

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

SAMUEL MADEIRA BESSA

CARACTERIZAÇÃO MICROGRÁFICA E DE RESISTÊNCIA À CORROSÃO DE
CORDÕES SOLDADOS PELO PROCESSO GTAW AUTÓGENO EM CHAPAS DE
AÇO INOXIDÁVEL DUPLEX UNS S32205

BELO HORIZONTE

2018

SAMUEL MADEIRA BESSA

**CARACTERIZAÇÃO MICROGRÁFICA E DE RESISTÊNCIA À CORROSÃO DE
CORDÕES SOLDADOS PELO PROCESSO GTAW AUTÓGENO EM CHAPAS DE
AÇO INOXIDÁVEL DUPLEX UNS S32205**

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

Orientador: Prof. Wellington Lopes

Coorientador: Prof. Ivan J. de Santana

BELO HORIZONTE

2018

SAMUEL MADEIRA BESSA

**CARACTERIZAÇÃO MICROGRÁFICA E DE RESISTÊNCIA À CORROSÃO DE
CORDÕES SOLDADOS PELO PROCESSO GTAW AUTÓGENO EM CHAPAS DE
AÇO INOXIDÁVEL DUPLEX UNS S32205**

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

Aprovado em: 11/12/2018

BANCA EXAMINADORA

Orientador Prof. Wellington Lopes

Coorientador Prof. Ivan J. de Santana

Prof.^a Elaine Carballo Siqueira Corrêa

Eng.^a Cássia Barbosa Gomes

RESUMO

Os aços inoxidáveis duplex (AID) são ligas do sistema Fe-Cr-Ni-Mo-N que apresentam uma microestrutura bifásica (duplex) composta por frações aproximadamente iguais de ferrita e austenita. Devido a esta estrutura duplex, os AID detêm parte da tenacidade e boa soldabilidade dos aços inoxidáveis austeníticos aliada a alta resistência mecânica e resistência à corrosão localizada em meios contendo cloretos dos aços inoxidáveis ferríticos, fundamentando sua extensa utilização em equipamentos para a indústria química, petroquímica, de celulose e naval. O processo de soldagem é de extrema importância para as indústrias citadas referente ao uso dos aços inoxidáveis. Os intensos ciclos térmicos relacionados aos processos de soldagem, associados aos elementos de liga como Nb, Cr, Mo, Si, W e Cu, podem provocar o desbalanceamento da estrutura duplex ferrita/austenita e precipitação de compostos intermetálicos afetando negativamente as propriedades de resistência mecânica e resistência à corrosão dos AID, justificando o estudo de caracterização metalúrgica e avaliação da resistência à corrosão de juntas soldadas destas ligas. Diante do exposto, este trabalho realizou a caracterização micrográfica e da resistência à corrosão de juntas soldadas em chapas de aço inoxidável duplex S32205 pelo processo de soldagem automatizada GTAW na condição *bead-on-plate* autógena. Neste caso, foram cortadas seções transversais ao cordão de solda para análise metalográfica e avaliação da resistência à corrosão. A caracterização microestrutural e identificação de fases destas seções foi realizada por meio de microscopia óptica e foi medida a fração volumétrica austenita/ferrita. Os resultados indicaram intenso desbalanço da estrutura ferrita/austenita e presença de austenita secundária e nitretos de cromo por toda a ZF e ZTA dos cordões soldados. A partir de medições de microdureza Vickers (HV) por toda a seção transversal ao cordão de solda, foi construído um perfil de microdureza. Por último, a avaliação da resistência à corrosão por pites em meios contendo cloretos foi realizada segundo a Norma ASTM G48-03 - Método A. Inspeção visual, sob ampliação de 20X, revelou que nenhuma das amostras apresentou pites após imersão por 48 horas a 20°C. Uma segunda inspeção, sob ampliação 800X, revelou micro pites em todas as amostras e aumento da densidade e tamanho dos pites na região da ZF.

ABSTRACT

Duplex stainless steels (DSS) are Fe-Cr-Ni-Mo-N alloys presenting biphasic microstructure (duplex) made by approximately equal fractions of ferrite and austenite. Due to this duplex structure, the DSS detain part of the toughness and good weldability of austenitic stainless steels coupled with high mechanical strength and good corrosion resistance in media containing chlorides of ferritic stainless steels. This explains the extensive use of DSS in equipment for the chemical, petrochemical and shipbuilding industries. The welding process is of extreme importance for the cited industries regarding the use of stainless steels. The intense thermal cycles that occur during the welding process associated to alloying elements such as Nb, Cr, Mo, Si, W and Cu can cause the unbalance of the austenitic-ferritic structure and precipitation of intermetallic compounds adversely affecting the properties of mechanical strength and corrosion resistance of the DSS. This justifies the study of metallurgical characterization and the corrosion resistance evaluation of welded joints of these alloys. In view of the above, this work performed the micrographic characterization and corrosion resistance evaluation of welded joints of S32205 duplex stainless-steel sheets by autogenous GTAW. Samples were transversely cut, and the cross-sectional surfaces prepared for micrographic characterization and corrosion resistance evaluation. The microstructural characterization and phase identification of these sections was performed by optical microscopy and the volume fraction of the ferrite/austenite phases was measured. The results indicated intense unbalance of the ferrite/austenite structure and presence of secondary austenite and chromium nitrides throughout the fusion and heat-affected zones of the welded bead. From the Vickers microhardness (HV) measurements throughout the samples, a microhardness profile was constructed. Finally, the evaluation of resistance to pitting corrosion in media containing chlorides was performed according to ASTM G48-03 - Method A. Visual inspection, under magnification of 20X, revealed that none of the samples showed pitting after immersion for 48 hours at 20°C. A second inspection, under 800X magnification, revealed micro pits in all samples and increased pitting density and size in the fusion zone.

LISTA DE FIGURAS

Figura 1 – Gráfico da taxa de corrosão da liga ferro-cromo exposta a uma atmosfera corrosiva.	16
Figura 2 – Comportamento típico do aço inoxidável.	17
Figura 3 – Composição e propriedades das classes de aços inoxidáveis.....	18
Figura 4 – Microestrutura do Aço Duplex UNS S31803 Laminado.	19
Figura 5 – Representação da mudança da estrutura cristalográfica com a adição de níquel....	20
Figura 6 – Mudanças microestruturais em juntas soldadas de AID.	22
Figura 7 – Efeito dos elementos de liga na precipitação de fases.	23
Figura 8 – Diagrama TTP do AID UNS S32205.	25
Figura 9 – Processo GTAW e seus principais componentes.	26
Figura 10 – Efeito da polaridade na penetração de soldagem.	28
Figura 11 – Variação da corrente alternada e seus efeitos de limpeza catódica e transmissão de calor.	28
Figura 12 – Gráfico da variação da corrente em função do tempo na solda TIG pulsante.	29
Figura 13 – Efeitos da soldagem TIG pulsada na junta soldada.	30
Figura 14 – Representação esquemática da corrosão como processo inverso da metalurgia extrativa.	31
Figura 15 – Fluxograma de pesquisa.	33
Figura 16 – Dimensões e direções das amostras em mm.	34
Figura 17 – Dimensões e direções das amostras soldadas em mm.	35
Figura 18 – Amostras antes e depois da soldagem.	35
Figura 19 – Esquema dos cortes das amostras soldadas em mm.....	36
Figura 20 – Amostra soldada cortada e embutida de UNS S32205.	37
Figura 21 – Esquema das amostras soldadas e áreas caracterizadas marcadas em vermelho...37	
Figura 22 – Micrografia do metal de base (MB) ampliação 100x e sua respectiva imagem binarizada.....	38
Figura 23 – Face de análise I e pontos de medições de microdureza Vickers visualizados como pontos vermelhos.....	39
Figura 24 – Fotomicrografia da amostra soldada 1 do AID UNS S32205, região do MB, 100x.	41
Figura 25 – Fotomicrografia da amostra soldada 2 do AID UNS S32205, região do MB, 100x.	41

Figura 26 – Fotomicrografia da amostra soldada 3 do AID UNS S32205, região do MB, 100x.	42
Figura 27 – Fotomicrografia da amostra soldada 4 do AID UNS S32205, região do MB, 100x.	42
Figura 28 – Fotomicrografia da amostra 1 soldada do AID UNS S32205, região da ZF, 800x.	43
Figura 29 – Mapa de distribuição de elementos químicos (EDS/MEV) presentes na liga UNS S31803, região da ZF, soldagem GTAW autógena.....	44
Figura 30 – Fotomicrografia de um grão isolado da amostra 2 soldada do AID UNS S32205, região da ZF.....	45
Figura 31 – Fotomicrografia da amostra soldada 1 do AID UNS S32205, região da ZF, 100x.	46
Figura 32 – Fotomicrografia da amostra soldada 2 do AID UNS S32205, região da ZF, 100x.	46
Figura 33 – Fotomicrografia da amostra soldada 3 do AID UNS S32205, região da ZF, 100x.	47
Figura 34 – Fotomicrografia da amostra soldada 4 do AID UNS S32205, região da ZF, 100x.	47
Figura 35 – Fotomicrografia da amostra soldada 1 do AID UNS S32205, região da ZTA, 100x.	48
Figura 36 – Fotomicrografia da amostra soldada 2 do AID UNS S32205, região da ZTA, 100x.	49
Figura 37 – Fotomicrografia da amostra soldada 3 do AID UNS S32205, região da ZTA, 100x.	49
Figura 38 – Fotomicrografia da amostra soldada 4 do AID UNS S32205, região da ZTA, 100x.	50
Figura 39 – Fotomicrografia da amostra soldada 1 do AID UNS S32205, região da Interface direita, 100x.....	50
Figura 40 – Fotomicrografia da amostra soldada 2 do AID UNS S32205, região da Interface direita, 100x.....	51
Figura 41 – Fotomicrografia da amostra soldada 3 do AID UNS S32205, região da Interface direita, 100x.....	51
Figura 42 – Fotomicrografia da amostra soldada 4 do AID UNS S32205, região da Interface direita, 100x.....	52

Figura 43 – Fração volumétrica percentual de austenita nas amostras soldadas do AID UNS S32205, todas as regiões do cordão soldado.	53
Figura 44 – Fração volumétrica percentual de austenita e ferrita das amostras soldadas do AID UNS S32205, região do MB.....	557
Figura 45 – Fração volumétrica percentual de austenita e ferrita das amostras soldadas do AID UNS S32205, região da ZF.	55
Figura 46 – Fração volumétrica percentual de austenita e ferrita das amostras soldadas do AID UNS S32205, região da ZTA.	56
Figura 47 – Perfil de dureza Vickers de todas amostras soldadas do AID UNS S32205.	57
Figura 48 – Fotomicrografia da mostra soldada 1 do AID UNS S32205, região do MB e ZF, após 48 de imersão em solução de FeCl ₃ temperatura de 20°C, 800x.....	58
Figura 49 – Fotomicrografia da mostra soldada 2 do AID UNS S32205, região do MB e ZF, após 48 de imersão em solução de FeCl ₃ temperatura de 20°C, 800x.....	59
Figura 50 – Fotomicrografia da mostra soldada 3 do AID UNS S32205, região do MB e ZF, após 48 de imersão em solução de FeCl ₃ temperatura de 20°C, 800x.....	59
Figura 51 – Fotomicrografia da mostra soldada 4 do AID UNS S32205, região do MB e ZF, após 48 de imersão em solução de FeCl ₃ temperatura de 20°C, 800x.....	59
Figura 52 – Fotomicrografias binarizadas de todas as amostras soldadas do AID UNS S32205, região do MB, 800x.....	64
Figura 53 – Fotomicrografias binarizadas de todas as amostras soldadas do AID UNS S32205, região da ZF, 100x.....	65
Figura 54 – Fotomicrografias binarizadas de todas as amostras soldadas do AID UNS S32205, região da ZTA, 100x.....	66

LISTA DE TABELAS

Tabela 1 – Composição dos representantes dos 3 grupos de AID.....	21
Tabela 2 – Composição dos aços inoxidáveis duplex AISI 2205.....	22
Tabela 3 – Aplicações recomendadas de cada polaridade.....	29
Tabela 4 – Composição química do aço inoxidável duplex UNS S 32205 (% em peso).....	33
Tabela 5 – Tratamento térmico e condições de resfriamento das amostras de UNS S32205. .	34
Tabela 6 – Parâmetros de soldagem GTAW autógena.....	36
Tabela 7 – Tratamento térmico, condições de resfriamento e fração volumétrica percentual de ferrita e austenita das amostras soldadas de UNS S32205, região do MB.....	67
Tabela 8 – Tratamento térmico, condições de resfriamento e fração volumétrica percentual de ferrita e austenita das amostras soldadas de UNS S32205, região da ZF.....	67
Tabela 9 – Tratamento térmico, condições de resfriamento e fração volumétrica percentual de ferrita e austenita das amostras soldadas de UNS S32205, região da ZTA.....	67

LISTA DE ABREVIATURAS E SIGLAS

AID – Aços Inoxidáveis Duplex
ASTM – *American Society for Testing Materials*
AWS – *American Welding Society*
CC – Corrente Contínua
CCC – Cúbica de Corpo Centrado
CFC – Cúbica de Face Centrada
Cr – Cromo
Cu – Cobre
EDS – Espectroscopia de Energia Dispersiva
Fe – Ferro
GTAW – *Gas Tungsten Arc Welding*,
IMOA – *International Molybdenum Association*
MB – Metal de Base
Mo – Molibdênio
N – Nitrogênio
Nb – Nióbio
Ni – Níquel
Si – Silício
TIG – *Tungsten Inert Gas*
TTP – Tempo Temperatura Precipitação
W – Tungstênio
ZF – Zona Fundida
ZTA – Zona Termicamente Ativada
 α – Fase Ferrita
 γ – Fase Austenita
 γ_1 – Fase Austenita Primária Alotriomórfica
 γ_{2IG} – Fase Austenita Secundária Intragranular
 γ_{2W} – Fase Austenita Secundária de Widmanstätten
 σ – Fase Sigma
 χ – Fase Chi

SUMÁRIO

1 INTRODUÇÃO	13
2 OBJETIVOS	15
2.1 Objetivo Geral	15
2.2 Objetivos Específicos	15
3 REVISÃO BIBLIOGRÁFICA	16
3.1 Aços	16
3.1.1 Aços inoxidáveis	16
3.1.2 Aços inoxidáveis duplex.....	18
3.1.3 Metalurgia da soldagem dos aços inoxidáveis duplex.....	22
3.2 Processo de soldagem GTAW	26
3.3 Corrosão	30
3.3.1 Ensaio de imersão para estudos de corrosão	31
4 MATERIAIS E MÉTODOS	33
4.1 Material	33
4.2 Tratamento térmico de solubilização.....	34
4.3 Processo de soldagem	34
4.4 Análise metalográfica	36
4.5 Microdureza	38
4.6 Análise da resistência à corrosão	39
5 RESULTADOS E DISCUSSÕES	40
5.1 Caracterização microestrutural	40
5.1.1 Caracterização microestrutural do MB.....	40
5.1.2 Caracterização microestrutural da ZF.....	43
5.1.2 Caracterização microestrutural da ZTA e Interface	48
5.2 Metalografia semiquantitativa	52

5.2.1 Metalografia semiquantitativa do MB	53
5.2.1 Metalografia semiquantitativa da ZF.....	54
5.2.1 Metalografia semiquantitativa da ZTA.....	55
5.3 Dureza Vickers.....	56
5.4 Norma ASTM G48-03 - Método A.....	57
6 CONCLUSÃO.....	60
REFERÊNCIAS	60
APÊNDICE A – Fotomicrografias Binarizadas	64
APÊNDICE B – Fração Volumétrica Percentual de Austenita e Ferrita	67

1 INTRODUÇÃO

Os aços inoxidáveis duplex (AID) são ligas do sistema Fe-Cr-Ni, podendo conter adições de outros elementos. Apresentam uma microestrutura binária composta por frações aproximadamente iguais de ferrita e austenita. Graças a esta microestrutura os AID detêm parte da tenacidade e boa soldabilidade dos aços inoxidáveis austeníticos aliados à alta resistência mecânica e resistência à corrosão localizada em meios contendo cloretos dos aços inoxidáveis ferríticos. Conseqüentemente, são caracterizados por uma elevada resistência mecânica e excelente resistência à corrosão, particularmente em ambientes contendo cloretos, o que explica sua extensa utilização em equipamentos para a indústria química, petroquímica, de celulose e naval (MODENESI, 2011).

O processo de soldagem é de extrema importância para as indústrias citadas, referente ao uso dos aços inoxidáveis. Este processo é notório por promover ciclos térmicos de alta intensidade nas peças a serem unidas. Os ciclos térmicos, associados a elementos de liga como Nb, Cr, Mo, Si, W e Cu, podem provocar o desbalanceamento da estrutura duplex ferrita/austenita e precipitação de compostos intermetálicos afetando negativamente as propriedades de resistência mecânica e resistência à corrosão dos AID. Múltiplos estudos relativos às mudanças microestruturais em todas as regiões das juntas soldadas objetivam auxiliar na determinação de variáveis do processo de soldagem que minimizem estes problemas e assegurem bom desempenho da junta soldada (KOTECKI, 2010; LIPPOLD, 2005; ATAMERT, 1992).

Este trabalho utiliza o processo de soldagem GTAW (*Gas Tungsten Arc Welding*), também chamado de TIG (*Tungsten Inert Gas*). Este processo é reconhecido por soldagens de exatidão e elevada qualidade; exige pouca ou nenhuma limpeza após a soldagem; é versátil, ou seja, permite soldagem em qualquer posição e permite soldagem de praticamente todo tipo de liga metálica, incluindo ligas especiais, não ferrosas e materiais exóticos. O processo GTAW também permite soldagem sem o uso de metal de adição (soldagem autógena) e é particularmente indicado para soldagem de chapas finas e ligas de difícil soldagem como o alumínio e magnésio (AWS, 2002).

Devido às características citadas, esse processo de soldagem é bastante utilizado em diversas indústrias, diretamente envolvido na atividade primária ou como dispositivo essencial em atividades secundárias, como reparos de soldas, equipamentos e peças. Os equipamentos necessários para soldagem GTAW tem se tornado cada vez mais acessíveis fazendo com que esse processo se torne ainda mais popular.

As variáveis do processo de soldagem GTAW são fatores definitivos para garantir a qualificação ou não o processo no que se refere à qualidade e efetividade da junta soldada, portanto é necessário entender como os parâmetros de soldagem podem alterar a microestrutura da zona fundida (ZF) e da zona termicamente afetada (ZTA), influenciando diretamente nas propriedades mecânicas destas regiões. Outra propriedade que as variáveis do processo de soldagem podem afetar é a resistência à corrosão.

A resistência à corrosão dos aços inoxidáveis é o motivo primordial para a seleção destes materiais pela indústria, portanto a avaliação desta resistência nas juntas soldadas é fundamental. Esta resistência é negativamente alterada pelo desbalanceamento da estrutura duplex ferrita/austenita e precipitação de compostos intermetálicos nos AID (MODENESI, 2011).

A corrosão de materiais metálicos pode ser definida como um fenômeno de interface ou superfície que causa degradação de metais provocada por reações irreversíveis de oxirredução, ou seja, é o processo inverso da metalurgia extrativa (GENTIL, 2007). Existem diversos métodos para avaliação da resistência à corrosão de ligas metálicas, portanto devem ser selecionados ensaios adequados ao tipo de corrosão expectável e as condições de ensaio devem ser representativas das condições de aplicação. Em ensaios de imersão para estudos de corrosão, as condições de ensaio são consideravelmente mais agressivas que as condições reais de aplicação. Isso se deve a necessidade de acelerar as reações irreversíveis de oxirredução e, portanto, simular a partir de curtos períodos de imersão, longos períodos em serviço (ASTM, 2003).

Considerando o exposto, este trabalho apresenta o estudo da evolução micrográfica e da resistência à corrosão por pites em meios contendo cloretos (Norma ASTM G48-03 - Método A) do aço inoxidável austeno-ferrítico, duplex, S32205, após a realização de soldagem automatizada GTAW (*Gas Tungsten Arc Welding*) na condição autógena, método *bead-on-plate*. Os resultados indicaram intensa ferritização e presença de austenita secundária e nitretos de cromo por toda a ZF e ZTA dos cordões soldados. A avaliação da resistência à corrosão por pites em meios contendo cloretos revelou por inspeção visual, sob ampliação de 20X, que nenhuma das amostras apresentou pites após imersão por 48 horas a 20°C. Uma segunda inspeção, sob ampliação 800X, revelou micro pites em todas as amostras e aumento da densidade e tamanho dos pites na região da ZF.

