA.

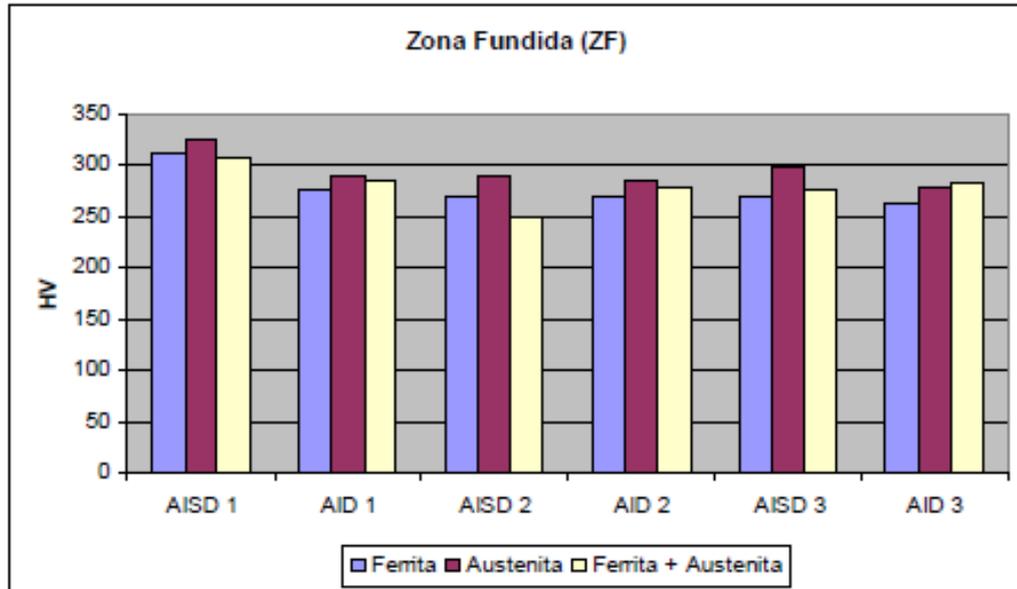
Aporte térmico (J/mm)	278	231	196
Ferrita (%)	45,65	48,5	50,4
Desvio	4,19	3,56	4,44

Fonte: ZAMPROGNO, 2010.

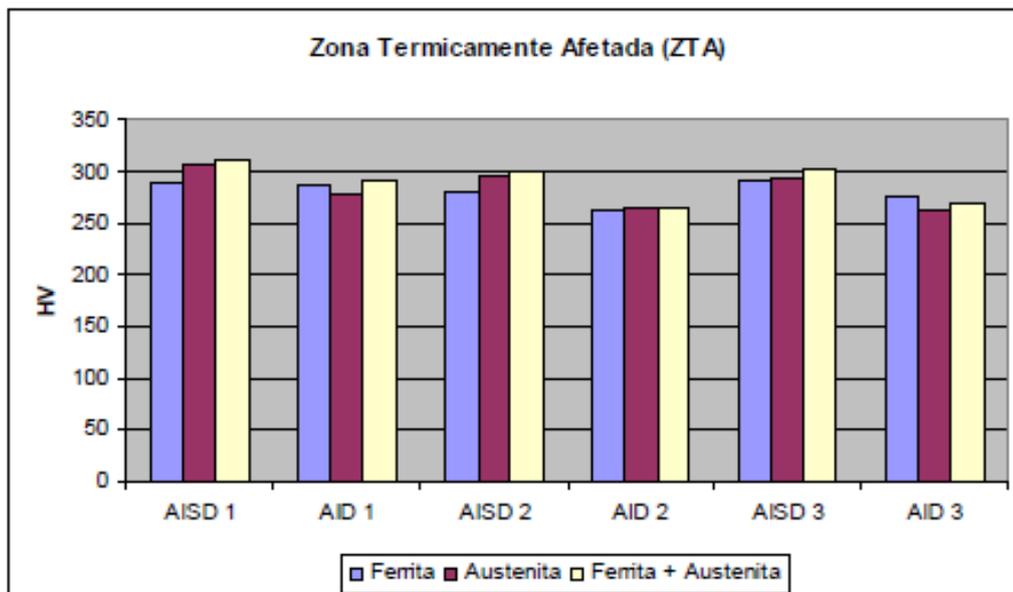
De acordo com Pereira (2009) ao analisar a microdureza de 3 amostras de AID e de 3 amostras AISD que foram soldadas variando o aporte térmico, não foi observado variação da microdureza em função da energia de soldagem. Os aportes utilizados para AID 1, 2 e 3 foram 0,43 kJ/mm, 1,51 kJ/mm e 1,94 kJ/mm respectivamente e para AISD 1, 2 e 3 foram 0,58 kJ/mm, 1,3 kJ/mm e 2,82 kJ/mm respectivamente. No gráfico da figura 35 verificam-se as médias aritméticas obtidas da microdureza Vickers na ZF e na ZTA das amostras de AID SAF2205 e o AISD SAF2507. Pode ser observada a diferença no percentual de ferrita e austenita em cada aporte

térmico não interferiu nos resultados da microdureza do material. Esse fato pode ser justificado uma vez que as medidas foram realizadas pontualmente sobre a ferrita, a austenita e na interface α/γ (PEREIRA, 2009).

Figura 35- Gráfico com as médias obtidas de microdureza (a) MS e (b) na ZTA dos AID e AISD.



(a)

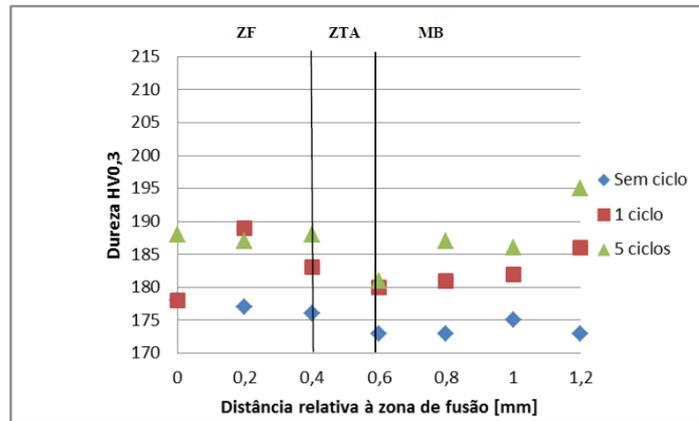


(b)

Fonte: PEREIRA, 2009.

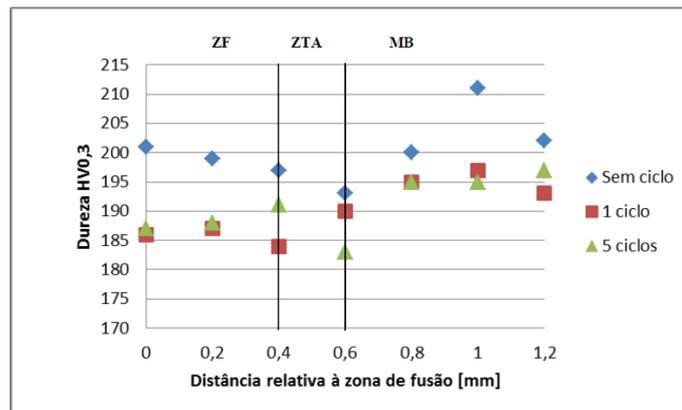
Lima (2011) analisou chapas do AID UNS S32750 que passaram por um processo de soldagem no qual se variou o aporte térmico em 0,8 kJ/m, 1,3 kJ/mm e 3,4 kJ/mm e observou a redução da dureza na ZTA (Figura 36, 37 e 38). As amostras foram submetidas a ensaios de ciclagem térmica em três condições: nenhum ciclo térmico, a 1 ciclo térmico e a 5 ciclos térmicos. Em cada ciclo térmico as amostras foram aquecidas de 200 até 400°C, permanecendo nesta temperatura por 1 h, para simular condições severas de trabalho dos aços em aplicações no processo de refino de petróleo. Nas figuras verifica-se que a dureza na ZTA reduziu quando utilizou-se aporte de 0,8 kJ/mm e 1,3 kJ/mm, comparado com a dureza na zona fundida e o metal de base. Já para a condição de 3,4 kJ/mm a dureza na ZTA apresentou-se mais elevada que na ZF e no MB. A dureza da amostra elevou-se quando a mesma foi submetida a ciclos térmicos. A redução da dureza na ZTA pode ser efeito do aumento da quantidade de dos grãos ferríticos, reduzindo a dureza. (LIMA, 2011).

Figura 36- Variação da dureza para amostras soldadas com aporte térmico 0,8 kJ/mm.



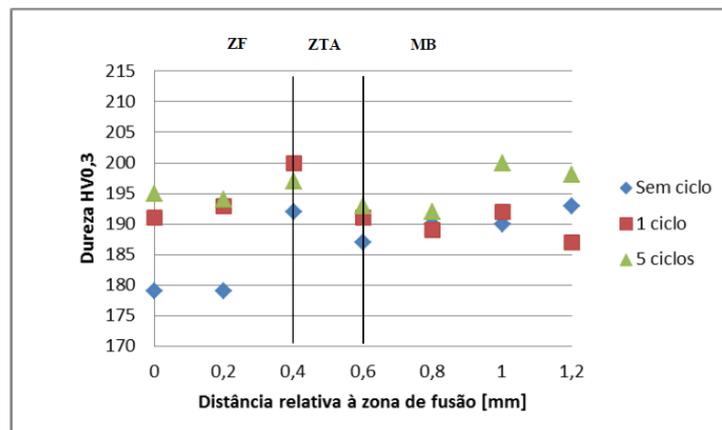
FONTE: LIMA, 2011.

Figura 37- Variação da dureza para amostras soldadas com aporte térmico de 1,3 kJ/mm.



FONTE: LIMA, 2011.

Figura 38- Variação da dureza para amostras soldadas com aporte térmico 3,4 kJ/mm.



FONTE: LIMA, 2011.

6 MATERIAIS E MÉTODOS

6.1 Materiais

O material analisado consiste em chapas com espessura de 4mm do aço inoxidável duplex SAF2205 laminadas a frio, fabricadas pela Aperam South America.

6.2 Composição Química

A análise da composição química do aço foi realizada na Aperam South America (Tabela 6).

Tabela 6- Composição química do aço inoxidável duplex SAF2205 (% peso)

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.

6.3 Processo de Soldagem

As chapas, sem nenhuma preparação prévia, foram soldadas pelo processo de soldagem GMAW, no laboratório de soldagem da ESAB. O equipamento utilizado para a solda foi o Raltrec FW1000 (Figura 39).

Figura 39 - Equipamento para soldagem Raltrec FW1000.



Fonte: Autor.

Durante a soldagem a transferência foi por curto circuito por ser a mais recomendada quando o processo é realizado em de materiais com espessura até 6 mm (MODENESI; MARQUES, 2011).

As chapas de SAF2205 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. Este metal de adição foi escolhido por ter em sua composição compostos e teores próximos ao metal de base. O gás de proteção utilizado possui em sua composição 95% Ar, 3% CO₂ e 2% N₂. Este gás além de proteger a peça de fusão contra contaminações possibilita a formação de um arco estável (FISCHER, 2011).

Tanto o arame sólido quanto o gás de proteção utilizados, são os que recomendados na soldagem do SAF2205.

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 térmica igual a 80%, conforme descrito na Norma Européia DIN EM 1011-1:2009. O processo de soldagem 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. Utilizando os parâmetros definidos e a Equação 1 foi calculada a velocidade de soldagem para cada aporte térmico. Na tabela 7 é possível analisar os parâmetros usados na soldagem para cada aporte térmico, para o aço inoxidável duplex SAF 2205.

Tabela 7 - Parâmetros utilizados na soldagem do SAF 2205

Chapa	Aporte térmico (kJ/mm)	Tensão (± 5 volts)	Corrente (± 30 ampéres)	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
D	2,5	28,0	200,0	11,0

Fonte: Autor.

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 nas laterais de cada chapa, com seus respectivos aporte térmicos. Totalizando três cordões por chapa (Figura 40).

Figura 40 - Chapa de aço duplex SAF 2205 soldada com aporte térmico de 1,0 kJ/mm.

Fonte: Autor.

6.4 Ensaio de Microdureza

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 200gf, por 15 segundos. Foram realizadas 10 medições a uma distância de 1,0mm da superfície de topo, a partir do centro da zona fundida,

com espaçamento de 0,2 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.

6.5 Análise metalográfica

Os corpos de prova foram confeccionados nas dimensões 25mm x 50mm. Para realização do corte da chapa, na posição perpendicular ao cordão de solda, com largura de 25mm, 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 15mm. 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 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.

6.5.1 Análise metalográfica da ferrita e da austenita

As amostras foram embutidas inicialmente a frio com utilização da resina polimerizante poli metil metacrilato. Porém, esse tipo de embutimento por ser mais macio não estava fornecendo uma superfície plana durante o lixamento das amostras no qual se formavam muitos planos. Devido a isso optou-se por utilizar o embutimento a quente com baquelite, no qual não foram observados os mesmos problemas.

Para a análise metalográfica as amostras foram embutidas com baquelite, 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.

O ataque químico foi realizado com o reativo Behara I (100ml de água, 10g NaS₂O₃ e 3g K₂S₂O₅) a temperatura ambiente.

Inicialmente o ataque químico foi realizado por 15 segundos, no entanto o tempo foi insuficiente para revelar os constituintes da microestrutura. Após, foi realizado um ataque por 30 segundos, possibilitando a caracterização da microestrutura.

As análises metalográficas das fases presentes no aço 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 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.

6.5.2 Análise metalográfica da fase sigma

As amostras foram preparadas no Laboratório de Metalografia do SENAI FIEMG - Campus CETEC.

Para a análise metalográfica as amostras foram embutidas com baquelite, 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.

Primeiramente utilizou-se para o ataque químico o reativo Beraha, segundo o proposto por Fargas et al. (2009) cuja solução é constituída de 1g de $K_2S_2O_5$, 15ml de HCl diluídos em 85ml de água destilada. Foi realizado testes com o tempo de exposição de 5 segundos e de 15 segundos. Esta solução é indicada por Fargas et al (2009) para revelar a fase σ , contrastando da matriz na tonalidade branca.

Posteriormente as amostra foram polidas novamente com pasta de diamante de granulometria de 9, 3 e 1 μ m e atacadas com Behara modificado (80ml de água destilada, 20 ml Ácido Clorídrico, 1 g de Metabissulfito de Potássio e 2 g de Bifluoreto de Amônio).

Foi realizado, também, ataque eletrolítico das amostras. Para isso as amostras foram embutidas com em resina sintética de polimerização a frio para os ensaios

metalográficos, lixadas manualmente com lixas com 120, 220, 320, 400, 600 e 1000 mesh. Após, foi realizado o polimento com pasta de diamante com 6 μ m, 3 μ m e 1 μ m, alternados com limpeza ultrassônica das amostras. O ataque eletrolítico foi realizado com eletrólito KOH 10%, densidade de corrente de 100 mA, tensão de 6V e tempo de imersão de 30 segundos.

As análises metalográficas foram realizadas no material base, na ZTA e na zona fundida, utilizando o microscópio óptico Kontrol, modelo IM 713, do Laboratório de Metalografia do SENAI FIEMG - Campus CETEC, a fim de identificar a formação de fase sigma. As amostras foram analisadas e fotografadas por meio de microscopia óptica, com aumento de 200 vezes.

6.6 Quantificação das fases

A análise quantitativa das frações volumétricas das fases ferrita e austenita foi realizada por meio do software *Quantikov*. A análise foi realizada em imagens do metal base, da zona termicamente afetada e da zona fundida, para cada uma das condições analisadas: como recebido, soldado com 0,5kJ/mm, soldado com 1,0kJ/mm e soldado com 1,5kJ/mm, atacadas com Behara 1. Para cada condição foram utilizadas 5 imagens e foi calculada a média e o desvio padrão dos resultados.

6.7 Difração de Raios X

O ensaio de difração de raios X foi realizado em três amostras do material em cada uma das condições: como recebido, soldado com 0,5kJ/mm, soldado com 1,0kJ/mm e soldado com 1,5kJ/mm. O ensaio foi realizado na ZF e na ZTA das amostras soldadas. Todas as amostras foram cortadas com 25mm de largura. 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 Caracterização de Materiais do CEFET-MG, com o aparelho Difrátômetro de Raio-X, modelo Shimadzu XRD-7000 (Figura 41). O ângulo de varredura empregado nos testes foi de 20° a 80°, a velocidade de 2,0°/min e o passo foi de 0,02s⁻¹. Com o objetivo de detectar a presença de fase sigma foi realizada uma varredura mais lenta com velocidade de 1,0°/min, entre os ângulos de

varredura de 35° a 50° e o passo de $0,02s^{-1}$. Utilizando o software Origin 8.0 foi realizada uma análise quantitativa por meio da técnica das intensidades integradas para as amostras de SAF 2205 como recebidas e após a soldagem.

Figura 41 - Shimadzu, Difratorômetro de Raio-X XRD-7000.



Fonte: Autor.

6.8 Cálculo do sigma equivalente

Para avaliar a susceptibilidade de formação da fase sigma no SAF 2205 foi utilizada a Equação 2, a partir da qual é possível obter o valor de sigma equivalente. Nessa equação são considerados os teores de cromo, molibdênio e silício.

7 RESULTADOS E DISCUSSÕES

7.1 Composição Química

A especificação técnica do aço inoxidável duplex SAF2205 pode ser verificada na tabela 1 (SILVA; MEI, 2010) e o resultado da análise da composição química realizada na Aperam South América pode ser observado na tabela 6. Ao analisar as duas tabelas pode ser verificado que o material de estudado estava com os teores de seus componentes dentro da especificação técnica.

7.2 Processo de Soldagem

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

Ao analisar a tabela 7, é possível observar que, para tensão e corrente constante, ao aumentar o aporte térmico utilizado durante a soldagem a velocidade de soldagem 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 soldagem é muito baixa, resultando no aquecimento localizado elevado da chapa e conseqüentemente a perfuração da mesma (Figura 42). 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 42- 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 molhabilidade do cordão de solda, resultando em uma maior espessura do mesmo (Figura 43). De acordo com Morales (2007), um maior aporte térmico resulta em maior molhabilidade do cordão de solda, uma maior penetração e menor velocidade de soldagem.

Figura 43 – Aço SAF 2205 (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 Microdureza

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 (283+/-3)HV. 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.

Observa-se na figura 44 o perfil de dureza das amostras. Na amostra com aporte térmico de 0,5kJ/mm a ZTA está entre 4,9mm e 5,4mm de distância do centro do cordão de solda. Já para a amostra com aporte de 1,0kJ/mm a ZTA está entre 6,1mm e 7,0mm. E na amostra de 1,5kJ/mm a ZTA está entre 8,8mm e 10,4mm.

Dessa forma, observa-se que quanto maior o aporte térmico maior a zona termicamente afetada.

Figura 44- Perfil de dureza em função do aporte térmico do SAF2205.



Fonte: Autor.

Ao analisar o perfil de dureza comparativo das amostras em função do aporte térmico (figura 44) nota-se que todas as amostras, independente do aporte térmico, apresentaram uma queda da dureza na ZTA. Esse fato pode ser justificado porque essa região apresenta maior quantidade de ferrita que austenita quando comparada ao MB e a ZF. Uma vez que a fase ferrítica apresenta uma dureza inferior à da fase austenítica, ocorre a queda da dureza nessa região.

De acordo com Jana (1992) a dureza do aço inoxidável duplex SAF2205 reduz com o aumento do aporte térmico entre 0,4 e 0,8kJ/mm. Amostras soldadas com valores superiores de aporte térmico possuem pouca variação da dureza em função desse parâmetro. Esse fato pode ser observado na ZTA das amostras. As amostras de 0,5 kJ/mm apresentaram dureza maior na ZTA quando comparada com as amostras de 1,0 kJ/mm. Já comparando as amostras de 1,0kJ/mm com as de 1,5kJ/mm, não foi possível observar uma alteração significativa no valor da dureza.

De acordo com os resultados obtidos no ensaio de microdureza, não se pode afirmar a presença de fase sigma, pois não foram identificados valores elevados de dureza compatíveis com os dados esperados para esta fase, ou seja, da ordem de 750 HV.