2 OBJETIVOS

2.1 Objetivo Geral

Este trabalho não tem como objetivo validar ou conceber a união de duas peças metálicas, todavia visa simular em corpos de prova de AID ciclos térmicos referentes a processos de soldagem extensivamente utilizados na indústria e, deste modo, possibilitar a identificação da microestrutura e da resistência à corrosão assumida pelo aço UNS S32205 após a produção de um cordão de solda no centro de um corpo de prova (*bead-on-plate*) por soldagem automatizada GTAW (Gas Tungsten Arc Welding) na condição autógena.

Deve-se destacar que este trabalho desconsidera as variáveis relativas ao metal de adição (devido à condição autógena) e da qualidade da união (em razão da aplicação do método *bead-on-plate* ao invés da união de dois corpos de prova), isolando assim, a variável do ciclo térmico, enaltecendo a mesma como sendo um dos agentes primordiais dos desafios do processo de soldagem dos AID.

2.2 Objetivos Específicos

- Averiguar o comportamento da dureza Vickers ao longo de toda a seção transversal do cordão de solda nos corpos de prova submetidos ao processo de soldagem, analisando a influência da composição de fases nos respectivos valores de dureza;
- Identificar as fases decorrentes do processo de soldagem, principalmente os compostos intermetálicos, caso estes estejam presentes;
- Calcular o balanço de fases na microestrutura austenita/ferrita do Metal de Base (MB) e quantificar o desbalanceamento da microestrutura austenita/ferrita na zona fundida (ZF) e da zona termicamente afetada (ZTA);
- Avaliar a resistência à corrosão por pites em meios contendo cloretos das amostras soldadas por meio do Método A - Norma ASTM G48-03.

3 REVISÃO BIBLIOGRÁFICA

3.1 Aços

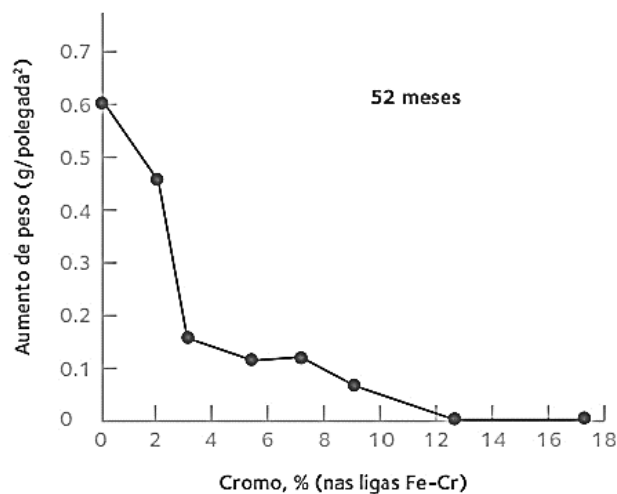
Os aços são ligas ferro-carbono que contém de 0,008% a 2,11% de carbono são denominados aços. Aços comerciais não são considerados ligas binárias, apesar de serem constituídos predominantemente por ferro e carbono. Segundo Chiaverini (1996, p. 22): “Aço é a liga ferro-carbono contendo geralmente 0.008% até aproximadamente 2.11% de carbono, além de certos elementos residuais, resultantes dos processos de fabricação.”

3.1.1 Aços inoxidáveis

Aços inoxidáveis são ligas ferrosas de elevada resistência à corrosão em diversos ambientes. São basicamente ligas Fe-Cr-Ni, podendo conter outros elementos, sejam como elementos de liga sejam como residuais (MODENESI, 2011).

A presença do cromo é o principal fator que garante a resistência à oxidação e corrosão do aço inoxidável. Aços com teores de Cromo (Cr) de, no mínimo, 12% e em contato com o oxigênio, possibilita a formação de uma camada finíssima de óxido de cromo sobre a superfície do aço, que é impermeável, contínua, aderente e insolúvel nos meios corrosivos usuais (ARAÚJO, 2009). Na Figura 1 está relacionada a taxa de corrosão com o teor de cromo em amostras expostas em meio corrosivo por 52 meses.

Figura 1 – Gráfico da taxa de corrosão da liga ferro-cromo exposta a uma atmosfera corrosiva.

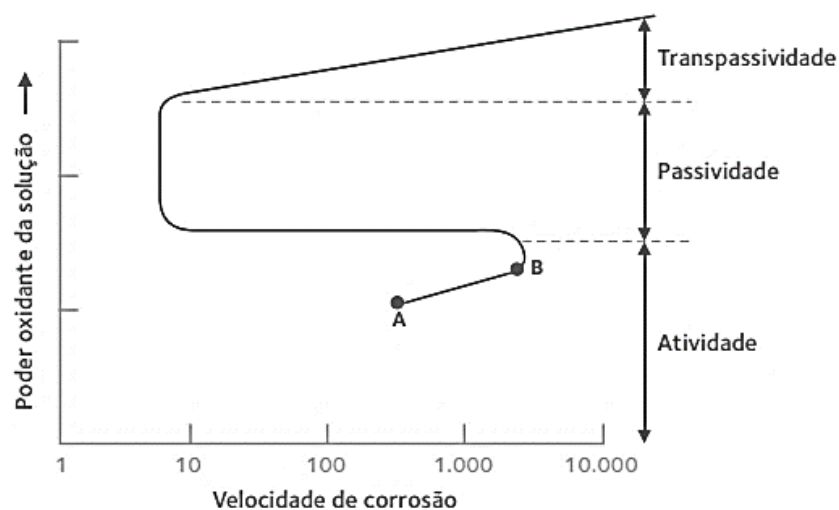


Fonte: Adaptado de Carbó, 2001.

Um aço inoxidável, submerso em uma solução ácida de um determinado poder oxidante demonstra um comportamento típico. Na Figura 2 está demonstrado o comportamento típico de uma liga de aço inoxidável.

Na curva da Figura 2, se diferenciam 3 regiões: atividade, passividade e transpassividade. Na região de passividade acontece a formação de uma camada protetora de óxido de cromo e há uma redução na taxa de corrosão. Uma grande quantidade de meios agressivos atua no domínio da passividade dos aços inoxidáveis garantindo a elevada resistência à corrosão destes aços.

Figura 2 – Comportamento típico do aço inoxidável.



Fonte: Adaptado de Carbó, 2001.

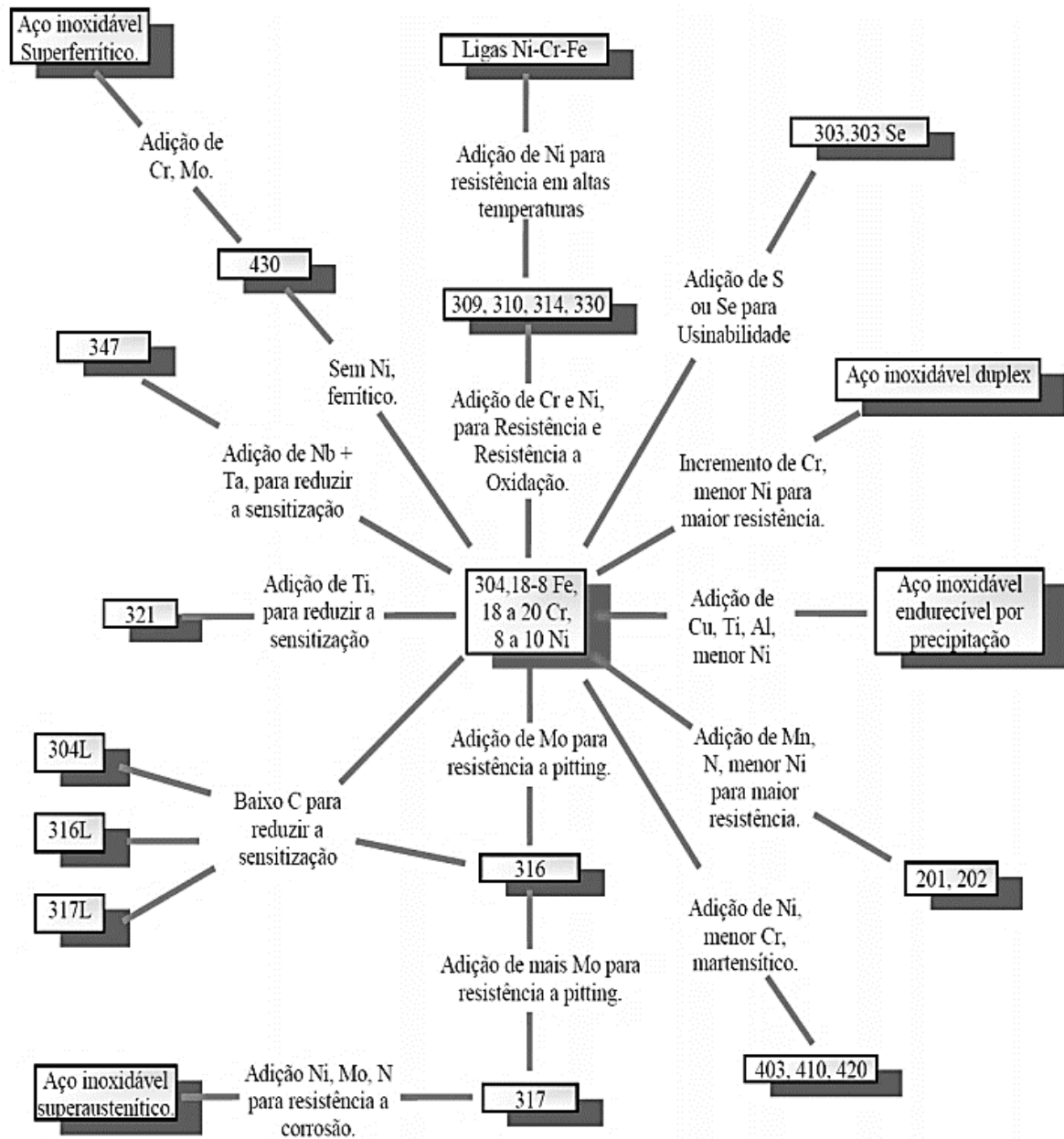
Os aços inoxidáveis são classificados de acordo com sua microestrutura usual, resultante do balanço de elementos de liga e dos tratamentos termomecânicos aplicados.

Os aços inoxidáveis são classificados em cinco categorias principais, de acordo com Modenesi (2011).

- Aços inoxidáveis austeníticos;
- Aços inoxidáveis martensíticos;
- Aços inoxidáveis ferríticos;
- Aços inoxidáveis duplex;
- Aços inoxidáveis endurecíveis por precipitação.

Na Figura 3 está apresentada a classificação taxonômica das classes de aços inoxidáveis conforme METALS HANDBOOK (1994).

Figura 3 – Composição e propriedades das classes de aços inoxidáveis.



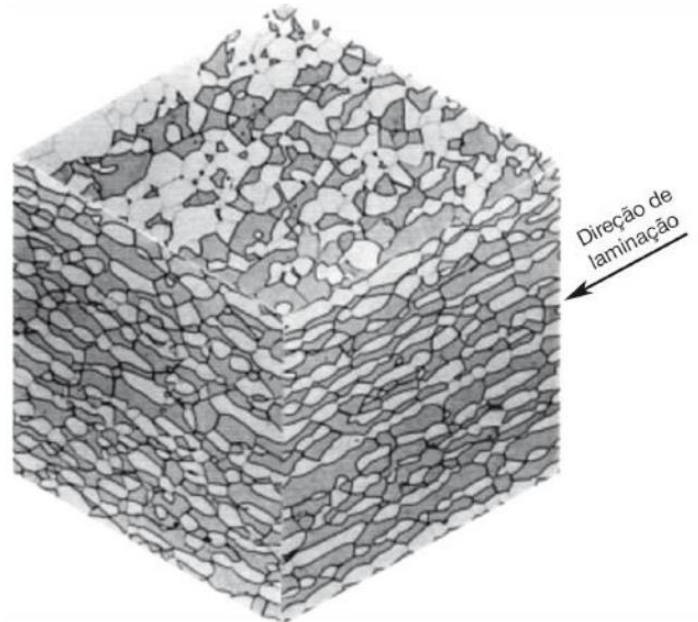
Fonte: Adaptado de Metals Handbook, 1994.

3.1.2 Aços inoxidáveis duplex

Os aços inoxidáveis duplex (AID) são ligas do sistema Fe-Cr-Ni. A composição química dos AID é de 20 a 30% de Cr e 5 a 10% de Ni, possuem baixo teor de carbono (não excede 0.03%) e podem conter adições de nitrogênio, molibdênio, cobre e tungstênio. Esta composição química, aliada aos tratamentos térmicos e termomecânicos conferem aos AID uma

microestrutura bifásica (duplex) composta por frações aproximadamente iguais de ferrita (CCC) e austenita (CFC), como pode ser observado na Figura 4 (MODENESI, 2011).

Figura 4 – Microestrutura do Aço Duplex UNS S31803 Laminado.



Fonte: Colpaert (2008).

Devido a esta estrutura duplex os AID detêm da tenacidade e boa soldabilidade dos aços inoxidáveis austeníticos aliada a alta resistência mecânica e resistência à corrosão localizada em meios contendo cloretos dos aços inoxidáveis ferríticos. Conseqüentemente, são caracterizados por uma elevada resistência mecânica e excelente resistência à corrosão, particularmente em ambientes contendo cloretos, o que explica sua extensa utilização em equipamentos para a indústria química, petroquímica, de celulose e naval (MODENESI, 2011). Segundo IMO (2009), os efeitos específicos dos principais elementos de liga dos AID referente as propriedades mecânicas e de corrosão são:

- Cromo: uma concentração mínima de aproximadamente 10,5% de cromo é necessária para formar a camada passiva e proteger a liga contra corrosão atmosférica. A resistência à corrosão de um aço inoxidável é diretamente proporcional ao teor de Cromo. Como o Cromo é um elemento alfa-gênico (estabilizador de ferrita), com o aumento da sua concentração uma maior proporção de níquel é necessária para formar a estrutura bifásica

intermetálicas, mas atrasa a formação destas o suficiente para permitir a fabricação e conformação das ligas AID.

Os AID podem ser divididos em três grupos, de acordo com a composição química (SENATORE, FINZETTO, PEREA, 2007):

- Aços inoxidáveis duplex de baixa liga: possuem baixo teor de elementos de liga, portanto são materiais econômicos e não possuem molibdênio na composição química. Um exemplo de um representante desta categoria é UNS S32304.
- Aços inoxidáveis duplex de média liga: são os AID mais utilizados na indústria. Um exemplo de um representante desta categoria é o UNS S31803.
- Aços inoxidáveis duplex de alta liga: são chamados de aços inoxidáveis superduplex. Apresentam elevada resistência à corrosão, comparável aos superausteníticos que possuem entre 5 e 6% de molibdênio. Um exemplo de um representante desta categoria é o UNS S32750.

Na tabela 1 é demonstrada a composição química de cada um dos representantes dos três grupos dos AID.

Tabela 1 – Composição dos representantes dos 3 grupos de AID.

AISI	UNS	C	Cr	Ni	Mo	N	Mn	Cu
2205	S31803	0.03	21,0 23,0	4,5 6,5	2,5 3,5	0,08 0,20	2,00	-
2205	S32205	0.03	22,0 23,3	4,5 6,5	3,0 3,5	0,14 0,20	2,00	-
2304	S32304	0.03	25,5 24,5	3,0 5,5	0,05 0,60	0,05 0,20	2,50	0,05 0,60
2507	S32750	0.03	24,0 26,0	6,0 8,0	3,0 5,0	0,24 0,32	1,20	0,50

Fonte: Adaptado de IMO, 2009, p. 06.

3.1.2.1 Aço Inoxidável Duplex UNS S32205

O UNS S32205 é o AID mais comercializado e estudado, correspondendo a aproximadamente 60% do uso dos AID. Esta liga supera o desempenho do aço inoxidável austenítico AISI 316L na maioria das aplicações. A composição química originalmente planejada para o AID AISI 2205 era muito ampla, como pode ser observado na Tabela 02 (S31803). Estudos indicaram que para uma níveis ideais de resistência à corrosão e evitar formação de fases intermetálicas, os teores de cromo, molibdênio e nitrogênio devem ser mais exatos que os determinados para

a liga S31803. A composição S32205, apresentada na Tabela 2, é a composição comercial padrão para os aços AISI 2205 (IMOA, 2009).

Tabela 2 – Composição dos aços inoxidáveis duplex AISI 2205.

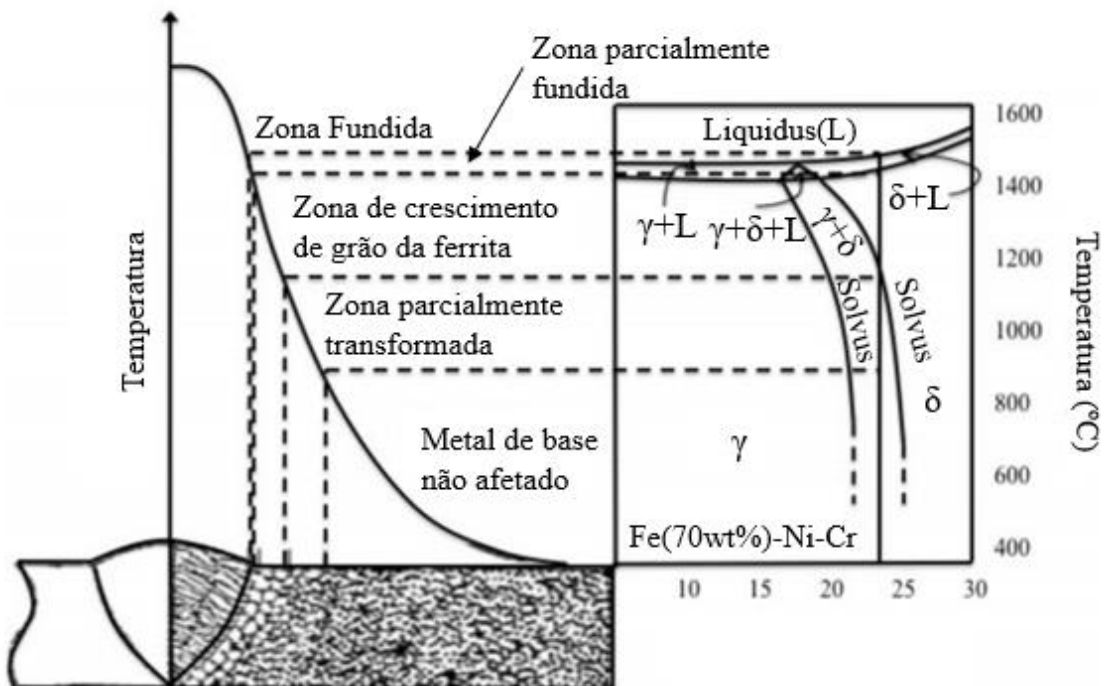
AISI	UNS	C	Cr	Ni	Mo	N	Mn
2205	S31803	0.03	21,0	4,5	2,5	0,08	2,00
			23,0	6,5	3,5	0,20	
2205	S32205	0.03	22,0	4,5	3,0	0,14	2,00
			23,3	6,5	3,5	0,20	

Fonte: Adaptado de IMOA, 2009, p. 06.

3.1.3 Metalurgia da soldagem dos aços inoxidáveis duplex

Durante a soldagem dos AID, a microestrutura varia desde a zona fundida (ZF) até o metal de base (MB) adjacente como consequência dos ciclos térmicos de alta intensidade associados a este processo. Na Figura 6 são demonstradas estas transformações. Os ciclos térmicos, associados aos elementos de liga como Nb, Cr, Mo, Si, W e Cu, podem provocar o desbalanceamento da estrutura duplex ferrita/austenita e precipitação de compostos intermetálicos afetando negativamente as propriedades de resistência mecânica e resistência à corrosão de juntas soldadas nos AID.

Figura 6 – Mudanças microestruturais em juntas soldadas de AID.