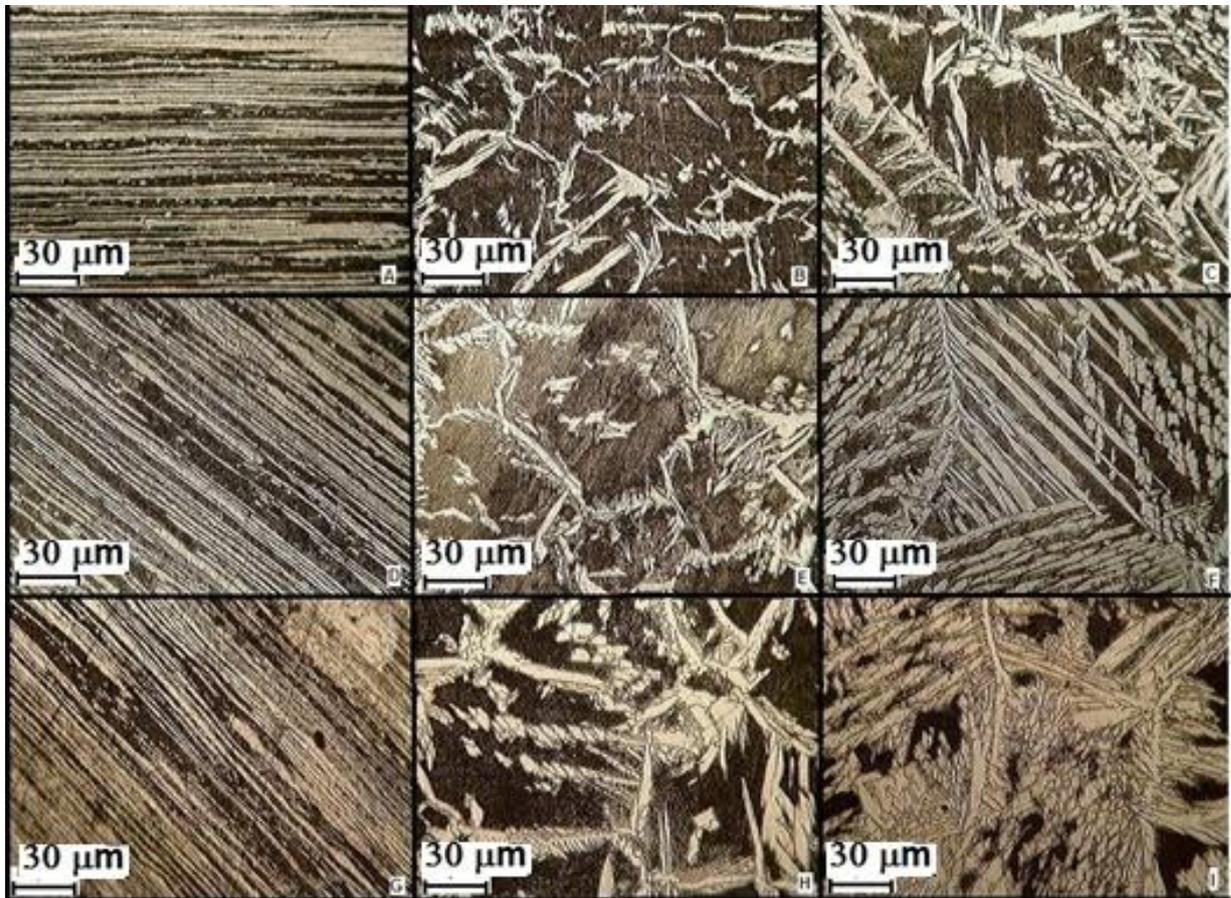
7.4 Análises Metalográficas

7.4.1 Análise metalográfica da ferrita e da austenita

Na figura 45 é mostrada a microestrutura dos cordões soldados na superfície de cada chapa. As regiões mais claras da figura são denominadas de fase austenita e as regiões mais escuras são denominadas de fase ferrita. Na figura 45 (A), (D) e (G), nota-se a ferrita e a austenita orientadas em bandas paralelas e alongadas na direção de laminação. Na figura 45 (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. Além disso, verifica-se que os grãos ferríticos e austeníticos são menores na ZTA e na ZF quando comparados aos dos demais aportes térmicos. Na figura 45 (E) e (F) observa-se a microestrutura da zona termicamente afetada e da zona fundida 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 ficou maior comparado à condição de aporte térmico de 0,5kJ/mm. Na figura 45 (H) e (I) observa-se a microestrutura da zona termicamente afetada e da zona fundida, respectivamente, para a amostra soldada com o aporte térmico de 1,5 kJ/mm. Verifica-se que o tamanho de grão austenítico e ferrítico ficou maior comparado à condição de aporte térmico de 1,0kJ/mm tanto na ZTA quanto na ZF. As variações micrográficas nessas regiões evidenciam a forte influência da energia de soldagem usada. Para a zona termicamente afetada e 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 e ferrítico. Esse fato pode ser justificado devido com o aumento o aporte térmico, ser necessário um tempo maior para o resfriamento da chapa, possibilitando tempo suficiente para a formação da austenita. 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 45- Micrografias: Aporte térmico 0,5kJ/mm: A)metal base, B) ZTA, C) ZF soldado. Aporte térmico 1,0kJ/mm: D)metal base, E) ZTA, F) ZF. Aporte térmico 1,5kJ/mm: G)metal base,H) ZTA, I) ZF . Ataque: Behara I.

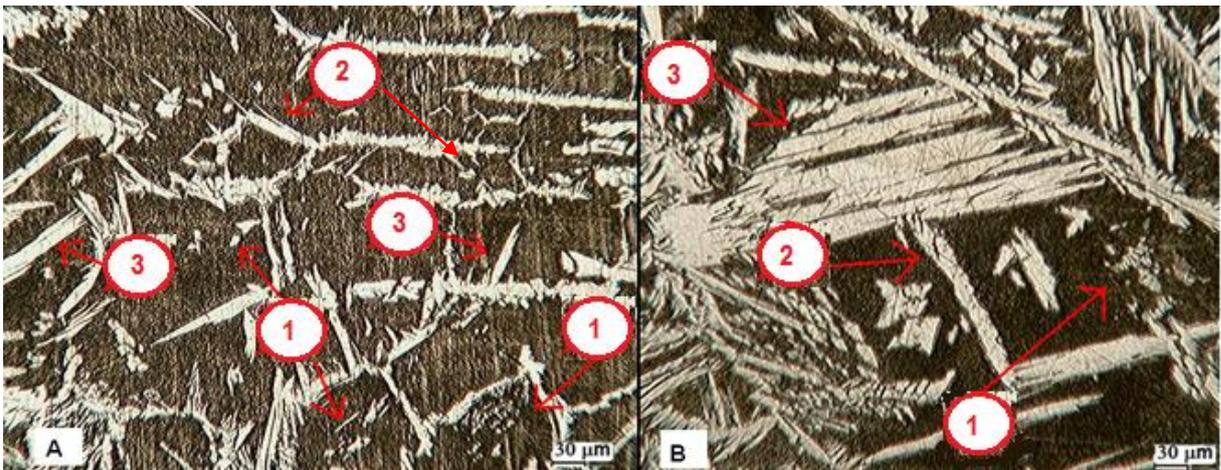


Fonte: Autor.

Foram observadas diferentes morfologias de austenita na região da zona termicamente afetada e da zona fundida. Devido aos ciclos térmicos que o material é submetido durante a soldagem na ZF e na ZTA pode levar à precipitação de austenita secundária. As morfologias de austenita precipitadas nas amostras foram: intragranular, alotriomórfica e Widmanstätten. Segundo Muthupandi (2005) a austenita com morfologia Widmanstätten nucleia nos contornos de grão da ferrita ou da austenita alotriomórfica pré-existente e desenvolve-se ao longo de planos específicos da matriz como placas paralelas. Já a austenita alotriomórfica de contorno de grão pode ser descontínua para velocidades elevadas de resfriamento, e à medida que a velocidade de resfriamento reduz, esta se torna cada vez mais contínua.

As figuras 46 (A) e (B), mostram a microestrutura da ZTA e da ZF de amostras soldadas com aporte térmico de 0,5kJ/mm. Podem ser verificadas a presença de austenita intragranular (1), austenita alotriomórfica de contorno de grão (2) e a austenita de Widmanstätten (3). Verifica-se nas imagens uma presença maior de austenita de Widmanstätten e intragranular na ZF quando comparada ao ZTA. Nesta última, há maior quantidade de austenita alotriomórfica de contorno de grão. Segundo Muthupandi (2005) quanto maior a velocidade de resfriamento, maior é a tendência de sua precipitação. Comparado aos outros aportes, o de 0,5 kJ/mm foi o menor utilizado, dessa forma, com maior velocidade de resfriamento, resultando em maior quantidade de austenita alotriomórfica.

Figura 46- Diferentes morfologias da austenita, em amostras soldadas com aporte térmico de 0,5kJ/mm na (a) ZTA e na (b) ZF. Ataque: Behara I.

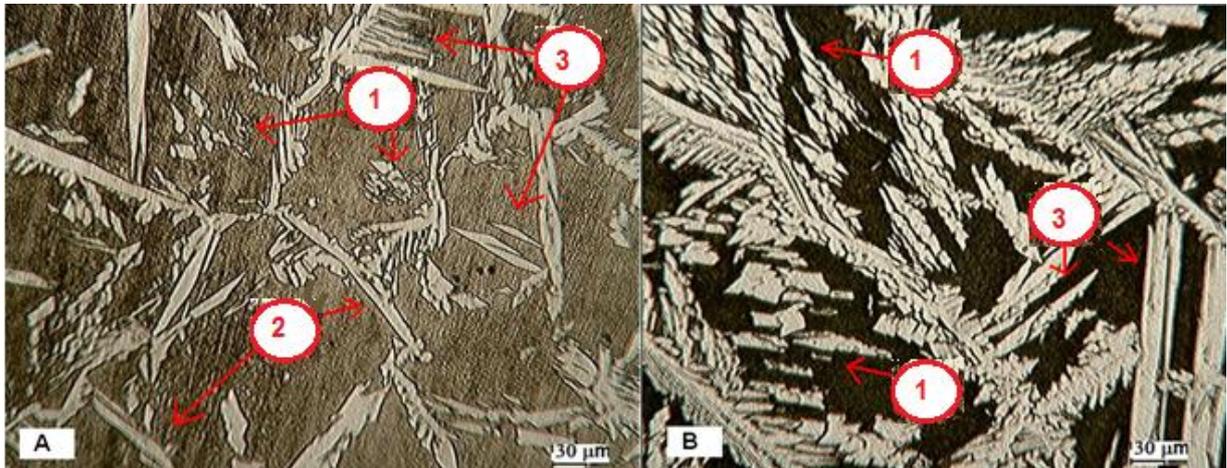


Fonte: Autor.

Nas figuras 47 (A) e (B), podem ser verificadas em amostras soldadas com aporte térmico de 1,0kJ/mm na ZTA e ZF, respectivamente, a austenita intragranular (1); austenita alotriomórfica de contorno de grão (2) e a austenita de Widmanstätten (3). A ZTA das amostras soldadas com aporte térmico de 0,5 kJ/mm, figura 46 (A), é semelhante a ZTA das amostras soldadas com 1,0 kJ/mm, figura 47 (A), diferenciando apenas o tamanho do grão de austenita alotriomórfica que é maior nas amostras desta última. Pode ser observada maior quantidade de austenita de Widmanstätten e intragranular na ZF, como verificado também na figura 48. No entanto, observa-se na figura 47 (B) presença de menor quantidade de austenita alotriomórfica de contorno de grão quando comparada figura 46 (B) As amostras

soldadas com aporte de 1,0 kJ/mm apresentam maior quantidade de austenita intragranular.

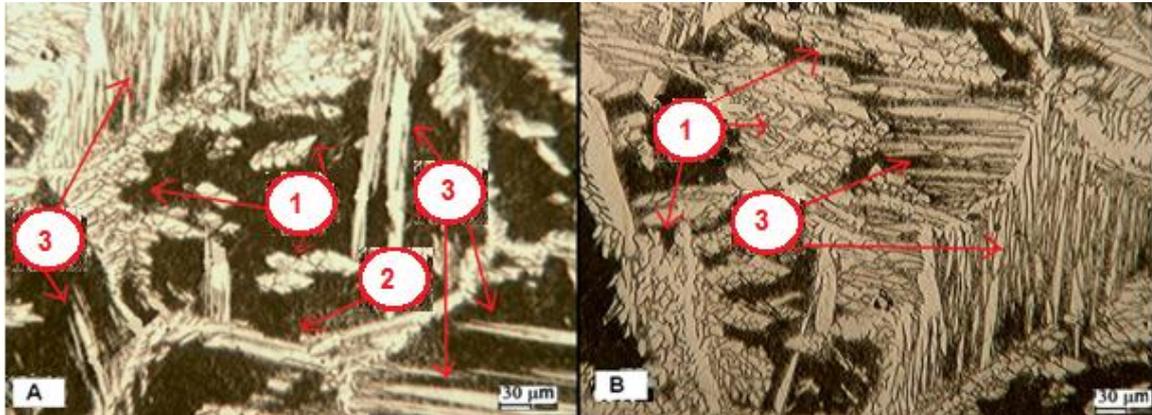
Figura 47- Diferentes morfologias da austenita, em amostras soldadas com aporte térmico de 1,0kJ/mm na (a) ZTA e na (b) ZF. Ataque: Behara I.



Fonte: Autor.

Nas figuras 48 (A) e (B), podem ser verificadas em amostras soldadas com aporte térmico de 1,5 kJ/mm na ZTA e ZF, respectivamente, a austenita intragranular (1); austenita alotriomórfica de contorno de grão (2) e a austenita de Widmanstätten (3). Na figura 48 (A) observa-se que o tamanho de grão da austenita alotriomórfica aumentou quando comparado com a figura 47 (A). Na figura 48 (A) e (B), pode ser verificada maior quantidade de austenita Widmanstätten que nas amostras soldadas com 0,5 e 1,0 kJ/mm. Esse fato é justificado, uma vez que quanto maior o aporte térmico, menores as taxas de resfriamento, e essas menores taxas proporcionaram maior formação de austenita do tipo de Widmanstätten (MUTHUPANDI, 2005). Observa-se, também, aumento da austenita intragranular na ZTA e, principalmente, na ZF das amostras soldadas com aporte de 1,5 kJ/mm.

Figura 48- Diferentes morfologias da austenita, em amostras soldadas com aporte térmico de 1,5kJ/mm na (a) ZTA e na (b) ZF. Ataque: Behara I.



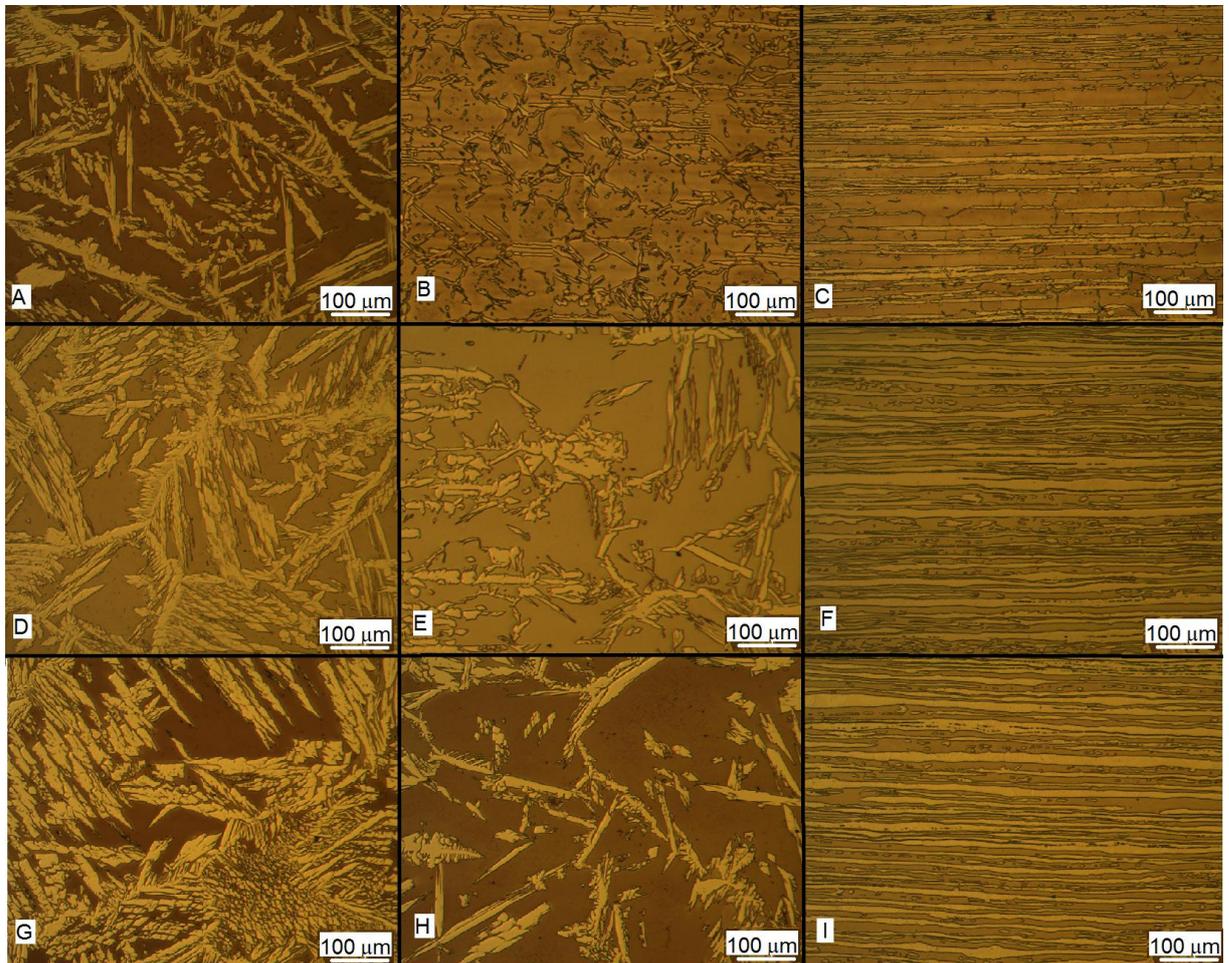
Fonte: Autor.

7.4.2 Análise metalográfica da fase sigma

As amostras atacadas quimicamente com o reativo Behara, segundo o proposto por Fargas et al. (2009), não resultaram em imagens de boa qualidade. Esse ataque é muito sensível ao estado metalúrgico do material e como as amostras são constituídas de regiões diferentes (solda, ZTA e metal base) não foi possível um ataque adequado nas três regiões. As amostras atacadas por 5 segundos revelavam apenas o metal base e quando eram atacadas por tempo superior a ZTA era atacada excessivamente, não resultando em imagens de boa qualidade. Portanto, não se recomenda o ataque químico de aço SAF2205, nessas condições, com o reagente proposto por Fargas et al. (2009).

As imagens das amostras atacadas quimicamente com o reativo Behara modificado podem ser visualizadas na Figura 49. Conforme pode ser observado nesta identificou-se apenas as fases ferrita (verde/marron escuro) e austenita (amarelo claro), não se evidenciou a presença de fase sigma.

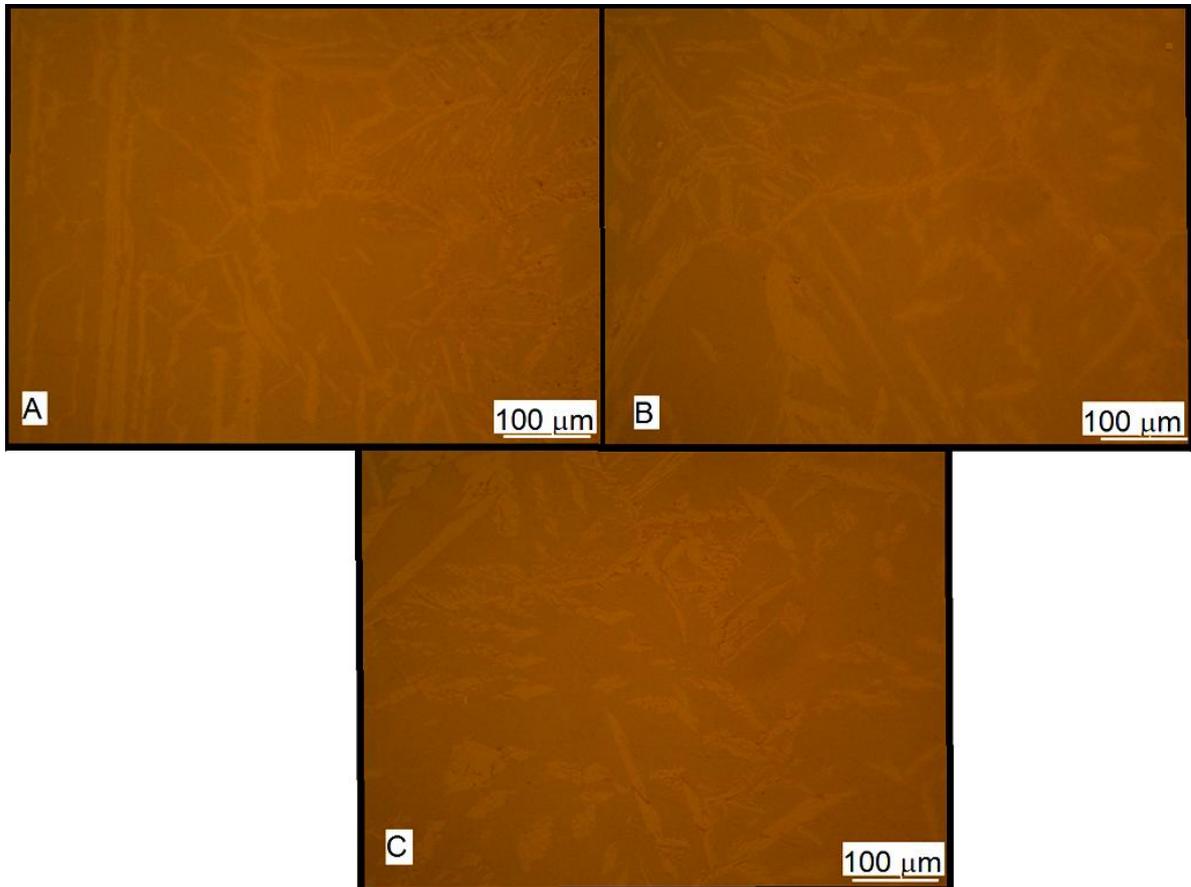
Figura 49- Micrografias: Aporte térmico 0,5kJ/mm: A) ZF, B) ZTA, C) metal base. Aporte térmico 1,0kJ/mm: D) ZF, E) ZTA, F) metal base. Aporte térmico 1,5kJ/mm: G) ZF,H) ZTA, I) metal base .Ataque: Behara modificado.