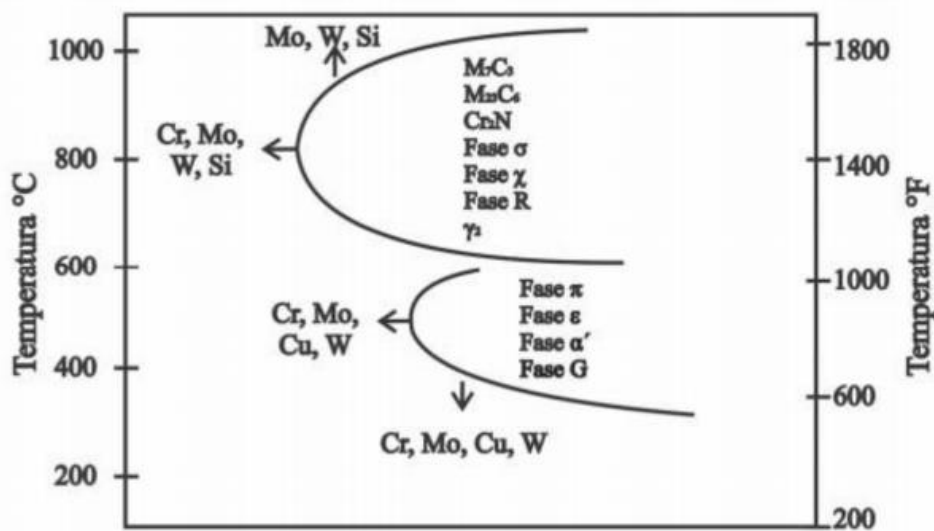


Fonte: Adaptada de Atamert, 1992.

Tomadas certas precauções, os AID tendem a ser facilmente soldados. Resfriamentos muito rápidos potencializam um teor muito elevado de ferrita (ferritização) e devido à baixa solubilidade do nitrogênio na ferrita, acontece a precipitação de nitretos de cromo na ZTA e ZF, o que prejudica a tenacidade e a resistência à corrosão da solda. O resfriamento lento causa a manutenção por tempos longos de temperaturas entre cerca de 600°C e 1000°C pode levar a precipitação de compostos intermetálicos deletérios. Soldagens autógenas tendem apresentar teores elevados de ferrita na ZF. Para reduzir a quantidade de ferrita na ZF, o uso de uma mistura Ar-N₂ como gás de proteção e/ou metal de adição com teor elevado de níquel é comum. Fica evidente a importância dos parâmetros de soldagem para garantir a qualidade e efetividade da junta soldada (MODENESI, 2011).

Como já citado anteriormente, a exposição a ciclos térmicos de soldagem ou de tratamentos térmicos, associados aos efeitos dos elementos de liga, podem ocasionar na precipitação de outras fases, além da ferrita e austenita nos AID. Na Figura 7 é apresentado um diagrama TTP para as fases que podem precipitar na junta soldada de aços inoxidáveis e os efeitos da adição dos elementos de ligas nessas curvas.

Figura 7 – Efeito dos elementos de liga na precipitação de fases.



Fonte: adaptado de Lippold, 2005.

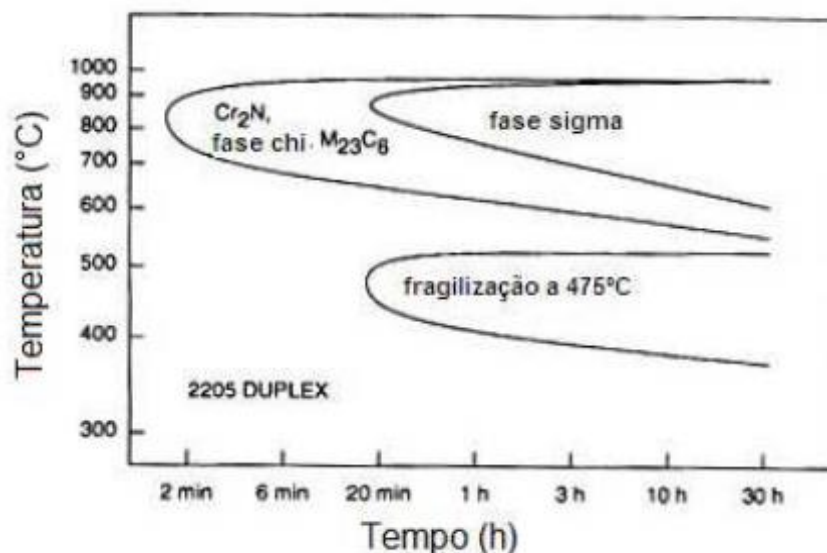
Propriedades como tenacidade e resistência à corrosão podem ser negativamente afetadas pela presença destas fases. O fenômeno de redução da tenacidade, por precipitação de fases deletérias nos aços inoxidáveis, é conhecido como fragilização. Na Figura 8 é demonstrado um diagrama TTP do AID UNS S32205 apontando as fases responsáveis pela fragilização, sendo elas:

- Fase (α'): responsável pelo fenômeno de “fragilização a 475°C”. Possui estrutura CCC e composta de Fe-Cr, sendo o teor de Cr consideravelmente superior ao de Fe. Devido ao alto tempo de precipitação, esta fase não é frequentemente encontrada em juntas soldadas. Por apresentar estrutura cristalina e composição similar a fase ferrítica, a fase α' é de difícil diferenciação por microscopia ótica e eletrônica. Provoca aumento de dureza, limite de escoamento e limite de resistência, todavia causa redução de tenacidade, resistência ao impacto e à corrosão (FONTES, 2009).
- Fase sigma (σ): precipitado intermetálico, composto de Fe-Cr-Mo. A temperatura de precipitação varia com a composição química da liga, mas geralmente encontra-se na faixa de 600°C a 950°C. É uma fase dura e frágil e resulta em perda de tenacidade do material. A precipitação da fase sigma acontece pela decomposição da ferrita, pois esta possui teor mais elevado dos elementos formadores da fase sigma (Cr-Mo). O sítio de nucleação preferencial da fase sigma é na interface ferrita/austenita seguido de avanço para o centro dos grãos ferríticos (RAMÍREZ LONDOÑO, 2001).
- Fase chi (χ): precipitado intermetálico de composição química $Fe_{18}Cr_6Mo_5$ (rica em Mo), precede precipitação da fase sigma. O sítio de nucleação preferencial da fase chi é na interface ferrita/austenita. Frequentemente presente nos AID devido a presença de Mo destes aços. É dura, frágil e provoca redução de tenacidade e resistência à corrosão.
- Carbonetos: a precipitação de carbonetos $M_{23}C_6$ acontece na interface ferrita/austenita através do seguinte mecanismo: a precipitação dos carbonetos rouba Cr da matriz ferrítica e favorece a transformação ferrita \rightarrow austenita secundária (γ_2) que descarta Cr para a matriz ferrítica adjacente, favorecendo a nucleação dos carbonetos. Esta precipitação fragiliza o material devido a sua alta dureza e reduz a resistência à corrosão da liga devido ao empobrecimento de Cr das regiões adjacentes aos carbonetos. Devido ao baixo teor de C nos AID (não excede 0,03%), a precipitação de carbonetos é limitada (RAMÍREZ LONDOÑO, 2001).
- Nitretos: nos AID, nitretos de cromo (Cr_2N ou CrN) precipitam a partir da ferrita através do seguinte mecanismo: durante o resfriamento a partir do campo ferrítico, ocorre uma disputa entre a precipitação de austenita e dos nitretos de cromo. Caso a quantidade de austenita formada for próxima do equilíbrio, todo N estará dissolvido na austenita e a precipitação dos nitretos será completamente limitada. Caso a precipitação de austenita for retardada ou interrompida, a ferrita torna-se supersaturada em N e a precipitação dos nitretos é

favorecida, podendo levar a diminuição da resistência a corrosão da liga (RAMÍREZ LONDOÑO, 2001).

- Austenita secundária (γ_2): os AID são totalmente ferríticos abaixo da temperatura solidus, conforme observado na Figura 6. Durante o resfriamento, parte desta fase converte-se em austenita primária (γ_1). Caso o resfriamento seja muito rápido, a formação de γ_1 pode ser parcialmente impedida, fazendo com que a estrutura final seja metaestável com altos teores de ferrita. Durante um reaquecimento, como o ciclo térmico de um processo de soldagem, a γ_2 precipita a partir da ferrita. A austenita secundária apresenta dois tipos distintos: a γ_2 por nucleação intragranular no interior da ferrita (intimamente relacionada com a precipitação dos nitretos de cromo) e a γ_2 por nucleação nas interfaces α/γ que apresenta morfologia de austenita Widmanstätten. A γ_2 possui teores de Cr, Mo e N menores que a γ_1 , causando a diminuição da resistência a corrosão da liga, todavia aumenta os valores de tenacidade de juntas soldadas de AID pelo aumento da fração volumétrica de γ (RAMÍREZ LONDOÑO, 2001).

Figura 8 – Diagrama TTP do AID UNS S32205.



Fonte: Adaptado de Sedriks, 1996.

Outras fases podem precipitar em AID (como R, Laves, G, τ , π), todavia estas não serão abordadas, uma vez que o presente Trabalho prioriza as fases: sigma (devido ao potencial para fragilização e redução da resistência à corrosão dos AID), a fase austenita secundária (devido a

sua precipitação durante o ciclo térmico de soldagem nos AID) e os nitretos (frequentemente presente em juntas soldadas de AID).

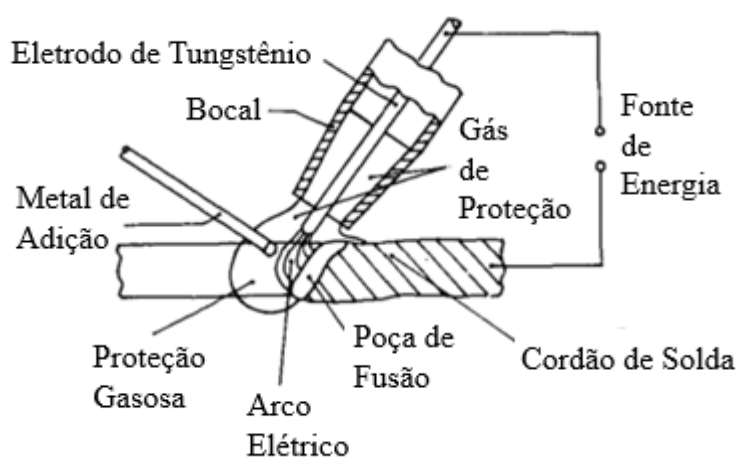
Uma das estratégias para se lidar com essas fases deletérias é o tratamento de solubilização, que consiste em aquecer o material em uma faixa de temperatura entre 1050 a 1150°C por um determinado tempo, garantindo que estes precipitados sejam dissolvidos na matriz, seguido de um resfriamento rápido para que não haja tempo suficiente para a precipitação indesejada destas fases.

3.2 Processo de soldagem GTAW

O processo de soldagem GTAW (*Gas Tungsten Arc Welding*), também conhecido como TIG (*Tungsten Inert Gas*), utiliza como fonte térmica um arco elétrico mantido entre a peça a ser soldada e um eletrodo não consumível de tungstênio, enquanto o arco é mantido e protegido pelo fluxo de um gás inerte. Esse processo de soldagem pode ser realizado com ou sem material de adição (soldagem autógena). A soldagem autógena é comumente realizada em chapas mais finas (VIDEIRA, 2016).

Na Figura 9 é apresentado um esquema do processo GTAW e seus principais componentes.

Figura 9 – Processo GTAW e seus principais componentes.



Fonte: Adaptado de Brandi, 1992.

O processo oferece excelente controle da energia transferida para a peça, devido ao controle independente da fonte de calor e do metal de adição, garantindo ótimo controle da poça de fusão.

A soldagem GTAW pode ser manual, onde a adição de material na poça de fusão e manuseio da tocha são feitos manualmente, e semi-automatizada ou automatizada, onde o manuseio da tocha é mecanizado e o arame de enchimento é adicionado por um alimentador mecanizado (TANIGUCHI, 1982).

As principais variáveis que determinam o processo são:

- Tensão do arco;
- Corrente de soldagem;
- Velocidade de avanço;
- Gás de proteção.

O metal de base, metal de adição, preaquecimento, tipo de junta, posições de soldagem e técnicas de soldagem também são variáveis a serem consideradas, como em qualquer outro processo de soldagem. As variáveis não agem especificamente de forma independente, havendo forte interação entre elas.

A velocidade de avanço afeta a penetração e, principalmente, a largura da poça de fusão. A velocidade de avanço está diretamente relacionada com a velocidade do processo, ou seja, está diretamente relacionada com os custos e a produtividade do processo.

A tensão e o comprimento do arco estão diretamente relacionados, portanto a tensão é usada para controlar o processo: uma vez fixados diversos outros parâmetros, o controle do comprimento do arco possibilita o controle da tensão. O comprimento do arco afeta diretamente a largura da poça de fusão, mas na maioria dos processos com chapas, o comprimento do arco desejado é o menor possível.

O controle da tensão pelo comprimento do arco deve ser feito considerando outros parâmetros que também afetam a tensão como contaminação do eletrodo e do gás de proteção, alimentação imprópria do material de adição, mudanças de temperatura no eletrodo e erosão do eletrodo. A corrente afeta também a tensão do arco, sendo que para um mesmo comprimento de arco, um aumento na corrente causará um aumento na tensão do arco (BRACARENSE, 2000).

Os gases de proteção são direcionados pela tocha para o arco e a poça de fusão para proteger o eletrodo e o material metálico fundido da contaminação atmosférica. A vazão do gás deve ser ajustada para oferecer a proteção desejada. Vazão muito baixa resulta em proteção insuficiente e, uma vazão muito alta pode causar turbulência no fluxo de gás, resultando também em problemas de proteção (VIDEIRA, 2016).

A corrente de soldagem pode ser alternada ou contínua com polaridade direta ou inversa. Na Figura 10 é mostrado o efeito da polaridade na penetração de soldagem. Na solda com corrente

contínua de polaridade negativa ou direta (CC-) a penetração é maior, formando uma poça de fusão mais profunda devido ao bombardeamento direto de elétrons sobre a peça. Esse processo também evita o superaquecimento do eletrodo.

Na soldagem com corrente contínua de polaridade positiva ou inversa (CC+) os elétrons se dirigem no sentido da peça para o eletrodo, promovendo o aquecimento do mesmo, formando uma poça de fusão com menor profundidade e promovendo uma limpeza catódica, particularmente importante na soldagem de materiais que tem óxidos refratários.

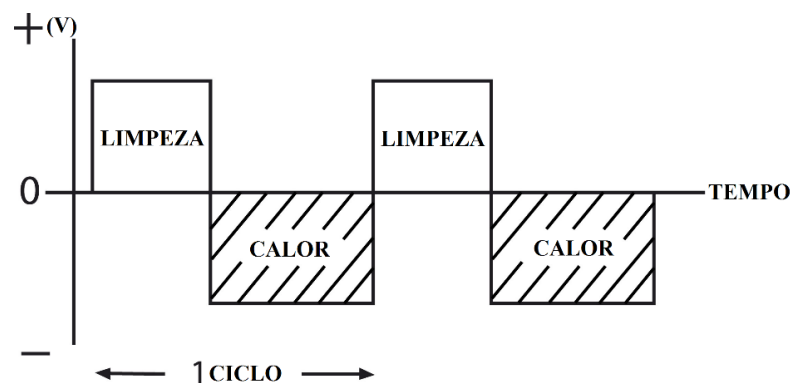
A soldagem com corrente alternada combina a limpeza catódica do processo com o eletrodo no pólo positivo, com a penetração mais profunda do eletrodo negativo, promovendo uma penetração intermediária. Na Figura 11 é demonstrada a curva da variação da corrente alternada e seus efeitos de limpeza catódica e transmissão de calor à junta em função do tempo (VIDEIRA, 2016).

Figura 10 – Efeito da polaridade na penetração de soldagem.

Tipo de Corrente:	CC-	CC+	CA
Polaridade do eletrodo	Negativa ou direta	Positiva ou inversa	Alternada
Fluxo de elétrons e ions:			
Perfil do cordão:			
Limpeza de óxido:	Não	Sim	Sim (meio ciclo)
Balanco de calor (aproximado):	70% na peça 30% no eletrodo	30% na peça 70% no eletrodo	50% na peça 50% no eletrodo
Penetração	Estreita e profunda	Rasa e superficial	Intermediária

Fonte: Adaptado de Modenesi, 2012.

Figura 11 – Variação da corrente alternada e seus efeitos de limpeza catódica e transmissão de calor.



Fonte: Próprio autor.

Na Tabela 3 está exibido de modo resumido as aplicações recomendadas de cada polaridade.

Tabela 3 – Aplicações recomendadas de cada polaridade.

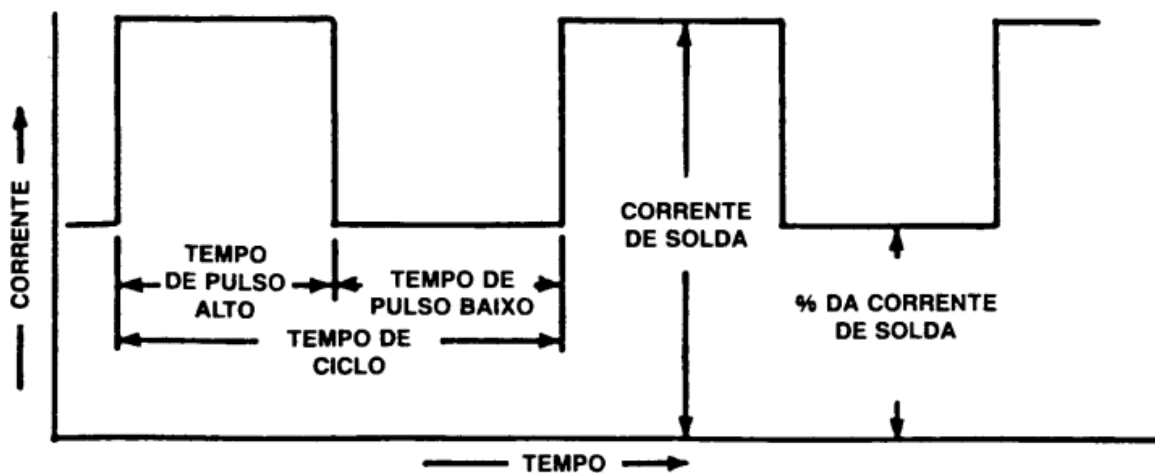
Liga	Corrente Alternada Alta Frequência	Corrente Contínua Polaridade Direta	Corrente Contínua Polaridade Inversa
Aço	Limitada	Adequada	-
Aço Inoxidável	Limitada	Adequada	-
Ferro Fundido	Limitada	Adequada	-
Alumínio e suas ligas	Adequada	-	Possível para chapas finas
Magnésio e suas ligas	Adequada	-	Possível para chapas finas
Cobre e suas ligas	Limitada	Adequada	-
Bronze alumínio	Adequada	Limitada	-

Fonte: (TANIGUCHI, 1982)

O processo de soldagem GTAW de corrente contínua também pode ser pulsante. A corrente contínua pulsada envolve a variação repetitiva da corrente do arco entre um valor mínimo (corrente de fundo ou *background*) e um valor máximo, controlando-se o tempo do pulso, o tempo no valor mínimo, nível de corrente máximo e nível de corrente mínimo (BRACARENSE, 2000).

Na Figura 12 é mostrada a variação da corrente em função do tempo na solda TIG pulsante de onda quadrada, enquanto na Figura 13 está registrado o efeito na junta soldada.

Figura 12 – Gráfico da variação da corrente em função do tempo na solda TIG pulsante.



Fonte: (BRACARENSE, 2000)

Figura 13 – Efeitos da soldagem TIG pulsada na junta soldada.



Vista Superior



Corte Transversal e Longitudinal

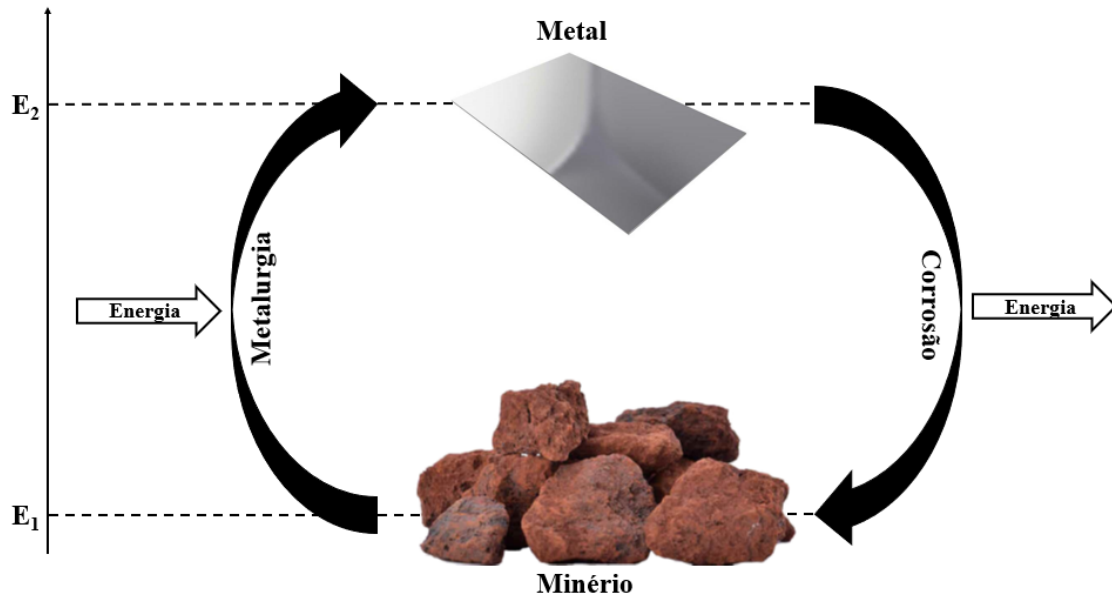
Fonte: (BRACARENSE, 2000)

As principais vantagens do modo de corrente pulsada é a combinação da força, boa penetração e fusão do pulso, enquanto mantém a área de soldagem relativamente fria. É possível obter penetrações maiores do que em corrente contínua constante e trabalhar com materiais mais sensíveis às altas temperaturas com minimização das distorções. Deste modo, o processo também é particularmente útil na soldagem de materiais muito finos (BRACARENSE, 2000).

3.3 Corrosão

A corrosão de materiais metálicos pode ser definida como um fenômeno de interface ou superfície que causa degradação de metais provocada por reações irreversíveis de oxirredução, associadas ou não a esforços mecânicos. Pode ser fundamentada como o processo inverso da metalurgia extrativa (observado na Figura 14), ou seja, faz com que os metais retornem ao estado original de compostos químicos que são semelhantes ou até idênticos aos minerais ou minérios dos quais foram extraídos (GENTIL, 2007).

Figura 14 – Representação esquemática da corrosão como processo inverso da metalurgia extrativa.



Fonte: Próprio autor.

Para melhor entender os mecanismos de ataque, pode-se classificar a corrosão segundo o meio, podendo ser química (metal reage diretamente com um meio não iônico, um exemplo é a oxidação em ar a alta temperatura) ou eletroquímica (ocorre na presença de um eletrólito e envolve formação de corrente elétrica, um exemplo é a corrosão atmosférica). Para melhor entender os danos causados pela corrosão, pode-se classificar a corrosão segundo a forma, sendo as principais: corrosão uniforme (ataque se estende de forma homogênea sobre toda a superfície); corrosão por placas (ataque acontece preferencialmente em algumas regiões formando depressões); corrosão por pite (ataque localizado puntiforme formando cavidades); corrosão intergranular (ataque acontece e se propaga nos contornos de grão); corrosão por fresta (ataque ocorre devido a estagnação de eletrólitos nas frestas, juntas rebitadas, ligações roscadas, chapas superpostas etc.); corrosão galvânica (ataque ocorre quando dois materiais metálicos, com diferentes potenciais, estão em contato em presença de um eletrólito) e corrosão sob tensão (ataque acontece através da sollicitação de esforços em um material na presença de um meio corrosivo) (GENTIL, 2007).

3.3.1 Ensaios de imersão para estudos de corrosão

A resistência à corrosão dos aços inoxidáveis é o motivo primordial para a seleção destes materiais pela indústria, portanto a avaliação desta resistência nas juntas soldadas é fundamental. Existem diversos ensaios aplicados ao estudo da corrosão, portanto devem ser

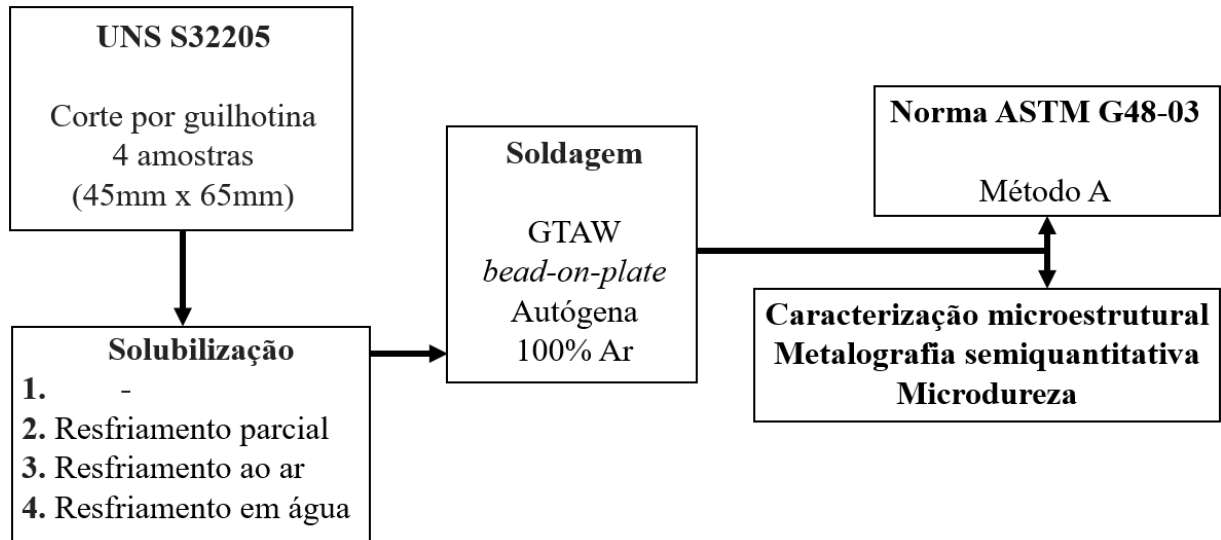
selecionados ensaios adequados ao tipo de corrosão esperada e as condições de ensaio devem ser representativas das condições de aplicação. As condições de ensaio de imersão para estudos de corrosão são consideravelmente mais agressivas que as condições reais de aplicação. Isso se deve a necessidade de acelerar as reações irreversíveis de oxirredução e, portanto, simular a partir de curtos períodos de imersão, longos períodos em serviço. As condições de serviço são de difícil reprodutibilidade em laboratório e podem variar em termos de temperatura, concentração/composição da solução, pH etc. Diante do exposto, os resultados destes ensaios devem ser interpretados com cautela, justificando a utilização de ensaios regidos por normas. A ASTM G48-03 é um exemplo de uma norma que rege ensaios de imersão para estudos de corrosão (ASTM, 2003).

A Norma ASTM G48-03 (*Standard Test Methods for Pitting and Crevice Corrosion Resistance of Stainless Steels and Related Alloys by Use of Ferric Chloride Solution*) descreve métodos para avaliação da resistência à corrosão por pites e por fendas em aços inoxidáveis em meios oxidantes contendo cloretos (ASTM, 2003).

4 MATERIAIS E MÉTODOS

A pesquisa foi realizada nos Laboratórios de Soldagem, Tratamentos Térmicos, Metalografia e Caracterização do Centro Federal de Educação Tecnológica de Minas Gerais e os procedimentos seguiram a ordem apresentada na Figura 15.

Figura 15 – Fluxograma de pesquisa.



Fonte: Próprio autor.

4.1 Material

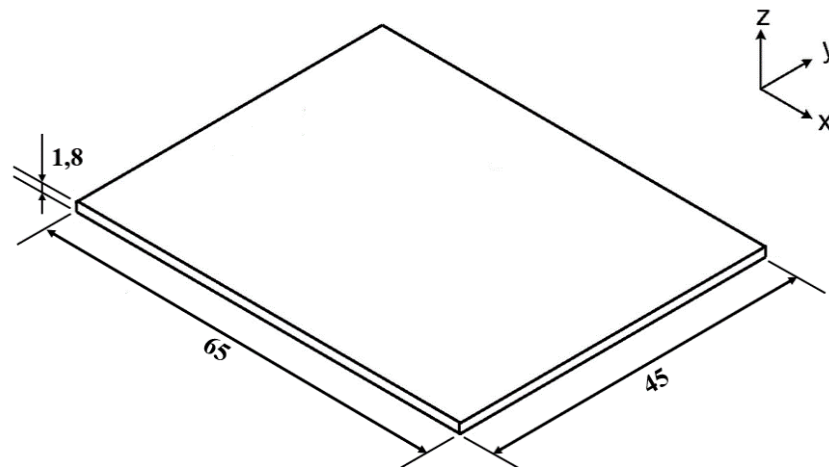
O metal de base (MB) utilizado neste estudo foi o aço inoxidável duplex UNS S32205 na forma de chapas de 1,8mm de espessura, na condição laminado a frio (direção de laminação no sentido y), que foram cortadas (corte linear a frio por guilhotina) em 4 amostras de dimensões 45mm x 65mm, conforme pode ser observado na Figura 16. A composição química do MB é apresentada na Tabela 4.

Tabela 4 – Composição química do aço inoxidável duplex UNS S 32205 (% em peso).

C	Cr	Ni	Mo	Mn	Si	N
0,026	22,673	5,319	3,024	1,854	0,374	1,408ppm

Fonte: Leonel, A.G. (2013).

Figura 16 – Dimensões e direções das amostras em mm.



Fonte: Próprio autor.

4.2 Tratamento térmico de solubilização

Uma das amostras não passou pela etapa de tratamento térmico de solubilização, sendo utilizada no estado como recebido, ou seja, laminada a frio e recozida. Três das amostras foram submetidas ao tratamento térmico de solubilização a 1050°C por 5 (cinco) minutos, seguido de três diferentes condições de resfriamento, como informado na Tabela 5. As condições de resfriamento foram: resfriamento em água (água com gelo), resfriamento ao ar e resfriamento parcial (resfriamento feito parcialmente ao ar seguido de resfriamento em água com gelo).

Tabela 5 – Tratamento térmico e condições de resfriamento das amostras de UNS S32205.

Amostra	Tratamento Térmico	Condição de Resfriamento
1	-	-
2	Solubilização	Resfriamento parcial ar/água
3	Solubilização	Resfriamento ao ar
4	Solubilização	Resfriamento em água

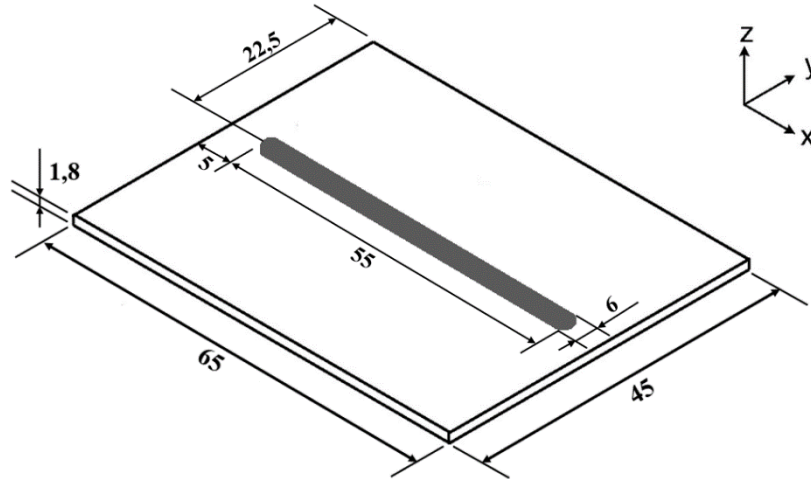
Fonte: Próprio autor.

4.3 Processo de soldagem

A soldagem dos cordões foi executada através do processo de soldagem GTAW (*Gas Tungsten Arc Welding*) condição "bead-on-plate" autógena. A soldagem dos cordões foi realizada sob a linha de centro e iniciada e finalizada em uma mesma distância das extremidades das amostras,

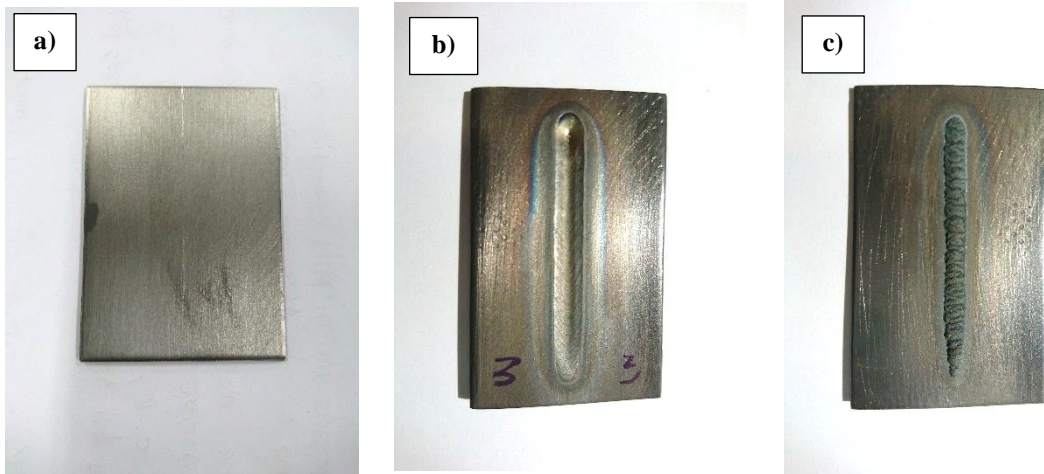
como apresentado nas Figuras 17 e 18. A largura dos cordões teve mínima ou nenhuma variação ao longo do comprimento do cordão e entre amostras. Todas as amostras estavam na temperatura ambiente, ao início da soldagem.

Figura 17 – Dimensões e direções das amostras soldadas em mm.



Fonte: Próprio autor.

Figura 18 – Amostras antes e depois da soldagem.



a) Amostra de UNS S32205 pronta para soldagem. b) Vista superior do cordão da amostra soldada de UNS S32205. c) Vista inferior do cordão da amostra soldada de UNS S32205.

Fonte: Próprio autor.

Os cordões foram realizados por um sistema automatizado de deslocamento da tocha de soldagem. Este sistema assegura que os parâmetros de velocidade de avanço, direção e sentido de soldagem, ângulo tocha/peça e distância eletrodo/amostra sejam constantes por meio de um carro tipo “tartaruga”, que se desloca por um trilho retilíneo paralelo a linha de centro da

amostra. O sistema descrito aumenta a exatidão do processo e garante a padronização dos cordões soldados. O carro tipo “tartaruga” utilizado foi o modelo MC-46 da fabricante S.A. White Martins. A fonte utilizada foi a Syncrowave 250 DX da fabricante Miller. Os parâmetros e equipamentos utilizados durante a soldagem foram idênticos para todas as amostras e são apresentados na Tabela 6.

Tabela 6 – Parâmetros de soldagem GTAW autógena.

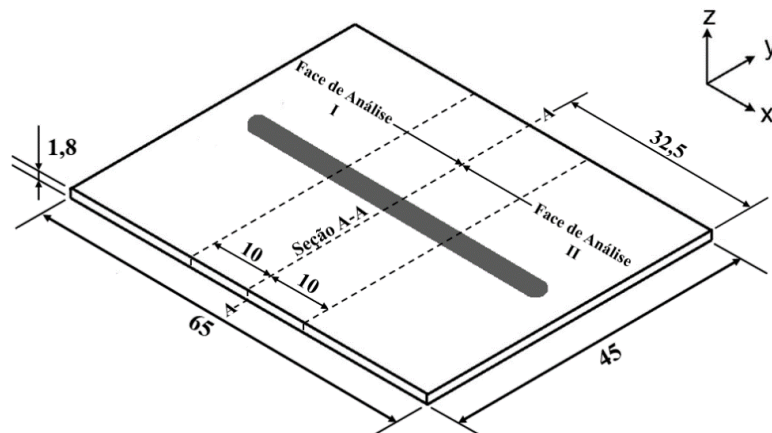
Parâmetros de Soldagem	
Corrente (CC-)	80A
Tensão	10V
Velocidade de Avanço	125mm/min
Ângulo Tocha/Peça	90°
Tipo de Eletrodo	EWTh-2
Diâmetro Eletrodo	3.25mm
Ângulo Ponta Eletrodo	45°
Distância Eletrodo/Amostra	2.9mm
Stick-out	5mm
Gás de Proteção	100% Ar
Diâmetro Bocal da Tocha	9mm
Vazão do Gás	21 l/min
Postflow	9s

Fonte: Próprio autor.

4.4 Análise metalográfica

Terminado o processo de soldagem, as amostras foram cortadas em seções transversais ao cordão de solda de acordo com o esquema apresentado na Figura 19 e amostra real na Figura 20.

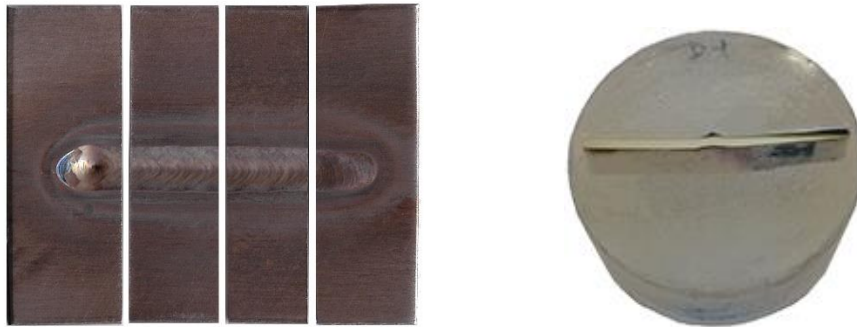
Figura 19 – Esquema dos cortes das amostras soldadas em mm.



Fonte: Próprio autor.

O corte principal (seção A-A) foi feito no centro da amostra, seção transversal ao cordão de solda, criando as faces de análise I e II. As duas metades foram novamente cortadas a aproximadamente 10mm da seção A-A apenas para reduzir o tamanho final das amostras e facilitar os futuros ensaios. As amostras foram embutidas em resina acrílica autopolimerizável, de modo a expor as faces de análise, e o lixamento aconteceu na sequência #120, #240, #320, #400 e #600 seguido de polimento por pasta de diamante com tamanho médio de partícula de 3µm. A solução de ataque utilizada foi a Behara I (25ml HCl, 0,25g K₂S₂O₅ e 5ml de água destilada) por 30 segundos. Na Figura 20 é exibida a amostra embutida e a face de análise.

Figura 20 – Amostra soldada cortada e embutida de UNS S32205.

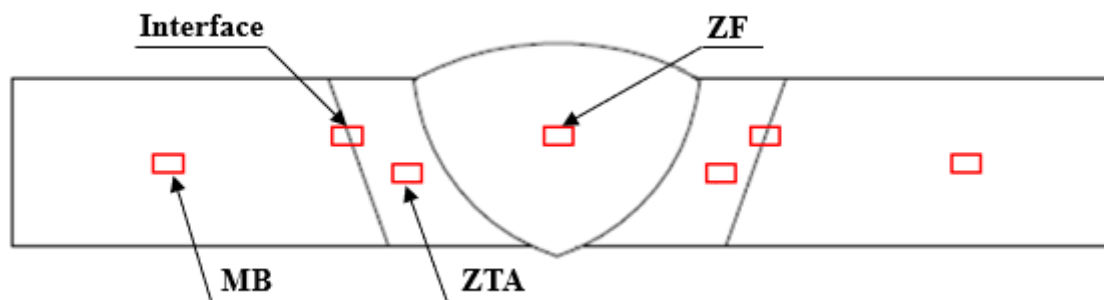


Fonte: Próprio autor.

A face de análise I foi utilizada para os estudos de metalografia e perfil de microdureza. A face de análise II foi utilizada para os estudos de corrosão.

A caracterização microestrutural das amostras soldadas foi realizada nas regiões do Metal de Base (MB), Zona Termicamente Ativada (ZTA), Zona Fundida (ZF) e na interface entre o Metal de Base e Zona Termicamente Ativada, doravante chamada de Interface. Estas regiões são apresentadas na Figura 21.