Fonte: Autor.

As imagens das amostras atacadas eletroliticamente com KOH 10% podem ser visualizadas na figura 50. Conforme pode ser observado nesta, identificou-se apenas as fases ferrita (escura) e austenita (clara), não se evidenciou a presença de fase sigma. Segundo a literatura o KOH 10% ataca fases intermetálicas ricas em Cr, e não foi possível identificar, em nenhuma das imagens, quaisquer traços de fases intermetálicas, tais como *chi* e/ou nitretos de cromo e, sobretudo, fase sigma.

Figura 50- Micrografia da ZTA das amostras soldadas com aporte térmico de (A) 0,5 kJ/mm (B) 1,0 kJ/mm e (C) 1,5 kJ/mm. Ataque: KOH 10%.



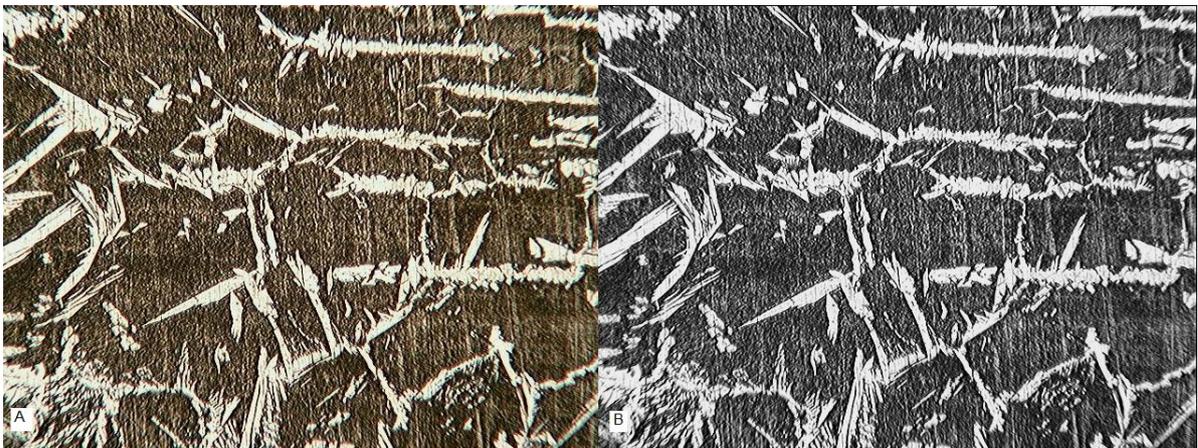
Fonte: Autor.

A partir dos resultados observados com as três análises metalográficas realizadas, cada uma com um reativo, não foi possível identificar a presença de fase sigma. Isso pode ter ocorrido devido o percentual de fase sigma presente nas amostras ser baixo, já que a formação dessa fase depende do tempo em que o material fica exposto a elevadas temperaturas (acima de 700 °C) conforme pode ser verificado na figura 18 (MAGNABOSCO, 2005). Pode ser verificado, também na figura 18, que a 700 °C para formar 0,1 % de fase sigma o tempo mínimo necessário é superior a 0,1h(6 minutos) e para formar 2% o tempo necessário é aproximadamente 0,5h (30 minutos). Como durante a soldagem as amostras não foram expostas a temperaturas maiores que 700°C por tempo superior a 6 minutos, conclui-se que caso tenha formado fase sigma, foi em quantidade mínima, impossibilitando sua identificação através da metalografia óptica.

7.5 Quantificação das fases

O Quantikov calcula as frações volumétricas de cada fase pela diferença de cores entre elas. As imagens apresentavam diferentes tonalidades em uma mesma fase. Portanto foi necessária a preparação das imagens, uniformizando a cor de cada fase com o auxílio do Quantikov, conforme pode ser visualizado na figura 51.

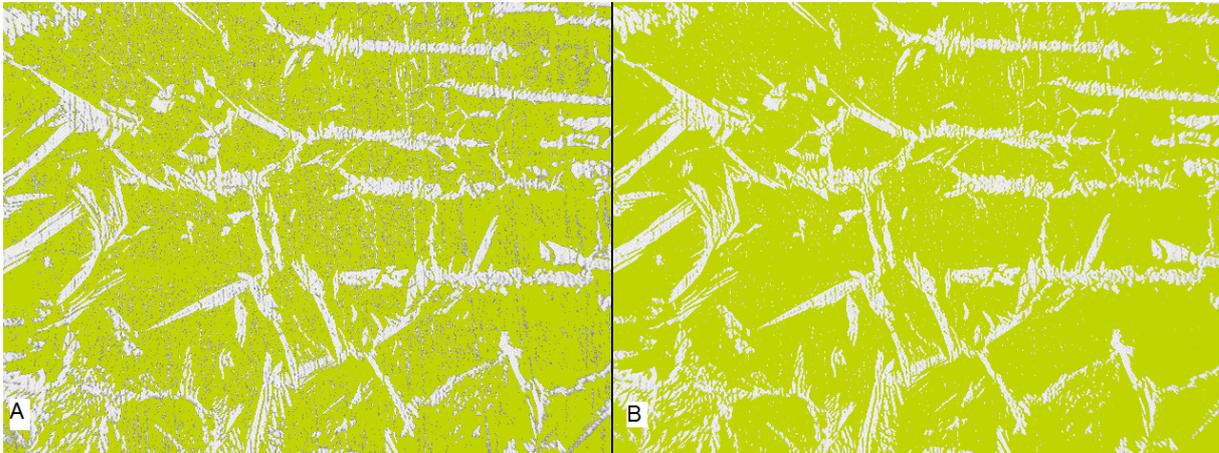
Figura 51- Imagem da ZTA da amostra soldada com 0,5 kJ/mm (A) antes do tratamento no *Quantikov* (B) após o tratamento.



Fonte: Autor

Após a preparação das imagens, foi selecionada a opção de cálculo das fases e o *Quantikov* colore de verde a ferrita e branco a austenita. No entanto, foi necessário o ajuste da leitura de cada fase pelo software, pois mesmo após a uniformização da imagem, persistem algumas diferenças de tonalidade e o *Quantikov* entendeu essas diferenças como austenita. Na figura 52 é possível observar alguns pontos dentro da ferrita, antes do ajuste da leitura, que não eram considerados como fase ferrita e após o ajuste sem eles.

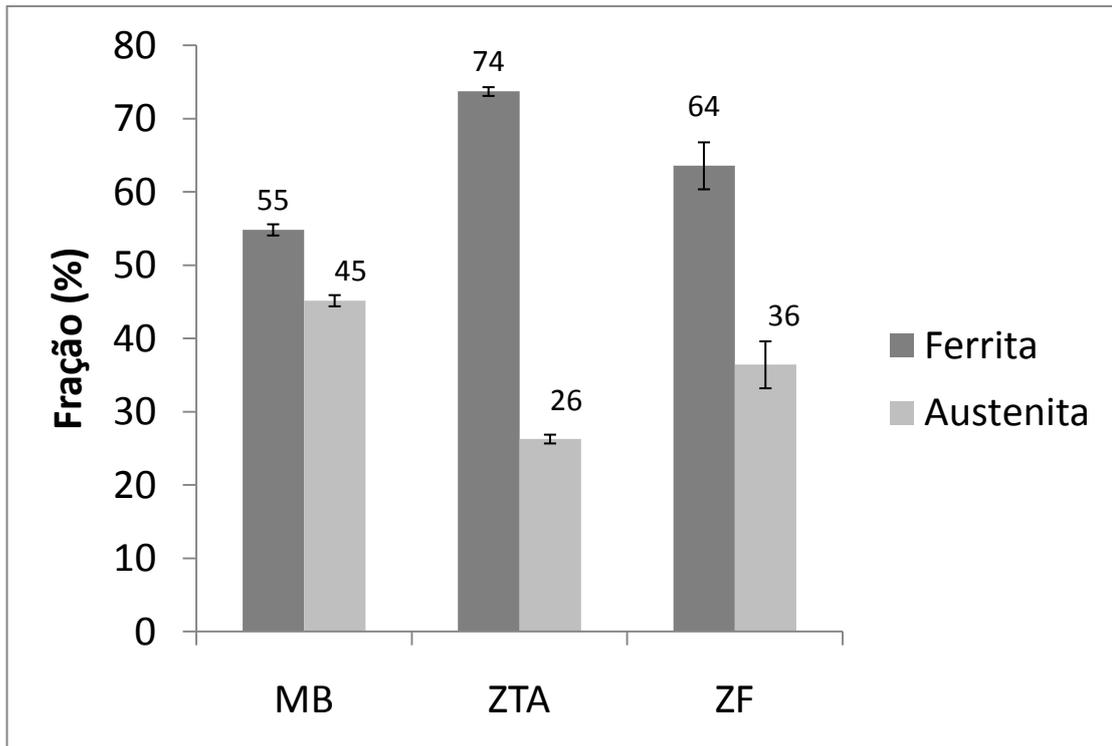
Figura 52- Imagem de uma amostra soldada com 0,5 kJ/mm (A) antes do ajuste da leitura das fases e (B) após o ajuste.



Fonte: Autor.

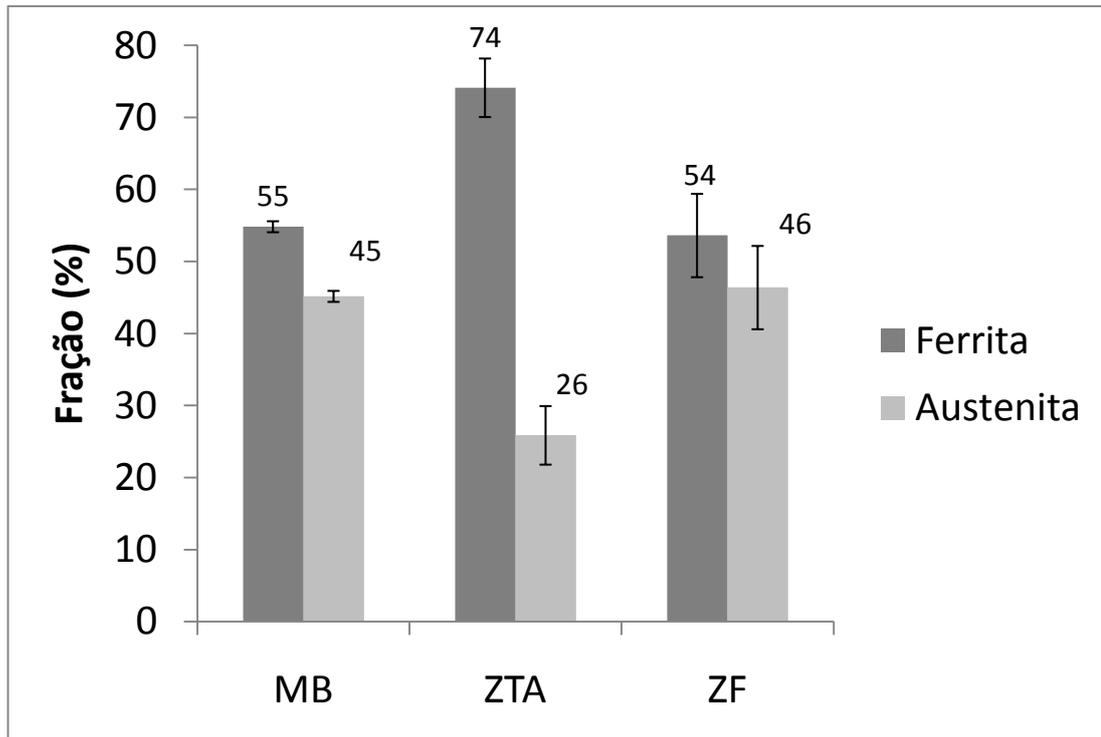
Os resultados das análises das frações volumétricas no MB, na ZTA e na ZF, confirmam o observado na análise metalográfica. Verificou-se maior percentual de ferrita na ZTA das amostras soldadas e balanceamento das fases no metal base. A análise quantitativa das frações volumétricas das fases ferrita e austenita presentes no SAF2205 como recebido mostrou que as proporções são relativamente iguais. Através do software *Quantikov* foram encontradas as seguintes médias: ferrita (55±1)% e austenita (45±1)%. De acordo com Senatore et al (2010) este aço pode apresentar um leve desvio na proporção destas duas fases cristalinas, em função do tipo de processamento utilizado.

A análise quantitativa das frações volumétricas no MB, na ZTA e na ZF, relativa às amostras soldadas com aporte térmico de 0,5 kJ/mm, pode ser visualizada na figura 53. Verifica-se que a quantidade de ferrita aumentou na ZTA quando comparado ao MB e que a quantidade de ferrita na ZF aumentou em menor percentual com relação ao MB. Segundo Roldão (2010), quando se utiliza na soldagem um aporte térmico menor, resulta em uma taxa de resfriamento maior, o que não possibilita tempo suficiente para formação da austenita em níveis próximos ao metal base. Fato verificado na figura 53, na qual se observa uma redução do percentual de austenita na ZTA e na ZF.

Figura 53- Fração de ferrita e austenita (amostra-0,5kJ/mm)

Fonte: Autor.

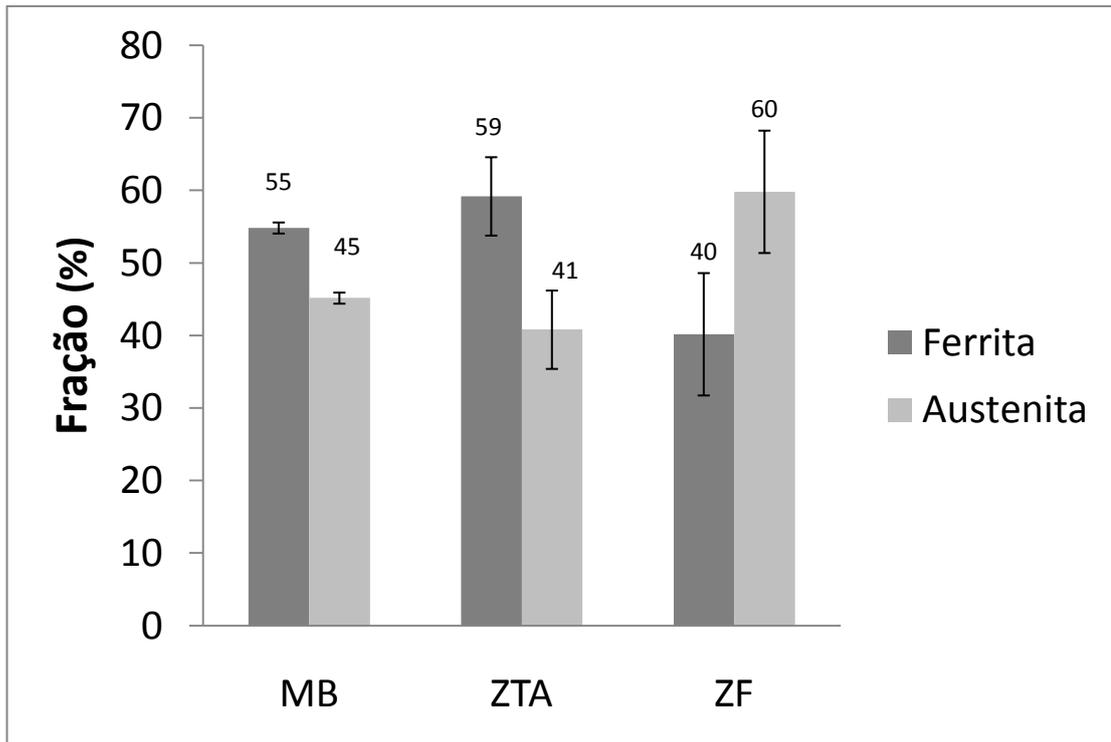
A análise quantitativa das frações volumétricas no MB, na ZTA e na ZF, relativa às amostras soldadas com aporte térmico de 1,0 kJ/mm, pode ser visualizada na figura 54. Observa-se que a quantidade de ferrita aumentou na ZTA quando comparado ao MB e que a percentual formado de ferrita e de austenita na ZF ficou próximo do MB. Fato justificado pela redução da taxa de resfriamento devido ao aumento do aporte térmico, resultando em tempo suficiente para a formação de austenita.

Figura 54- Fração de ferrita e austenita (amostra-1,0kJ/mm)

Fonte: Autor.

A análise quantitativa das frações volumétricas no MB, na ZTA e na ZF, relativa às amostras soldadas com aporte térmico de 1,5 kJ/mm, pode ser visualizada na figura 55. Observa-se que a quantidade de ferrita e austenita, tanto na ZTA, quanto na ZF estiveram mais próximas do MB do que nas outras duas condições de soldagem utilizadas, ocorrendo um balanceamento das fases.

Figura 55- Fração de ferrita e austenita (amostra-1,5kJ/mm)

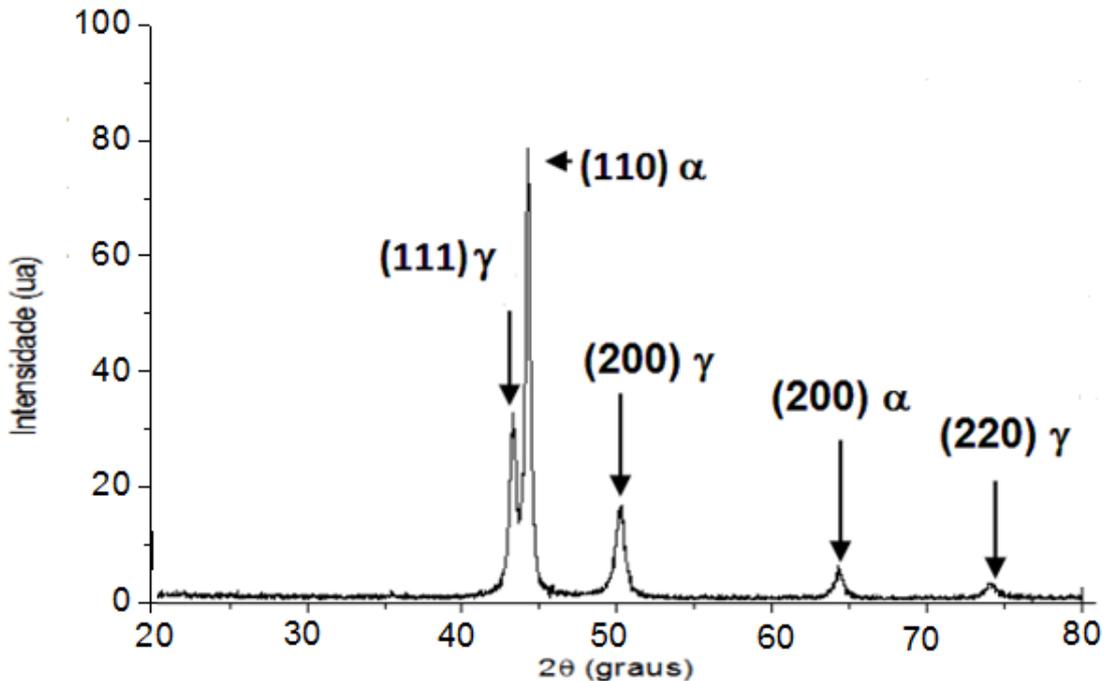


Fonte: Autor.

7.6 Difração de Raios X

O resultado da difração de raios X do aço inoxidável duplex SAF2205 como recebido confirmou que as fases presentes no aço são apenas ferrita (α) e austenita (γ) conforme pode ser observado na figura 56. A partir do difratograma (figura 56) foi realizada uma análise semiquantitativa por meio da técnica das intensidades integradas com auxílio do Origin 8.0, o resultado encontrado no material como recebido foi de $(53,00 \pm 2,00)\%$ de ferrita e de $(47,00 \pm 2,00)\%$ de austenita verificando-se uma concordância com os resultados obtidos por meio da análise metalográfica e a utilização do software *Quantikov*.

Figura 56- Difratoograma de raios-X do aço inoxidável duplex SAF2205 conforme recebido.