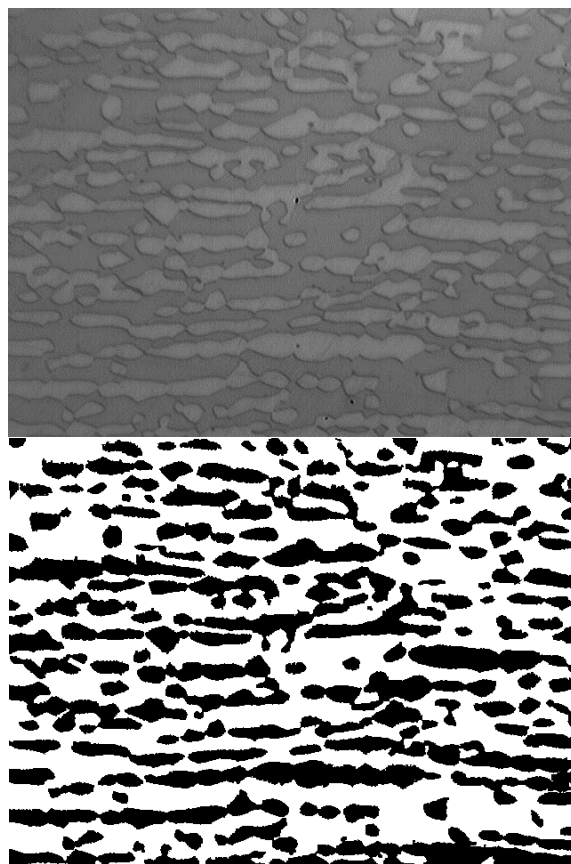
Figura 21 – Esquema das amostras soldadas e áreas caracterizadas marcadas em vermelho.



Fonte: Próprio autor.

A quantificação da fração de fases foi feita utilizando o software livre “ImageJ” (software de edição e análise de imagens de domínio público pautado na plataforma Java). Primeiramente, foi feita a transformação das imagens metalográficas (ampliação 100x) para imagens binárias, como pode ser observado na Figura 22. A quantificação da fração de fases é então feita mediante a contagem de pixels. Deste modo, fez-se a medição da quantidade total das fases com aspecto claro (austenita) e escuro (ferrita).

Figura 22 – Micrografia do metal de base (MB) ampliação 100x e sua respectiva imagem binarizada.

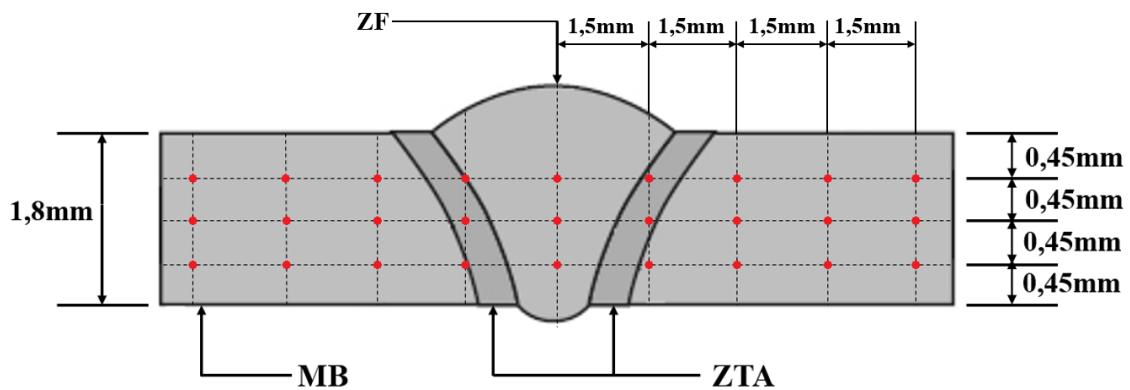


Fonte: Próprio autor.

4.5 Microdureza

As medidas de microdureza Vickers foram realizadas na face de análise I, conforme o esquema dos pontos de medição exibido na Figura 23, utilizando o microdurômetro modelo HMV do fabricante SHIMADZU. As 27 medições foram efetuadas com carga de 0,2KgF, tempo de impressão de 15 segundos e passes de 1,5mm a partir do centro da ZF.

Figura 23 – Face de análise I e pontos de medições de microdureza Vickers visualizados como pontos vermelhos.



Fonte: Próprio autor.

4.6 Avaliação da resistência à corrosão

O presente Trabalho realizou o método A descrito na norma ASTM G48-03 (*Standard Test Methods for Pitting and Crevice Corrosion Resistance of Stainless Steels and Related Alloys by Use of Ferric Chloride Solution*).

As amostras foram embutidas em resina acrílico autopolimerizável, de modo a expor as faces de análise, e o lixamento aconteceu na sequência #120, #240, #320, #400 e #600 seguido de um leve polimento por pasta de diamante com tamanho médio de partícula de $3\mu\text{m}$. A imersão das amostras foi feita em 600ml da solução de 10% em peso de FeCl_3 e temperaturas de 20°C por 48 horas. Finalmente, a resistência à corrosão localizada foi avaliada pela densidade de pites em uma ampliação de 20X seguida de uma análise comparativa das regiões da ZF e MB em ampliação 800X.

5 RESULTADOS E DISCUSSÕES

5.1 Caracterização microestrutural

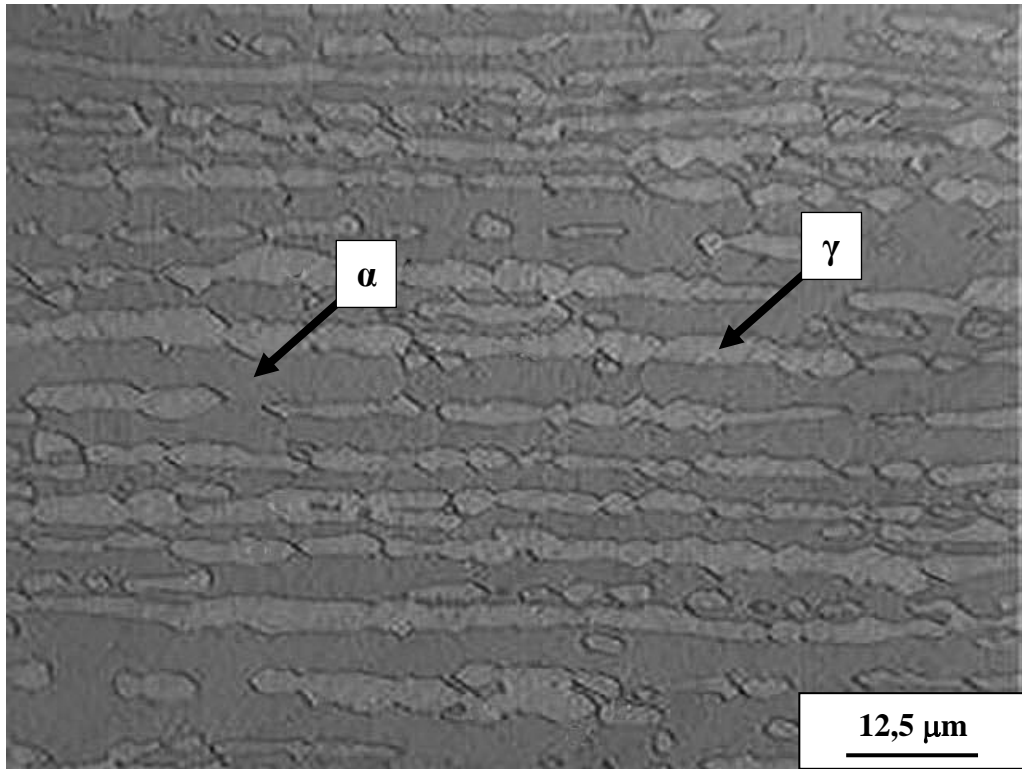
Nesta seção é discutida a caracterização microestrutural das amostras soldadas. Esta caracterização foi feita em todas as amostras nas regiões do Metal de Base (MB), Zona Termicamente Ativada (ZTA), Zona Fundida (ZF) e Interface.

5.1.1 Caracterização microestrutural do MB

A análise do MB das amostras no microscópio óptico revelou que todas apresentaram microestrutura típica dos AID laminados. Esta microestrutura é caracterizada por uma matriz ferrítica (fase escura) com ilhas alongadas de austenita (fase clara) de orientação paralela ao sentido de laminação. O estudo das fotomicrografias, feito no microscópio óptico, com ampliação 100X, não indicou presença de nenhum tipo de precipitado. Nas Figuras 24 a 27 são apresentadas as microestruturas do MB de todas as amostras.

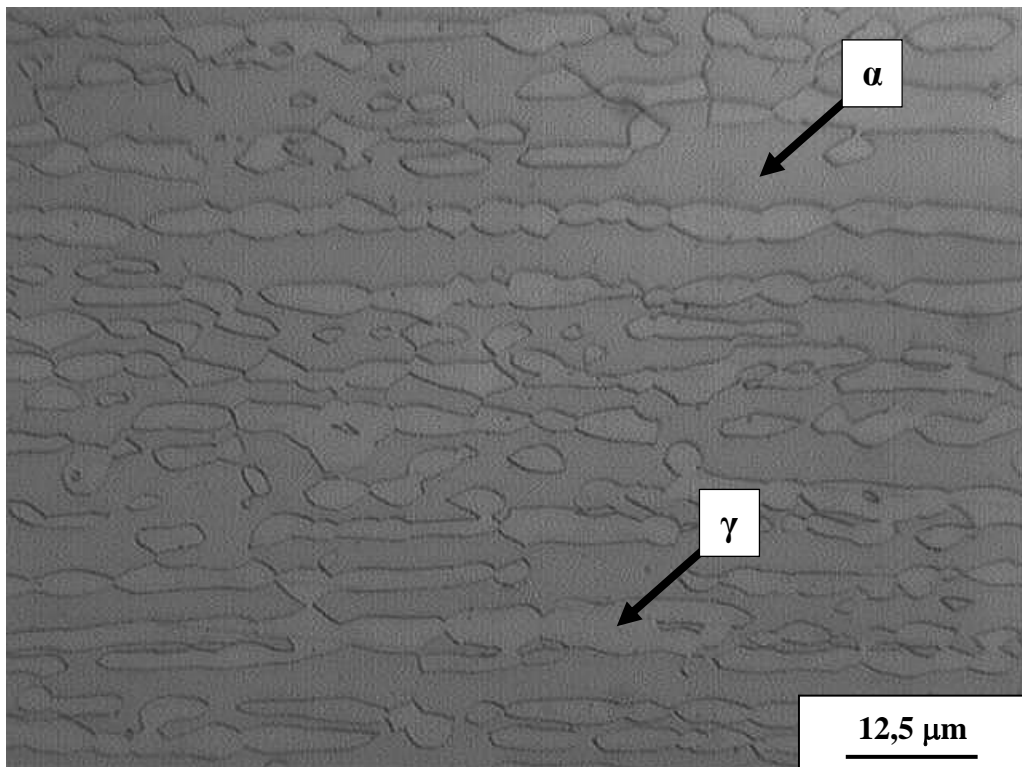
Percebe-se pela análise das Figura 24 a 27 que o aspecto microestrutural do aço S32205 na região do o metal de base (MB) não exibiu mudanças relevantes em função da condição das amostras, sendo notado apenas um aumento na descontinuidade dos grãos austeníticos na amostra 3.

Figura 24 – Fotomicrografia da amostra soldada 1 do AID UNS S32205, região do MB, 100x.



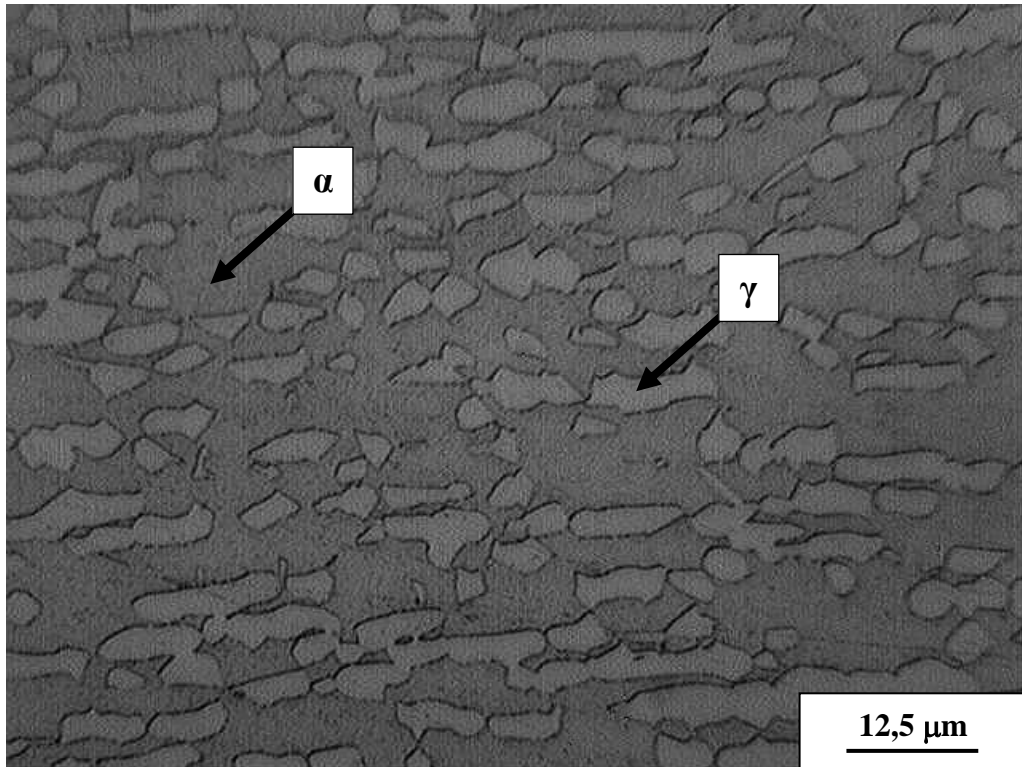
Fonte: Próprio autor.

Figura 25 – Fotomicrografia da amostra soldada 2 do AID UNS S32205, região do MB, 100x.



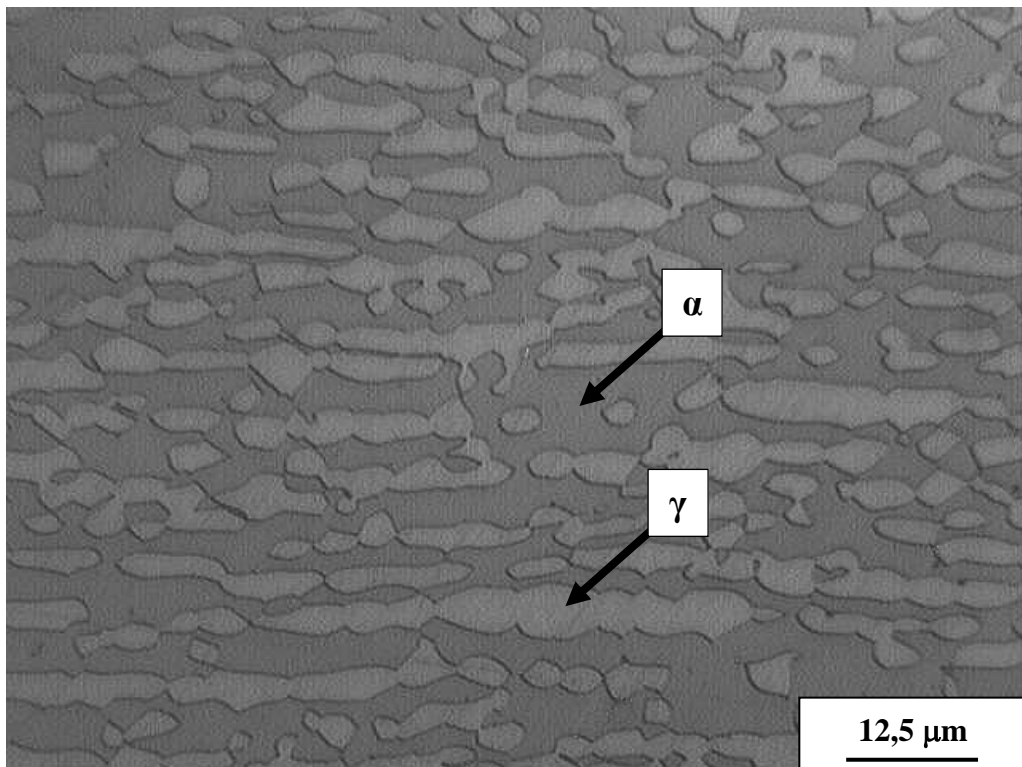
Fonte: Próprio autor.

Figura 26 – Fotomicrografia da amostra soldada 3 do AID UNS S32205, região do MB, 100x.



Fonte: Próprio autor.

Figura 27 – Fotomicrografia da amostra soldada 4 do AID UNS S32205, região do MB, 100x.



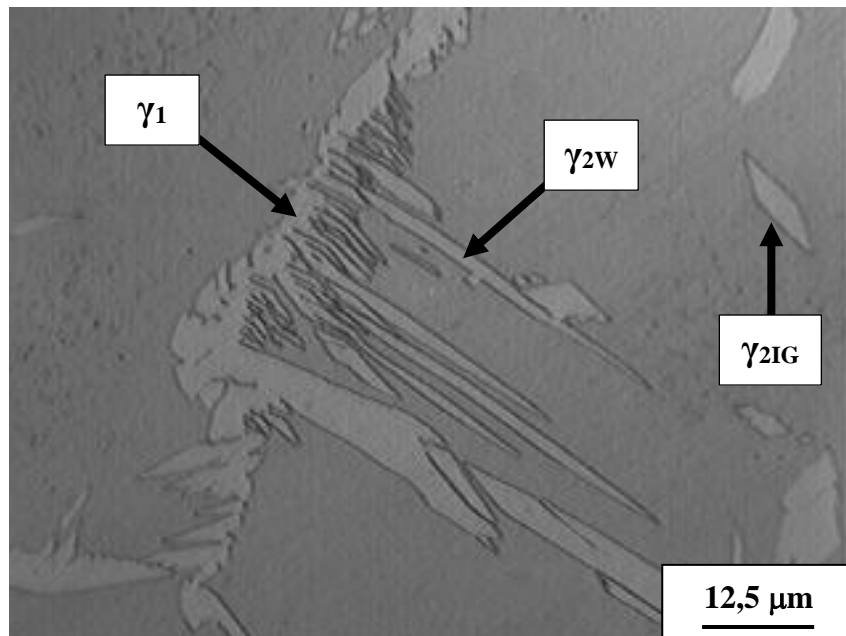
Fonte: Próprio autor.

5.1.2 Caracterização microestrutural da ZF

Na ZF, a temperatura foi suficiente para fundir o material. Durante o resfriamento, até a temperatura *solvus* da ferrita, os AID se encontram dentro do campo ferrítico. Abaixo da temperatura *solvus*, inicia-se a precipitação da austenita primária alotriomórfica (γ_1) nos contornos de grãos ferríticos, com altas velocidades de resfriamento a precipitação de γ_1 nos contornos de grão pode ser descontínua. A partir da saturação dos sítios de nucleação nos contornos de grão, começa a precipitação da austenita secundária (γ_{2w}) por nucleação nas interfaces α/γ , que apresenta morfologia de austenita Widmanstatten e avança para o centro do grão (KOTECKI, 2010; NILSSON, 1993). As fases austenita primária alotriomórfica (γ_1) e austenita secundária de Widmanstatten (γ_{2w}) podem ser observadas na Figura 28.

Caso a velocidade de resfriamento seja lenta o suficiente, pode ocorrer a precipitação da austenita secundária intragranular (γ_{2IG}) por nucleação no interior dos grãos ferríticos (RAMÍREZ LONDOÑO, 2001).

Figura 28 – Fotomicrografia da amostra 1 soldada do AID UNS S32205, região da ZF, 800x.



Fonte: Próprio autor.

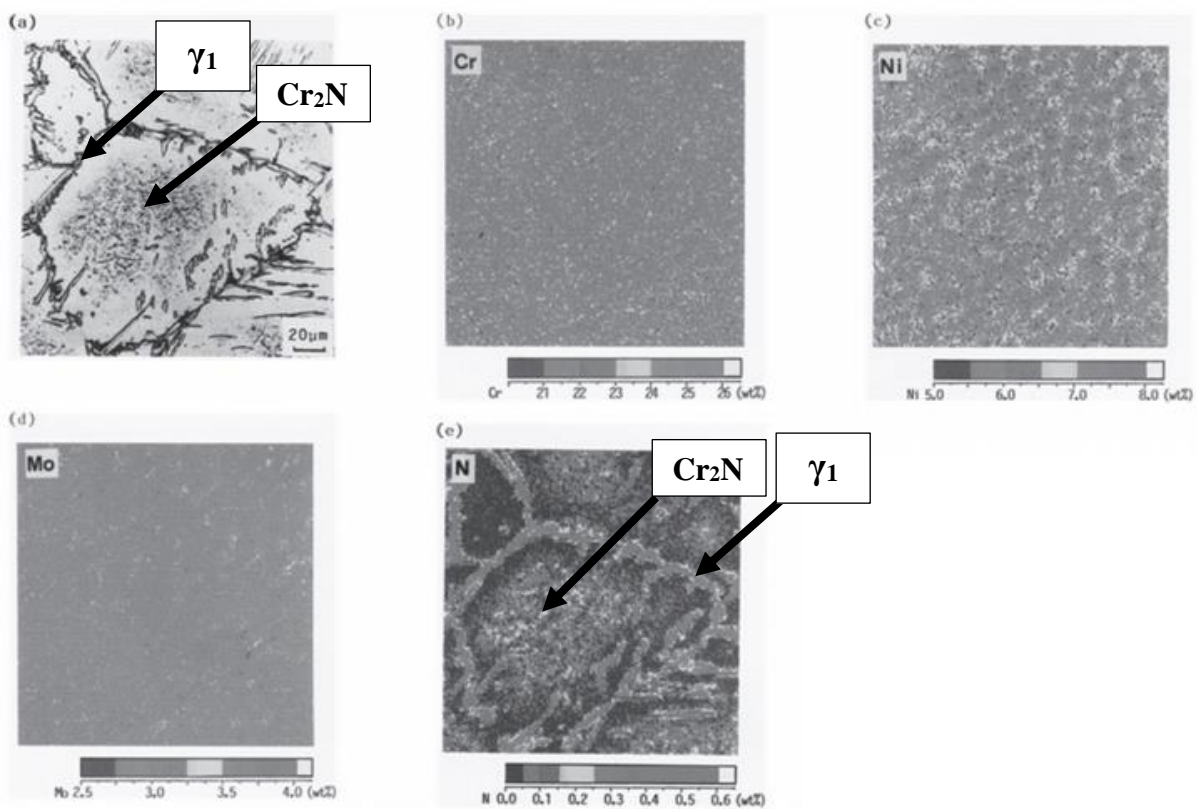
Todas as amostras apresentaram a mesma microestrutura na ZF. Fica evidente o desbalanço da estrutura duplex α/γ (nota-se o domínio da fase ferrita sobre a fase austenita). Foi observada presença das fases austenita primária alotriomórfica (γ_1), austenita secundária de

Widmanstätten (γ_{2W}) e austenita secundária intragranular (γ_{2IG}) por toda a microestrutura da ZF, como pode ser observado nas Figuras 31 a 34. Outro precipitado encontrado por toda a ZF é o nitreto de cromo.

Estes nitretos precipitam a partir da ferrita pelo seguinte mecanismo: durante o resfriamento a partir do campo ferrítico, ocorre uma disputa entre a precipitação de austenita e dos nitretos de cromo. Caso a quantidade de austenita formada for próxima do equilíbrio, todo N estará dissolvido na austenita e a precipitação dos nitretos será completamente limitada. Caso a precipitação de austenita for retardada ou interrompida, a ferrita torna-se supersaturada em N e a precipitação dos nitretos acontece no interior do grão ferrítico (RAMÍREZ LONDOÑO, 2001).

A precipitação de nitretos de cromo em juntas soldadas por GTAW condição autógena, no aço inoxidável duplex UNS S31803, foi estudada por Kotecki (2010). Na Figura 29 é apresentado o mapa de distribuição de elementos químicos na região da ZF obtido neste estudo.

Figura 29 – Mapa de distribuição de elementos químicos (EDS/MEV) presentes na liga UNS S31803, região da ZF, soldagem GTAW autógena.

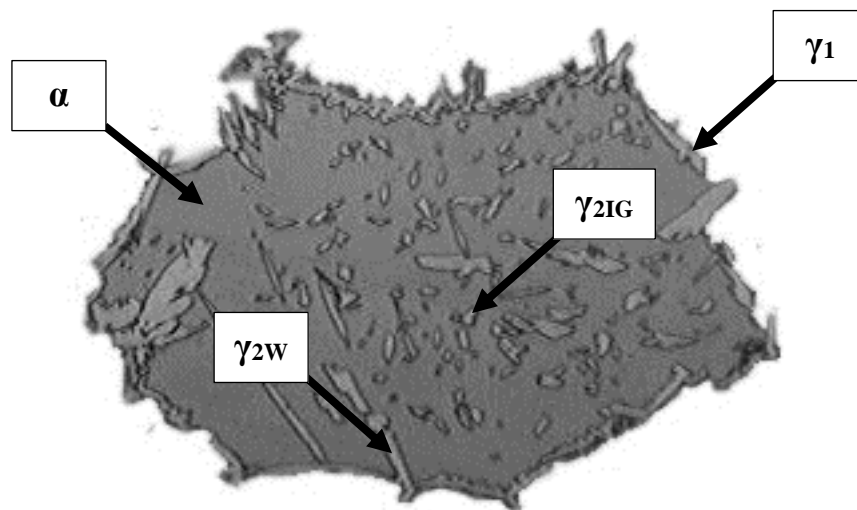


Fonte: (KOTECKI, 2010).

Nota-se que os nitretos de cromo, assim como no presente trabalho, precipitaram preferencialmente na região central do grão ferrítico. Este fenômeno pode ser explicado pelo seguinte mecanismo: os átomos de nitrogênio próximos da austenita primária alotriomórfica (γ_1) dispuseram de tempo suficiente para difundir para a γ_1 , causando a formação da região empobrecida em N observada na Figura 29 (e). Já os átomos de nitrogênio no interior do grão ferrítico ficam sequestrados, e devido à queda da solubilidade de N na ferrita provocada pelo resfriamento, precipitam na forma de nitretos de cromo observados como regiões pontuais ricas em N na Figura 29 (e) (KOTECKI, 2010).

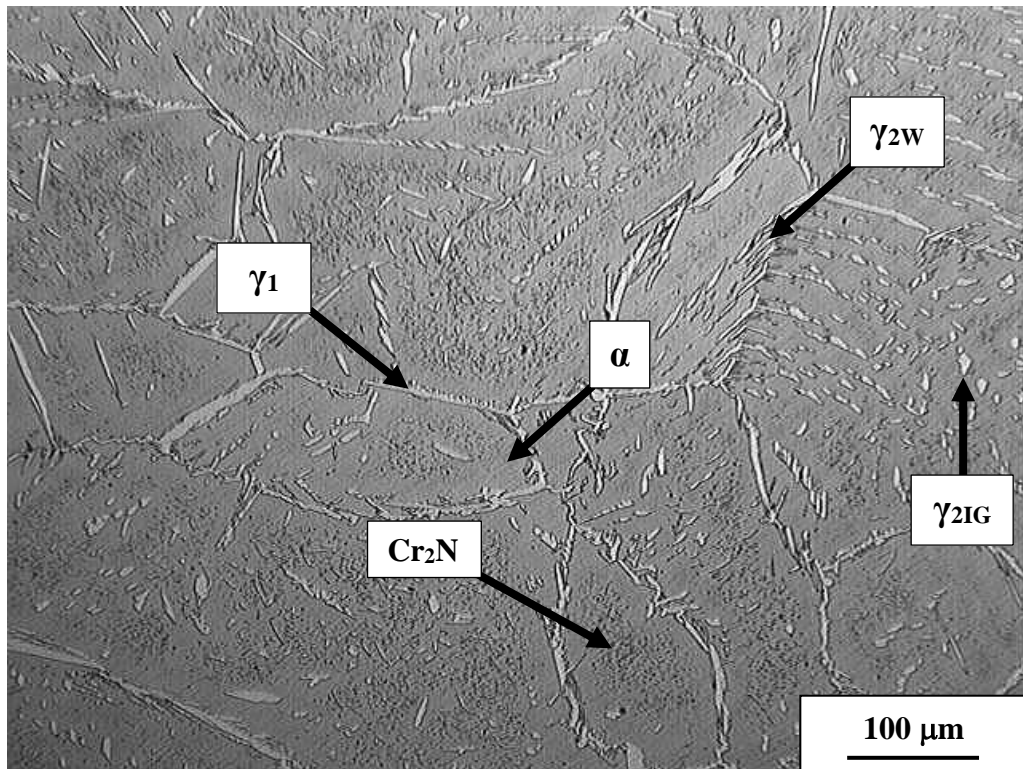
A precipitação da austenita secundária intragranular (γ_{2IG}) está intimamente ligada à presença dos nitretos de cromo. A dissolução dos nitretos, no interior do grão ferrítico, libera nitrogênio para as regiões adjacentes, que atua como elemento estabilizador de austenita e favorece a precipitação da austenita secundária intragranular (γ_{2IG}) (RAMÍREZ LONDOÑO, 2001). Nota-se que grãos ricos em γ_{2IG} apresentam pouca ou nenhuma precipitação de nitretos de cromo e vice-versa, como pode ser observado na Figura 30, validando parcialmente o mecanismo proposto.

Figura 30 – Fotomicrografia de um grão isolado da amostra 2 soldada do AID UNS S32205, região da ZF.



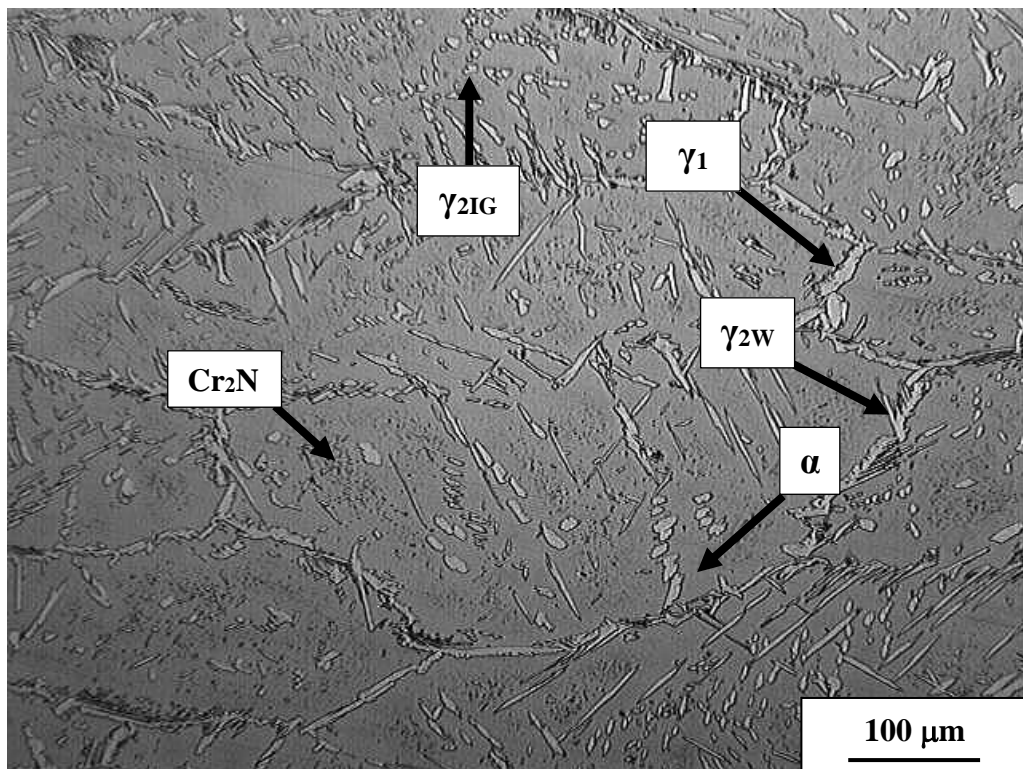
Fonte: Próprio autor.

Figura 31 – Fotomicrografia da amostra soldada 1 do AID UNS S32205, região da ZF, 100x.



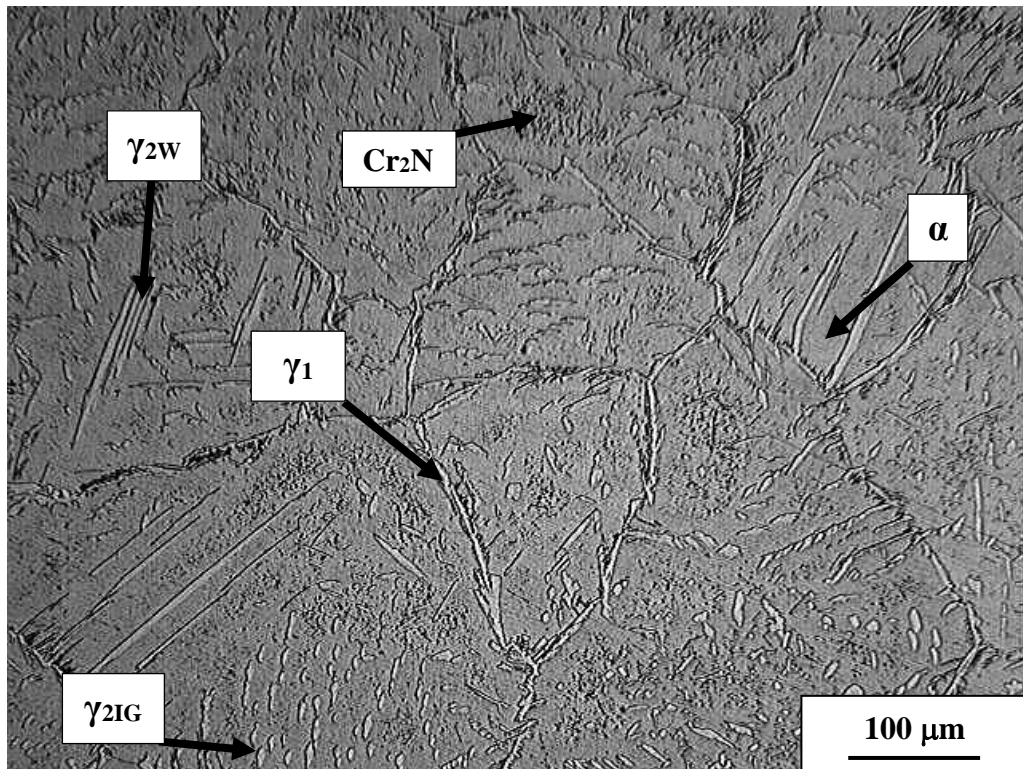
Fonte: Próprio autor.

Figura 32 – Fotomicrografia da amostra soldada 2 do AID UNS S32205, região da ZF, 100x.



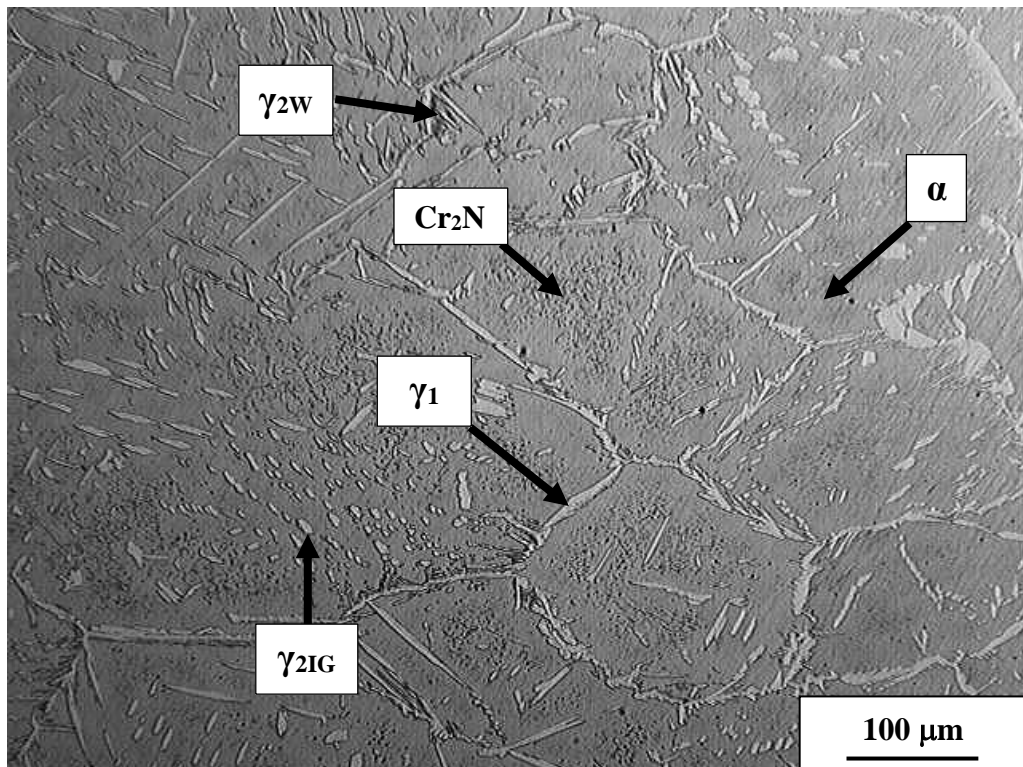
Fonte: Próprio autor.

Figura 33 – Fotomicrografia da amostra soldada 3 do AID UNS S32205, região da ZF, 100x.



Fonte: Próprio autor.

Figura 34 – Fotomicrografia da amostra soldada 4 do AID UNS S32205, região da ZF, 100x.



Fonte: Próprio autor.

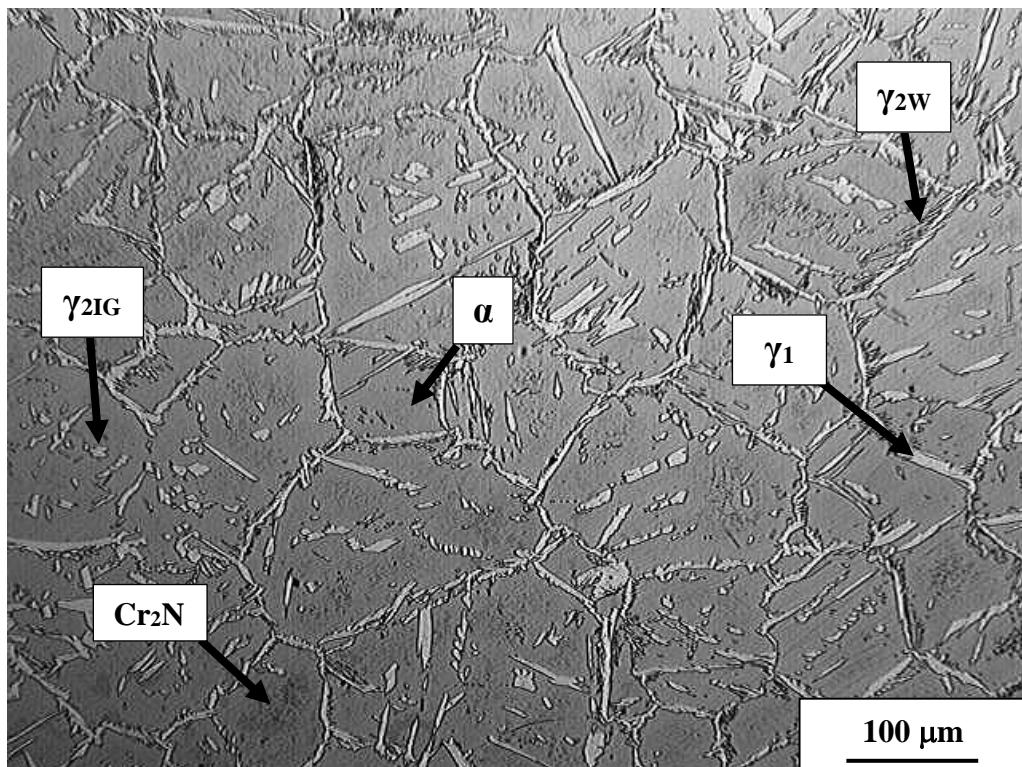
5.1.2 Caracterização microestrutural da ZTA e Interface

O mecanismo de precipitação das fases austenita primária alotriomórfica (γ_1), austenita secundária de Widmanstatten (γ_{2W}), austenita secundária intragranular (γ_{2IG}) e nitreto de cromo na ZTA é idêntico aos apresentados para a ZF, uma vez que o material é aquecido durante o processo de soldagem, até o campo ferrítico (RAMÍREZ LONDOÑO, 2001).

Todas as amostras apresentaram microestrutura semelhante na ZTA e Interfaces. Fica evidente o desbalanço da estrutura duplex α/γ (nota-se o domínio da fase ferrita sobre a fase austenita). Foi observada presença das fases austenita primária alotriomórfica (γ_1), austenita secundária de Widmanstatten (γ_{2W}) e austenita secundária intragranular (γ_{2IG}) por toda a microestrutura da ZTA e Interfaces, como pode ser observado nas Figuras 35 a 42.