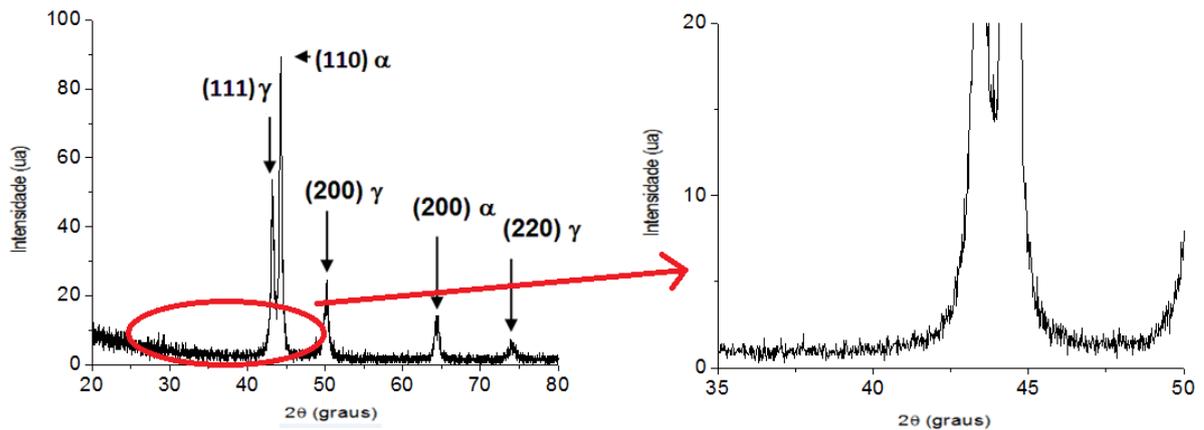
Fonte: Autor.

Não foram observados traços de fases intermetálicas nos ângulos propostos pelas fichas de DRX. Comparações com difratogramas sobre aços inoxidáveis duplex do trabalho de Zempulski (2011) comprovam a ausência de fase sigma nas amostras analisadas do material conforme recebido. Não foram verificados picos em $38,2867^\circ$, $48,0639^\circ$, $43,5020^\circ$ e $46,8786^\circ$.

Os resultados da difração de raios X do aço inoxidável duplex SAF2205 soldado é mostrado nas figuras abaixo entre os ângulos de varredura 20° e 80° , destacando-se os resultados encontrados de 35° a 50° com o objetivo de visualizar o pico principal da fase sigma em $38,2867^\circ$.

Na figura 57 é possível observar o difratograma do aço inoxidável duplex SAF2205 soldado com aporte térmico de $0,5 \text{ kJ/mm}$. O resultado mostrou que as fases presentes nessas amostras são apenas ferrita (α) e austenita (γ). A partir do difratograma (figura 57) foi encontrado, por meio do Origin 8.0 ($67,00 \pm 2,00$)% de ferrita e de ($33,00 \pm 2,00$)% de austenita

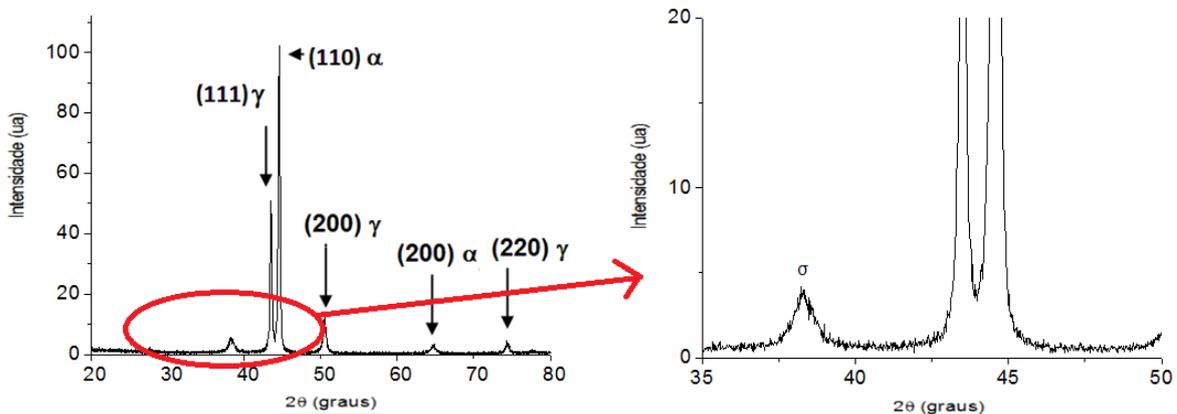
Figura 57-Difratograma de raios-X do aço inoxidável duplex SAF2205 soldado com 0,5kJ/mm.



Fonte: Autor.

A análise qualitativa do resultado da difração de raios X do aço inoxidável duplex SAF2205 soldado com aporte térmico de 1,0 kJ/mm mostrou que além das fases ferrita (α) e austenita (γ) presentes nas amostras, observa-se também a presença de fase sigma (σ) conforme pode ser observado na figura 58. A partir do difratograma (figura 57) foi encontrado, por meio do Origin 8.0 ($59,02 \pm 2,0$)% de ferrita, ($40,00 \pm 2,00$)% de austenita e ($0,08 \pm 0,01$)% de sigma.

Figura 58-Difratograma de raios-X do aço inoxidável duplex SAF2205 soldado com 1,0kJ/mm.

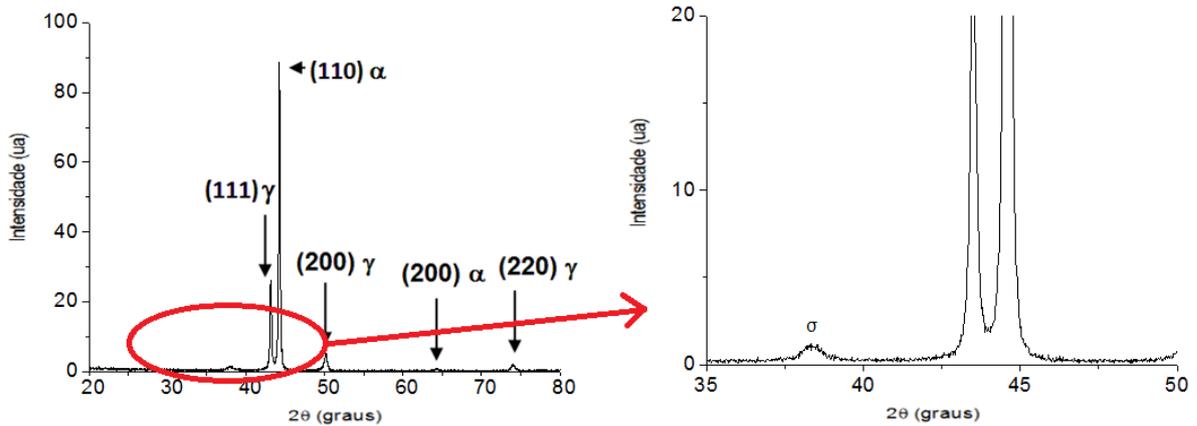


Fonte: Autor.

A análise qualitativa do resultado da difração de raios X do aço inoxidável duplex SAF2205 soldado com aporte térmico de 1,5kJ/mm evidenciou o mesmo encontrado para as amostras soldadas com 1,0kJ/mm. Observou-se no difratograma da figura 59 além das fases ferrita (α) e austenita (γ) presentes nas amostras, também a presença de fase sigma (σ). A partir do difratograma (figura 59) foi encontrado, por

meio do Origin 8.0 (50,04±2,00)% de ferrita, (49,00±2,00)% de austenita e (0,06±0,01)% de sigma.

Figura 59- Difratoograma de raios-X do aço inoxidável duplex SAF2205 soldado com 1,5kJ/mm.



Fonte: Autor.

Ao analisar os difratogramas da figura 57, 58 e 59, verifica-se que a fase sigma só foi observada em pequenas quantidades nas amostras soldadas com aporte térmico de 1,0 e 1,5 kJ/mm. Fato justificado uma vez que nesses aportes a velocidade de resfriamento é menor que no aporte de 0,5 kJ/mm possibilitando tempo suficiente para a transformação da ferrita em austenita e em fase sigma. De acordo com Londoño (1999) 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. Segundo ASM HANDBOOK (2004) para forma-se fase sigma é necessários longos tempos de exposição a temperaturas entre 650-900°C. Devido a isto, só foi observado picos de baixa intensidade, e somente nas amostras soldadas com 1,0 e 1,5 kJ/mm. Conforme foi observado na figura 18, segundo Magnabosco (2005), para formar 0,1 % de fase sigma o tempo mínimo necessário é superior a 0,1h(6 minutos), fato que justifica os resultados observados para as amostras soldadas com 1,0 e 1,5 kJ/mm. Em ambas as condições de soldagem não se verificou quantidade superior a 0,1% de fase sigma.

7.7 Cálculo do sigma equivalente

Utilizando a equação 2 o valor encontrado para o $\sigma_{\text{equivalente}}$ é 35,9. Valor próximo ao encontrado por Pereira (2009) que foi 37,9.

Comparando o resultado do $\sigma_{\text{equivalente}}$ do SAF2205 encontrado neste estudo com o valor observado por Giraldo (2001) para o aço inoxidável superduplex UNS S32750 (SAF2507) que foi 42,59, observa-se que o SAF2205 possui susceptibilidade a formação de fase sigma inferior. O SAF2507 possui entre 5,0 e 6,0% de molibdênio, enquanto que o aço desse estudo possui entre 2,5 e 3,5%. O componente com influência mais significativa no valor do $\sigma_{\text{equivalente}}$ é o molibdênio, fato que justifica o valor inferior encontrado para o $\sigma_{\text{equivalente}}$ do SAF2205.

8 CONCLUSÃO

Por meio da análise dos resultados obtidos é possível concluir que:

- A partir dos resultados desse trabalho evidencia-se que pode-se soldar chapas com espessura igual ou superior a 4mm de aço inoxidável duplex SAF2205 por meio do processo GMAW com aporte térmico de 0,5kJ/mm, 1,0kJ/mm e 1,5kJ/mm. Os aportes térmicos utilizados na soldagem de aços duplex devem ser elevados o suficiente para promover a formação de austenita, e dessa forma manter o balanceamento das fases, e baixos o suficiente para se prevenir a precipitação de fases deletérias (ex.: fase sigma). Deve-se utilizar nos processos de soldagem GMAW de aços inoxidáveis duplex SAF2205, aporte térmico igual a 1,5 kJ/mm quando se deseja manter o balanceamento das fases, pois neste aporte o percentual das fases na ZTA e ZF ficou próximo do metal base. Quando o objetivo for evitar a formação de fase sigma recomenda-se utilizar aporte térmico igual a 0,5 kJ/mm, pois neste não se identificou formação de fase sigma.
- O aporte térmico influencia as características finais do cordão de solda. Quanto maior o aporte térmico durante a soldagem maior será a espessura do cordão de solda.
- O ensaio de microdureza Vickers mostrou que quanto maior o aporte térmico maior será a zona termicamente afetada do material. Além disso, os resultados do ensaio mostraram uma redução da microdureza na ZTA, o que pode ser justificado pelo aumento de ferrita nessa região.
- Quanto maior o aporte térmico utilizado durante o processo de soldagem do aço inoxidável duplex SAF2205 menor é a quantidade de ferrita. Isso 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.
- A análise das micrografias das amostras mostrou que ao aumentar o aporte térmico ocorre crescimento dos grãos da austenita na zona termicamente afetada e na zona fundida para o aço inoxidável duplex SAF2205. Além disso, observou-se maiores quantidades de austenita de Widmanstätten com o aumento do aporte térmico. Esse fato é justificado, uma vez que quanto maior o aporte térmico menor a

velocidade de resfriamento, e isto proporcionaram maior formação de austenita de Widmanstätten.