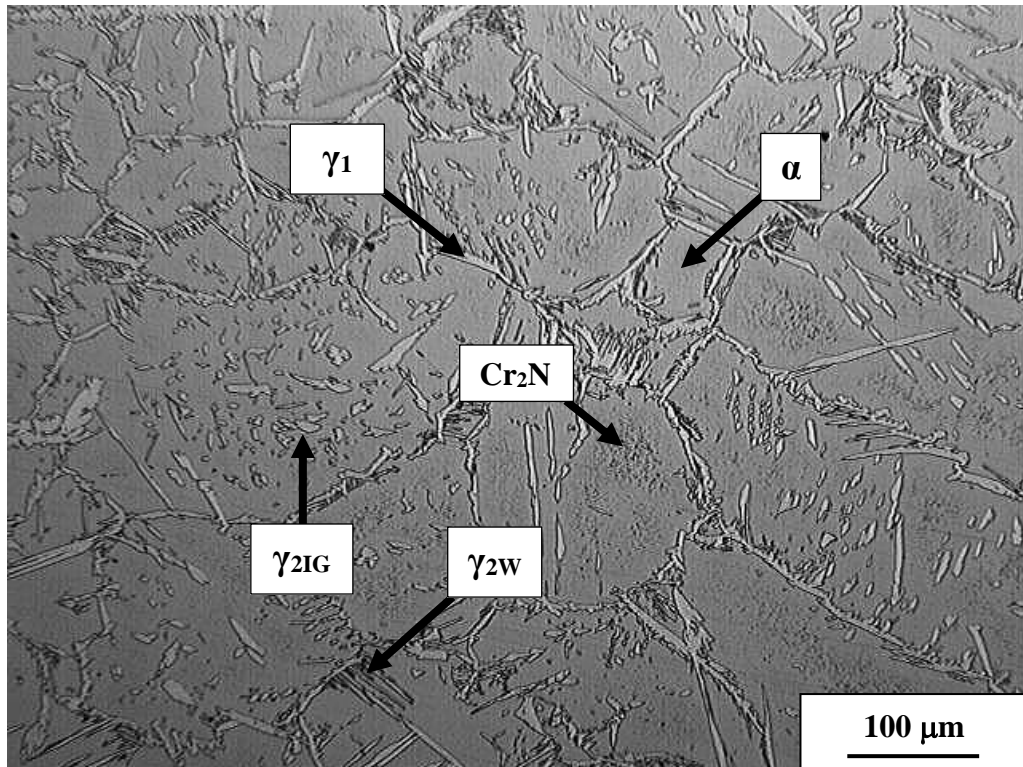
Com altas velocidades de resfriamento a precipitação da austenita primária alotriomórfica (γ_1) nos contornos de grão pode ser descontínua. Pode-se notar maior presença destas descontinuidades na ZTA. Nota-se também a redução dos precipitados nitreto de cromo na ZTA e drástica redução na região da Interface. Uma possível explicação seria a redução do tamanho de grão ferrítico e maior presença de γ (RAMÍREZ LONDOÑO, 2001).

Figura 35 – Fotomicrografia da amostra soldada 1 do AID UNS S32205, região da ZTA, 100x.



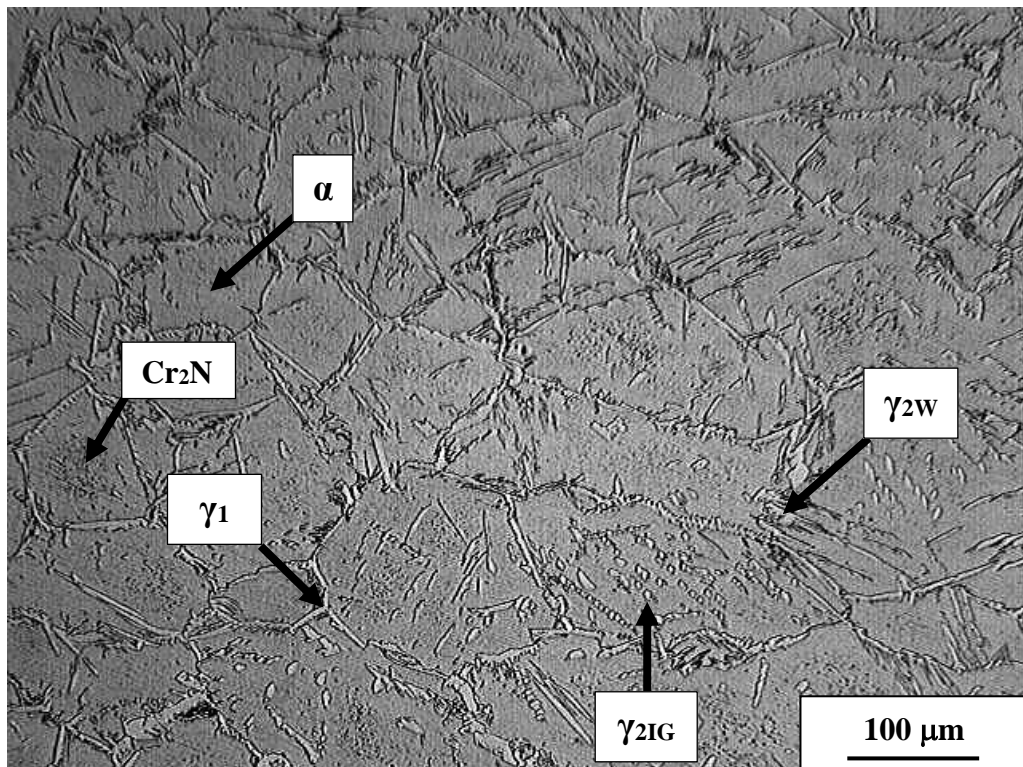
Fonte: Próprio autor.

Figura 36 – Fotomicrografia da amostra soldada 2 do AID UNS S32205, região da ZTA, 100x.



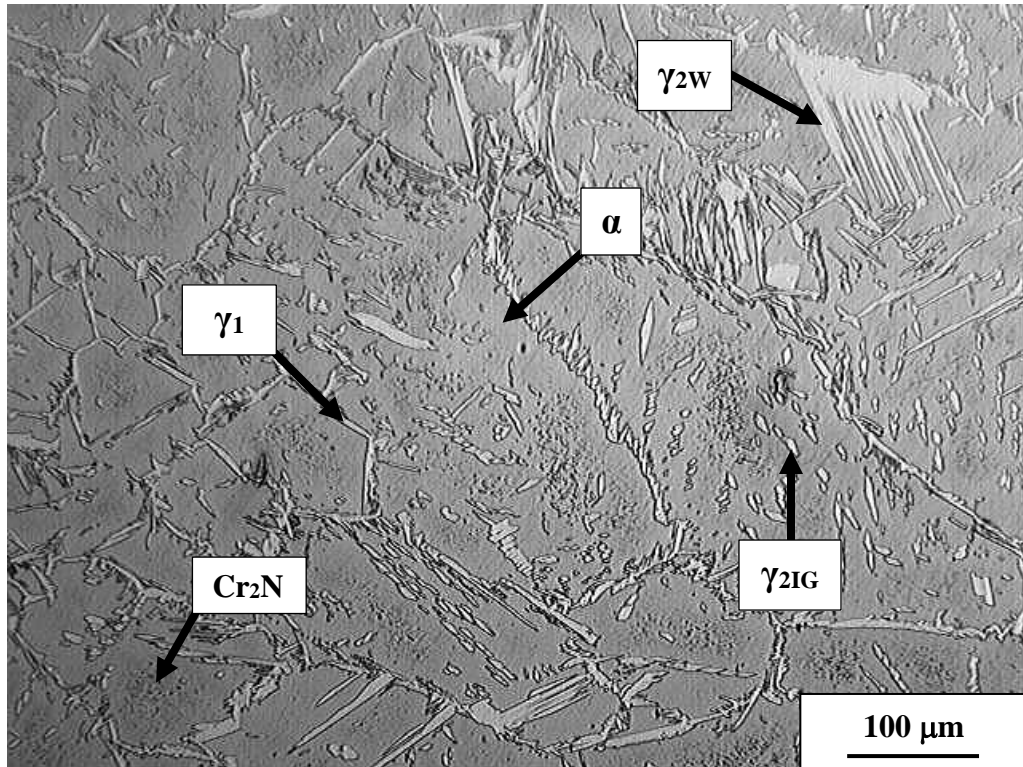
Fonte: Próprio autor.

Figura 37 – Fotomicrografia da amostra soldada 3 do AID UNS S32205, região da ZTA, 100x.



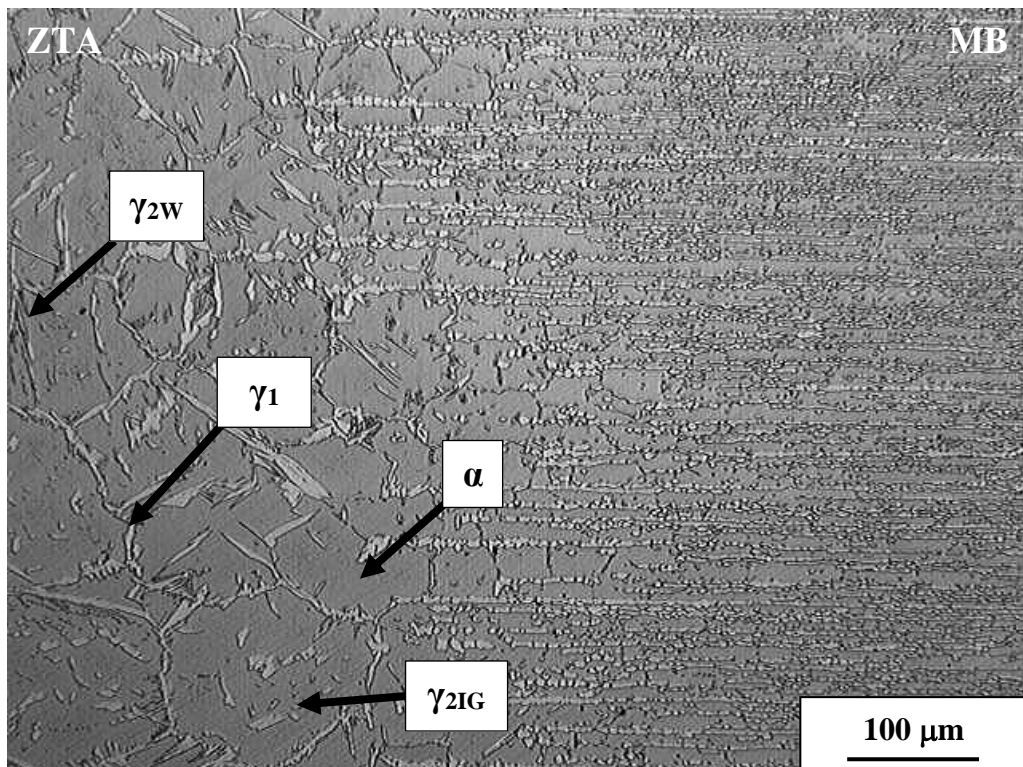
Fonte: Próprio autor.

Figura 38 – Fotomicrografia da amostra soldada 4 do AID UNS S32205, região da ZTA, 100x.



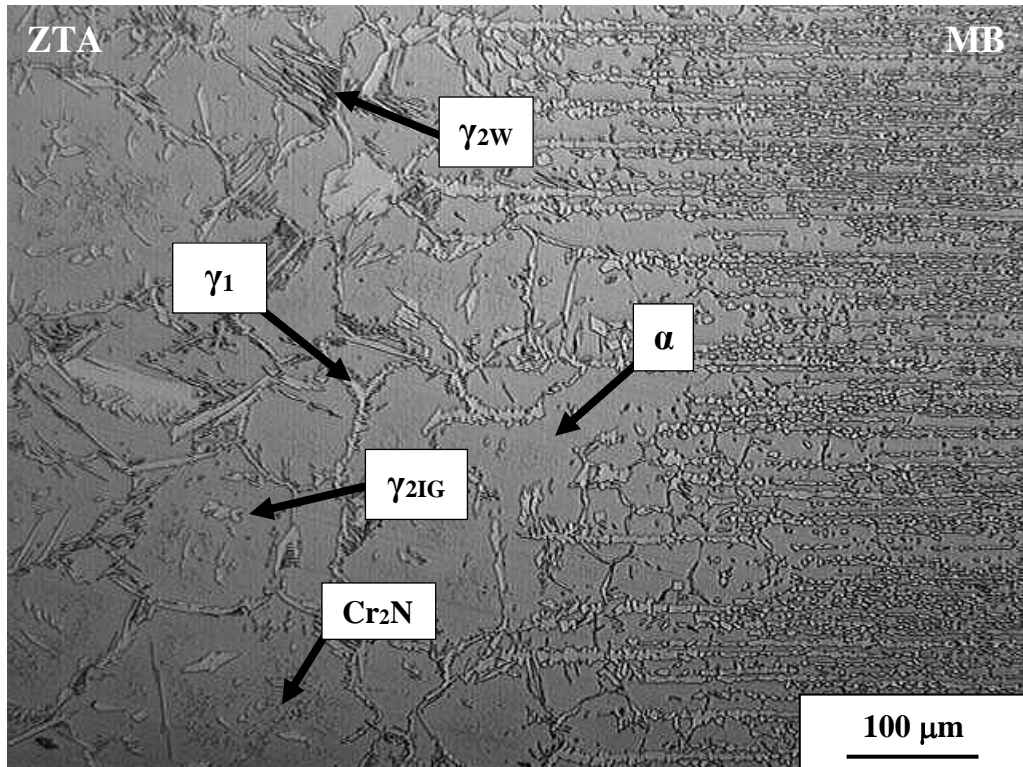
Fonte: Próprio autor.

Figura 39 – Fotomicrografia da amostra soldada 1 do AID UNS S32205, região da Interface direita, 100x.



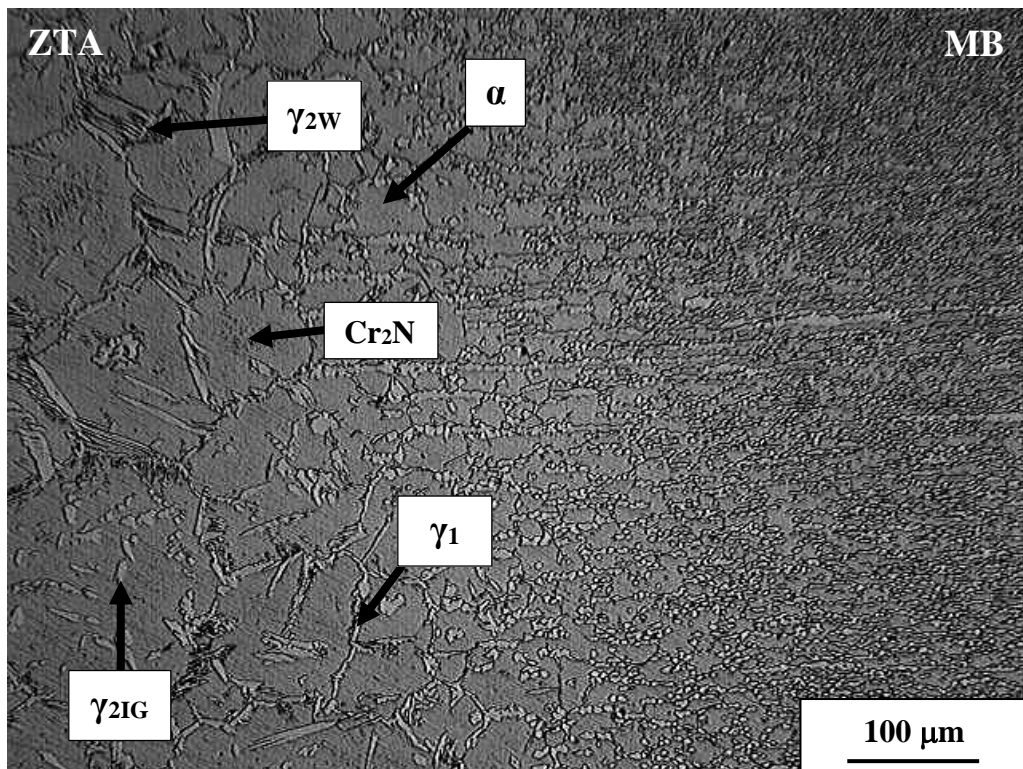
Fonte: Próprio autor.

Figura 40 – Fotomicrografia da amostra soldada 2 do AID UNS S32205, região da Interface direita, 100x.



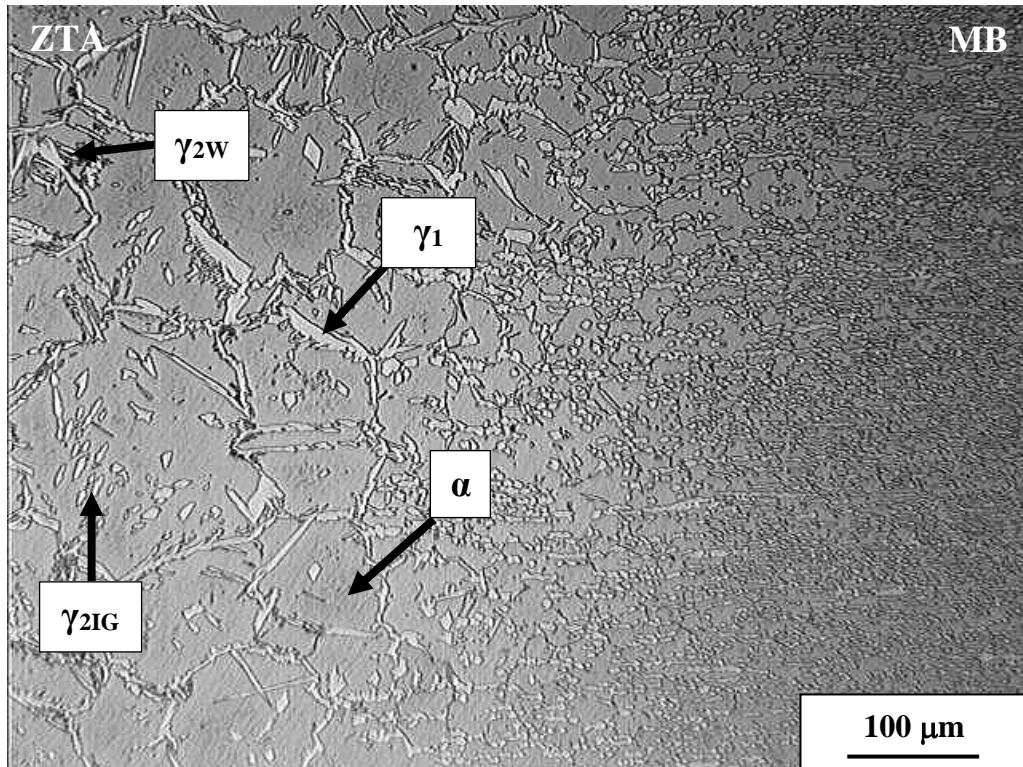
Fonte: Próprio autor.

Figura 41 – Fotomicrografia da amostra soldada 3 do AID UNS S32205, região da Interface direita, 100x.



Fonte: Próprio autor.

Figura 42 – Fotomicrografia da amostra soldada 4 do AID UNS S32205, região da Interface direita, 100x.

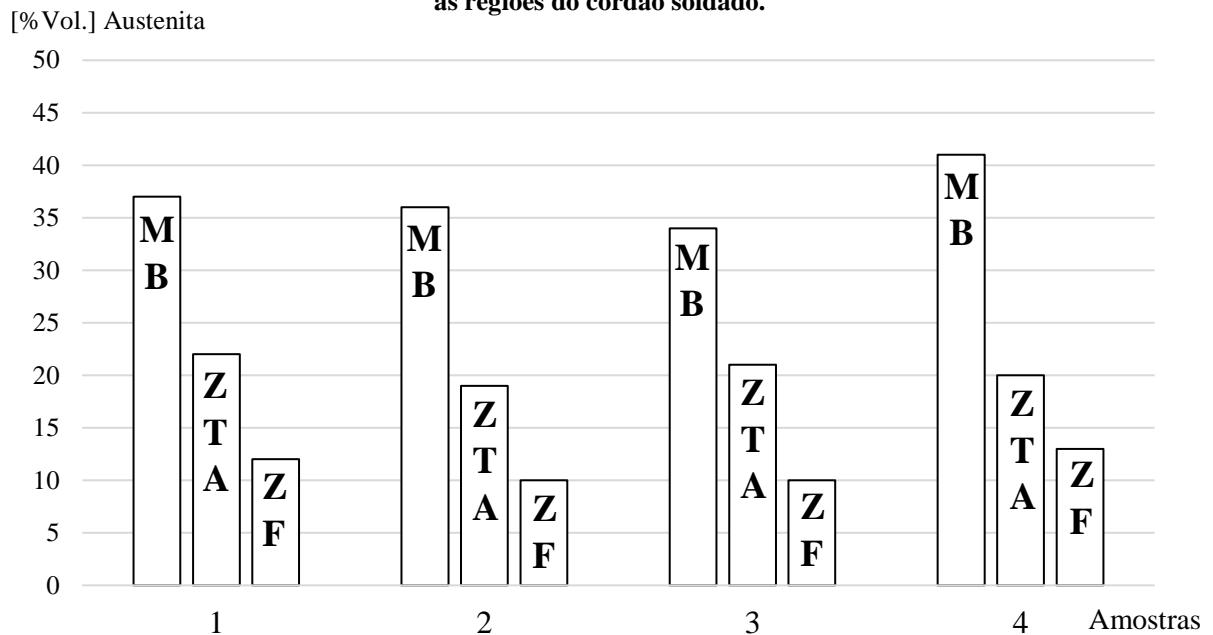


Fonte: Próprio autor.