- Amostras de SAF2205, com 4mm de espessura, soldadas com aporte térmico de 1,5 kJ/mm apresentam percentual de ferrita e austenita na ZTA e na ZF mais próximos do MB.
- Através das análises metalográfica não foi possível evidenciar a presença de fase sigma em nenhuma condição de soldagem analisada.
- Os resultados da difração de raio X do aço inoxidável duplex SAF2205 confirmaram que as fases presentes no aço como recebido foram apenas ferrita e austenita. Já os difratogramas das amostras soldadas, mostraram a presença de pequenas quantidades de fase sigma apenas nas amostras soldadas com 1,0kJ/mm e 1,5 kJ/mm, uma vez que essas amostras foram submetidas a valores superiores de temperaturas por mais tempo.
- O resultado encontrado do $\sigma_{\text{equivalente}}$ para o SAF2205 é inferior ao observado para o aço inoxidável superduplex UNS S32750 (SAF2507).

9. RELEVÂNCIA DOS RESULTADOS ENCONTRADOS

Uma das principais dificuldades nas aplicações de aço inoxidável duplex é o processo de soldagem. A variação da temperatura durante esse processo altera a microestrutura do material e conseqüentemente as suas propriedades. Para minimizar essas alterações é fundamental a escolha de parâmetros adequados de soldagem.

A análise da influência do aporte térmico sobre a microestrutura e a susceptibilidade a formação de fase sigma proporciona uma avaliação de qual aporte altera menos o balanceamento das fases e a formação de fases deletérias. Conclui-se que deve-se utilizar nos processos de soldagem GMAW de aços inoxidáveis duplex SAF2205, aporte térmico igual a 1,5 kJ/mm quando deseja-se manter o balanceamento das fases e aporte térmico igual a 0,5 kJ/mm quando o objetivo for evitar a formação de fase sigma.

10 SUGESTÕES PARA TRABALHOS FUTUROS

Os aços inoxidáveis duplex são muito utilizados devido à sua elevada resistência à corrosão em ambientes encontrados nas operações *offshore*.

Uma dificuldade nas aplicações de aços inoxidáveis duplex é a corrosão do mesmo. Em muitas dessas aplicações é necessário a soldagem do material e o ciclo térmico provocado por esse processo pode alterar a sua microestrutura e sua resistência a corrosão.

Para trabalhos futuros, sugere-se o estudo da influência do aporte térmico na susceptibilidade a corrosão em juntas soldadas de aço inoxidável duplex SAF2205.

REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS

ASM HANDBOOK. **Metallography and microstructures**. American Society for Metals –ASM International, v. 9, 2004, 2733 p.

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.

ALVES, L. F. R. **Estudo comparativo da soldagem do aço inoxidável austenítico AISI-316L utilizando os processos de soldagem TIG, FCAW e MIG/MAG**. 2008. Monografia (Graduação)- Engenharia Mecânica, Centro Universitário de Itajubá, Itajubá.

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

BACKMAN, A. Desenvolvimento de materiais inoxidáveis para solda. **Suplemento da Construção Pesada, Soldas e Eletrodos**. Abril, p 20-26, 1977.

BARBEDO, N. D. D. **Avaliação comparativa dos processos de soldagem GMAW e FCAW utilizando aço ASTM A-36 para verificar a soldabilidade, propriedades metalúrgicas e geométricas, e resistência mecânica**. 2011. Dissertação (Mestrado), Universidade Federal de Itajubá, Itajubá.

BOSWORTH, M. Effective heat input in pulsed current gas metal arc welding with solid wire electrodes. **Welding Journal**, 70,1991, p.111s-117s.

CAMPBELL, R. D. Avoiding defects of stainless steels welds. **Welding Journal**, v.86, n.5, p. 53-63, 2007.

CAMPOS, M.; BAUTISTA, A.; CÁCERES, D.; ABENOJAR, J.; TORRALBA, J. M. Study of the interfaces between austenite and ferrite grains in P/M duplex stainless steels. **Journal of the European Ceramic Society** , v.23 p. 2813–2819, 2003.

CALLISTER JUNIOR, W. D. **Introdução a engenharia e ciências dos materiais**, 5 ed.. New York: John Wiley & Sons, 2002, p 819.

CARBÓ, H.M. **Aços inoxidáveis**: aplicações e especificações. Arcelor Mital, 2008.

CIRINO, L, M. **Estudo dos efeitos da polaridade na soldagem com corrente contínua e alternada pelos processos TIG e MIG/MAG**. 2009. Dissertação (Mestrado), Universidade Federal de Santa Catarina, Santa Catarina

CIRINO, L. M. **Estudo dos efeitos da polaridade na soldagem com corrente contínua e alternada pelos processos TIG e MIG/MAG**. 2009. Dissertação (Mestrado), Universidade Federal de Santa Catarina, Santa Catarina.

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

DIAS, A. O. **Análise da influência dos parâmetros de pulsação na soldagem do aço inoxidável AISI 304 através do arame tubular AWS E316LT1-4**. Dissertação (Mestrado), Universidade Federal de Itajubá, junho 2009.

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.

ESCRIBA, D. M. et al. Chi-phase precipitation in a duplex stainless steel. **Materials Characterization**, n.60, p. 1214-1219, 2009.

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.

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.

FELIZARDO, I. **Soldagem MIG/MAG e com arame tubular** (Coletânea de informações retiradas de diversas bibliografias). 2005. Disponível em <www.ivanilzafe.dominiotemporario.com/doc/GMAW-FCAW_Ivanilza.pdf>. Acesso em 1 fev.2014.

FISCHER, A. **Estudo da influência dos parâmetros no processo de soldagem GMAW**: arco pulsado. Tese (Doutorado), Universidade Federal de Minas Gerais, 2011.

FORTES, C. **Soldagem MIG/MAG**. Belo Horizonte: ESAB, 2005. 133p.

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

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

GIRALDO, J. et al. **Construcción de curvas de corriente de soldadura contra velocidad de alimentación de alambre para el proceso GMAW**. Dyna, v. 76, n. 157, p. 205-212. mar. 2009.

GIRALDO, C.P.S. **Precipitação de fases intermetálicas na zona afetada pelo calor de temperatura baixa (ZACTB) na soldagem multipasse de aços inoxidáveis duplex.** Dissertação (Mestrado) - Departamento de Eng. Metalúrgica da Escola Politécnica da USP, São Paulo, 2001.

GNANASUNDARAM, B.R.; NATARAJAN, M. Influences of the heat input on a 2205 duplex stainless steel weld. **Materials and Technology**, v.48, n.5, p. 761–763, 2014.

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.

GOMES, E. B. **Análise do comportamento da soldagem por curto circuito aplicado ao processo eletrodo tubular através da metodologia Taguchi.** 2006. 119 p. Dissertação (Mestrado em Engenharia Mecânica) – Engenharia Mecânica, Universidade Federal de Itajubá, Itajubá.

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.

HERMANS, M. J. M.; DEN OUDEN, G. Process behavior and stability in short circuiting gas metal arc welding. **Welding Journal**, p.137-141, abr. 1999.

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

JONES, D. A. **Principles and prevention of corrosion.** New York: Macmillan Publishing Company, 1992, 568p.

MAGNABOSCO, R. **Influência da microestrutura no comportamento eletroquímico do aço inoxidável UNS S31803 (SAF2205).** São Paulo, 2001. 207f. Tese (Doutorado em Engenharia) – Escola Politécnica, Departamento de Engenharia Metalúrgica e de Materiais, USP.

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; MODENESI, P.J; BRACARENSE, A.Q. **Soldagem fundamentos e tecnologia.** 3 ed. Belo Horizonte: UFMG, 2009.p.363.

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

MIRANDA, H. C. **Influência da indutância na soldagem MIG/MAG na posição sobre-cabeça**. 1999. Dissertação (Mestrado em Engenharia Mecânica) – Engenharia Mecânica, Universidade Federal de Uberlândia, Uberlândia.

MODENESI, P. J. **Soldabilidade dos aços inoxidáveis austeníticos**. Coleção Tecnologia da Soldagem, Osasco, Editora SENAI, v 1, 2001.

MODENESI, P.J; MARQUES, P.V. **Soldagem I: introdução aos processos de soldagem**. Belo Horizonte: UFMG, 2011.50p.

MORALES, R.F; RESENDE, A.A; SCOTTI, A. **Influência da adição de hélio no gás de proteção sobre a geometria do cordão de solda MIG/MAG de aço ao carbono**. Universidade Federal de Uberlândia, Uberlândia. 2007.

MOREIRA, A. F., GALLEGO, J., TOKIMATSU, R., YAMAKAKI, W. A caracterização de revestimentos soldados com arame tubular. In: CONGRESSO BRASILEIRO DE ENGENHARIA E CIÊNCIA DOS MATERIAIS, 17., 2006, Foz do Iguaçu. **Anais...** Foz do Iguaçu: 2006. p. 5330-5340.

MUTHUPANDI, V.; et al. Effect of nickel and nitrogen addition on the microstructure and mechanical properties of power beam processed duplex stainless steel (UNS 31803) weld metals. **Materials Letters**, v. 59, p. 2305–2309, 2005

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.

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

PEREIRA, P.A.S. **Efeito da energia de soldagem na microestrutura de um aço inoxidável duplex e super duplex**. Dissertação (Mestrado em Engenharia e Ciência dos Materiais) – Engenharia e Ciência dos Materiais, Universidade Estadual do Norte Fluminense Darcy Ribeiro, Rio de Janeiro, 2009.

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

LONDOÑO, A.J.R. **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.

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, Belo Horizonte.

ROMANA, R. **Cinética de formação de fase sigma entre 700°C e 900°C no aço inoxidável superduplex UNS S32750 (SAF 2507).** Dissertação (Mestrado). FEI. São Bernardo do Campo. São Paulo. 2009.

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.

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

VIEIRA, L. A. **Avaliação da tenacidade pós tratamento térmico de alívio de tensões em soldas produzidas com arames tubulares rutilicos que contenham níquel.** 2006. 79 p. Dissertação (Mestrado em Engenharia Mecânica) – Engenharia Mecânica, Universidade Federal de Minas Gerais, Belo Horizonte, 2006.

ZEMPULSKI, P.R.S. **Correlação de propriedades eletroquímicas da fase sigma com propriedades mecânicas e metalográficas em aços inoxidáveis duplex SAF 2205.** 2011. 122f. Dissertação (Mestrado em Engenharia Mecânica) – Universidade Federal do Paraná, Curitiba, 2011.

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