5.2 Metalografia semiquantitativa

O evidente o desbalanço da estrutura duplex α/γ , detectado por inspeção visual das fotomicrografias das regiões da ZF, ZTA e Interfaces foi confirmado pelo cálculo das frações volumétricas percentuais de austenita e ferrita de acordo com metodologia descrita na seção 4.4. As fotomicrografias binarizadas estão anexadas no Apêndice A. As tabelas com os dados das frações volumétricas percentuais de austenita e ferrita de todas as amostras estão anexadas no Apêndice B. O domínio da fase ferrita sobre a fase austenita nas áreas caracterizadas é demonstrado graficamente na Figura 43 e será interpretado individualmente, por região.

Figura 43 – Fração volumétrica percentual de austenita nas amostras soldadas do AID UNS S32205, todas as regiões do cordão soldado.



Fonte: Próprio autor.

5.2.1 Metalografia semiquantitativa do MB

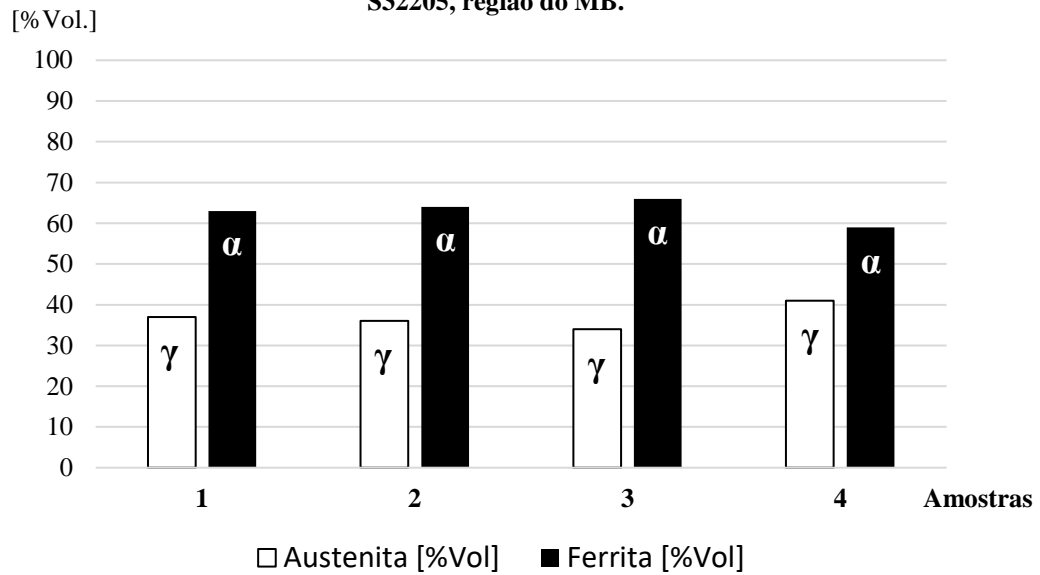
O metal de base (MB) utilizado neste estudo foi o aço inoxidável duplex UNS S32205 na condição laminado a frio. Uma das amostras não passou pela etapa de tratamento térmico de solubilização. Três das amostras foram submetidas ao tratamento térmico de solubilização a 1050°C por 5 (cinco) minutos, seguido de três diferentes condições de resfriamento, como informado nas Tabelas 5 e 7.

A fração volumétrica percentual de austenita e ferrita das amostras, apresentada na Figura 44 e Tabela 7, mostrou pequena ou até mesmo irrelevante diferença entre as amostras. Esta diferença pode ser explicada pelos desafios relacionados a exatidão da metodologia descrita na seção 4.4 e pelo aspecto microestrutural do aço S32205 na região do o metal de base (MB), que não exibiu mudanças relevantes em função da condição das amostras.

Considerando o exposto, a fração volumétrica percentual de austenita média das amostras foi de $37,00 \pm 2,55\%$. Essa fração de fases se encontra dentro dos padrões industriais (fração mínima de 30% austenita) (IMOA, 2009).

O balanço de fases da região do MB não é afetado pelo ciclo térmico do processo de soldagem, portanto é exclusivamente dependente da composição química, histórico térmico e termomecânico do material.

Figura 44 – Fração volumétrica percentual de austenita e ferrita das amostras soldadas do AID UNS S32205, região do MB.



Fonte: Próprio autor.

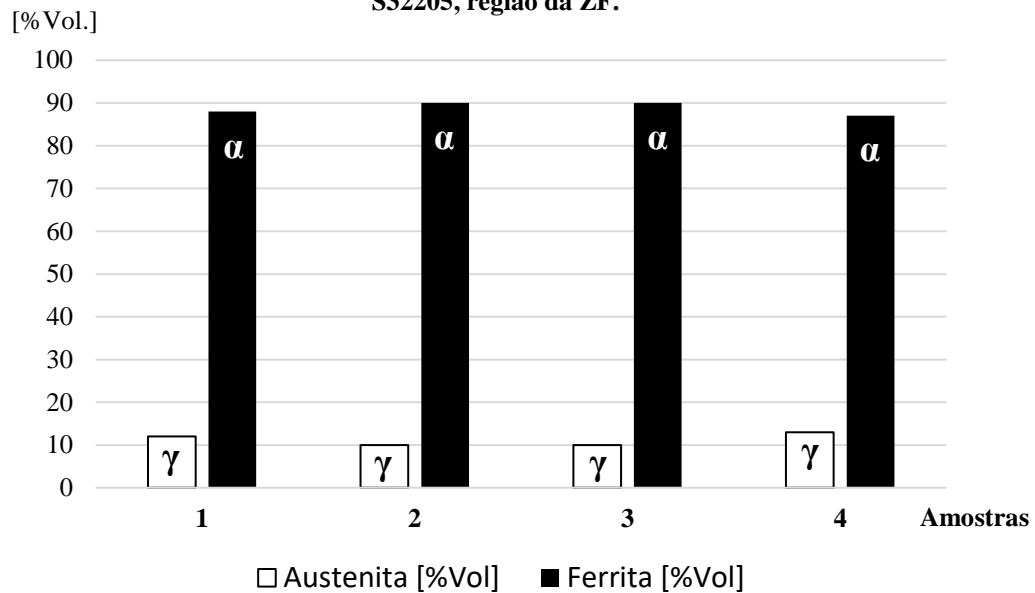
5.2.1 Metalografia semiquantitativa da ZF

Na região da ZF, a diferença na fração volumétrica percentual de austenita e ferrita entre as amostras foi, novamente, irrelevante, portanto a fração volumétrica percentual de austenita média das amostras foi de $11,25 \pm 1,30\%$. A expressiva redução da austenita frente à ferrita pode ser observada na Figura 45 e Tabela 8.

Na ZF, a temperatura foi suficiente para fundir o material. Durante o resfriamento, até a temperatura *solvus* da ferrita, os AID se encontram dentro do campo ferrítico. Abaixo da temperatura *solvus*, inicia-se a precipitação da austenita. Devido à alta velocidade de resfriamento associada ao processo de soldagem, a precipitação de γ é limitada, justificando a baixa fração volumétrica percentual de austenita na ZF (MODENESI, 2011).

A estratégia utilizada para facilitar a precipitação de γ na ZF é a adição de elementos gamagêneos (estabilizadores de austenita) na poça de fusão. Isso é feito utilizando metais de adição com teores de Ni de 2,5 a 3,5% acima do MB e/ou adição de N_2 ao gás de proteção (MODENESI, 2011).

Figura 45 – Fração volumétrica percentual de austenita e ferrita das amostras soldadas do AID UNS S32205, região da ZF.



Fonte: Próprio autor.

5.2.1 Metalografia semiquantitativa da ZTA

A diferença na fração volumétrica percentual de austenita e ferrita entre as amostras foi irrelevante, portanto a fração volumétrica percentual de austenita média das amostras na região da ZF foi de $25,50 \pm 1,12\%$, como pode ser observado na Figura 46 e Tabela 9.

O mecanismo de precipitação da austenita na ZTA é idêntico aos apresentados para a ZF, uma vez que o material é aquecido durante o processo de soldagem, até o campo ferrítico, portanto a precipitação de γ também é limitada devido à alta velocidade de resfriamento associada ao processo de soldagem (RAMÍREZ LONDOÑO, 2001; MODENESI, 2011).

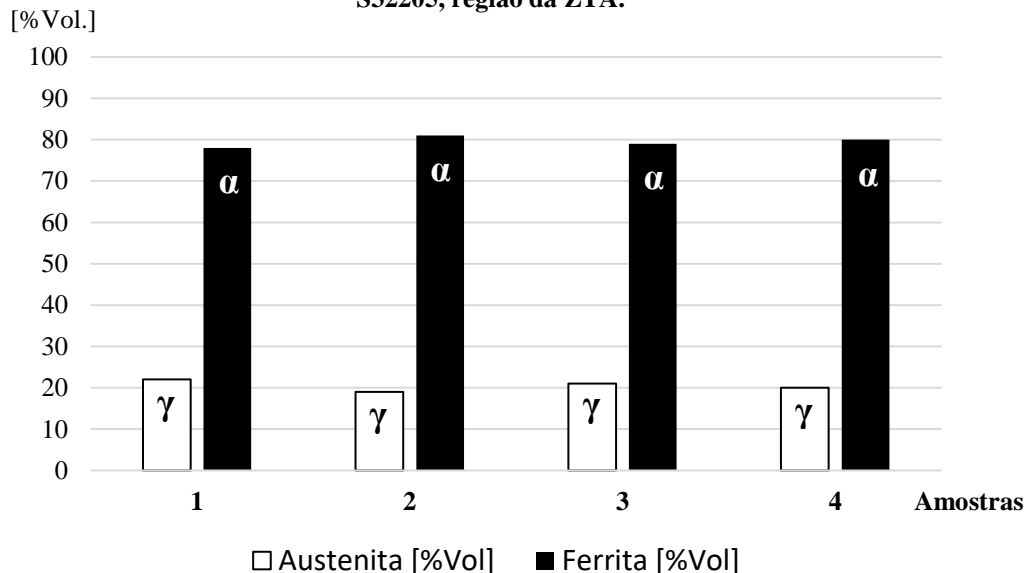
Conforme observado na Figura 43, nota-se um aumento considerável na fração volumétrica de austenita na ZTA comparado a ZF, em todas as amostras. Este resultado pode ser explicado a partir de dois mecanismos distintos: tamanho do grão ferrítico (relação indireta entre tamanho do grão ferrítico e fração volumétrica percentual de austenita) e precipitação de nitretos de cromo (relação indireta entre densidade de nitretos de cromo e fração volumétrica percentual de austenita) (RAMÍREZ LONDOÑO, 2001).

A análise das fotomicrografias permite constatar que os grãos ferríticos são menores na ZTA quando comparado aos grãos da ZF, ocasionando em uma maior área de contorno de grão na ZTA. Como a precipitação da austenita primária alotriomórfica (γ_1) acontece nos contornos de

grãos ferríticos, o aumento da área de contorno de grão na ZTA favorece a precipitação de γ . Uma segunda observação é que a precipitação de nitreto de cromo é consideravelmente maior na ZF quando comparado a ZTA (praticamente ausente nas Interfaces). A precipitação destes nitretos reduz o teor de nitrogênio (elemento estabilizador de austenita) solubilizado na matriz, limitando a precipitação da austenita (KAJIMURA, 1991; RAMÍREZ LONDOÑO, 2001; ATAMERT, 1992).

Considerando o exposto, fica evidente o motivo da presença da austenita primária alotriomórfica (γ_1), austenita secundária de Widmanstätten (γ_{2w}) e austenita secundária intragranular (γ_{2IG}) por toda a microestrutura da ZTA / Interfaces e escassez destas na ZF.

Figura 46 – Fração volumétrica percentual de austenita e ferrita das amostras soldadas do AID UNS S32205, região da ZTA.



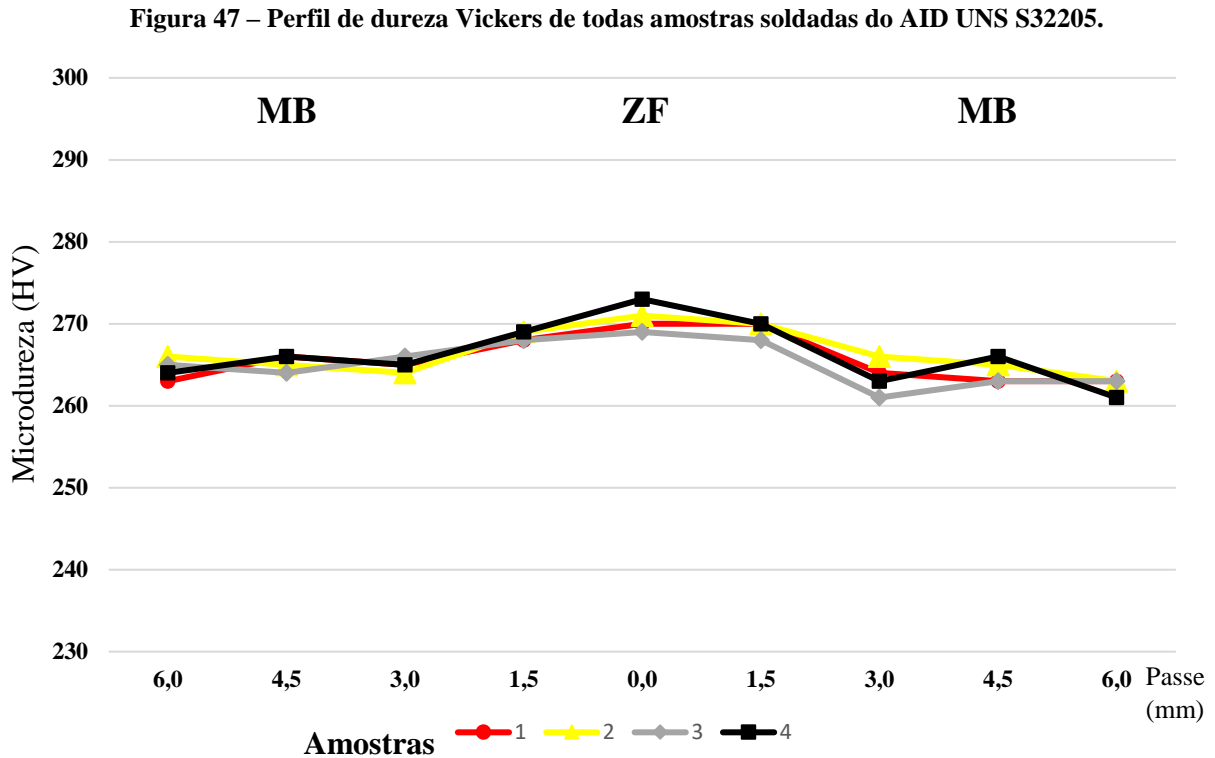
Fonte: Próprio autor.

5.3 Dureza Vickers

Múltiplos estudos investigaram a dureza dos constituintes dos AID. De acordo com KLA-TENCOR (2016), a ferrita é aproximadamente 12% mais dura que a austenita no AID S32205. Outro importante fator a ser considerado é o alto valor de dureza dos nitretos de cromo, próximo dos 1300 Vickers (RAMÍREZ LONDOÑO, 2001).

Diante do exposto, é natural conjecturar resultados dos valores de dureza das regiões do MB, ZTA e ZF de acordo com a fração volumétrica percentual de austenita e densidade de precipitados de nitretos de cromo destas. É expectável maiores valores de dureza para menores

frações de austenita e maior densidade de nitretos de cromo. Na Figura 47 são apresentados os resultados de dureza conforme metodologia citada na seção 4.5.



Fonte: Próprio autor.

Os valores de microdureza Vickers obtidos na ZF estão situados na faixa de 268-275 HV. No MB, os valores de microdureza encontrados foram de 258-268 HV. Nota-se um pequeno, mas estatisticamente relevante, aumento na dureza na região da ZF em comparação com o MB, todavia esse aumento é menor que o esperado. A ZF apresentou fração volumétrica percentual de ferrita e precipitação de nitretos de cromo em níveis consideravelmente maiores que as regiões de ZTA e MB, mas os valores de dureza desta região não apresentaram aumentos expressivos. Uma possível explicação é o tamanho notavelmente reduzido do tamanho de grão da região do MB frente à ZF.

5.4 Norma ASTM G48-03 - Método A

Diante dos resultados da caracterização micrográfica pode-se conjecturar que o ciclo térmico de soldagem pode ter afetado negativamente a resistência à corrosão localizada das amostras por meio de mecanismos distintos: precipitação de austenita secundária e precipitação dos nitretos de cromo.

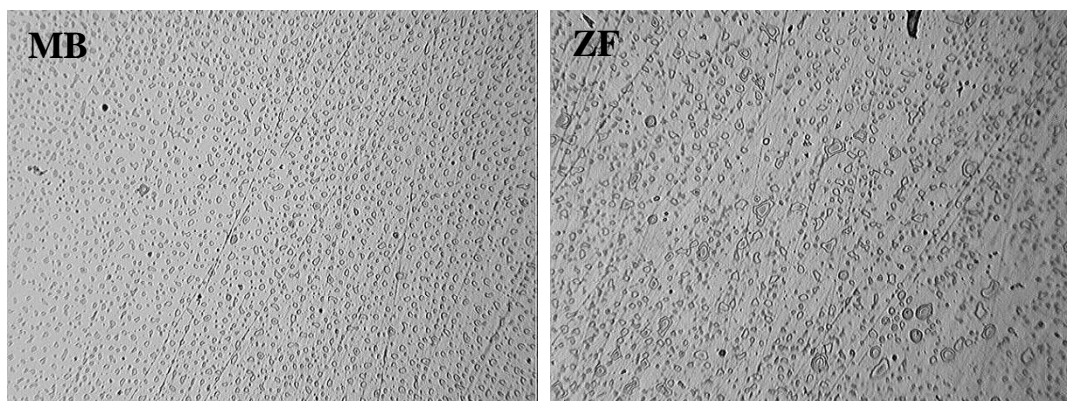
A precipitação dos nitretos de cromo reduz o teor de cromo da matriz adjacente em aproximadamente 3%. Essa pequena redução não explica a queda na resistência à corrosão localizada associada a precipitação destes nitretos. Fenômenos como a corrosão galvânica entre a região empobrecida e a matriz, desarranjo interfacial entre os nitretos e a matriz e esforços internos podem ser fatores relevantes a queda da resistência à corrosão (KAJIMURA, 1991; RAMÍREZ LONDOÑO, 2001; ATAMERT, 1992).

Na austenita secundária, os teores de Cr, Mo e N são menores quando comparados aos da austenita primária, podendo afetar negativamente a resistência à corrosão localizada das amostras que apresentam estes precipitados (NILSSON, 1993; ATAMERT, 1992).

O objetivo principal do ensaio de imersão foi avaliar a susceptibilidade dos cordões soldados à corrosão por pites e sua relação com os precipitados e ferritização dessa região. Nenhuma das amostras apresentou pites por inspeção visual, mesmo sob ampliação de 20X, após imersão em solução de 10% em peso de FeCl_3 na temperatura de 20°C por 48 horas. O processo de soldagem demonstrou não ter afetado a resistência à corrosão por pites nas condições de ensaio descritas na seção 4.6. A ausência de pites em cordões soldados em aços inoxidáveis duplex após ensaios de imersão segundo a norma ASTM G48, na temperatura de 20°C , já foi observada em outros estudos (POLINSKI, 2017; CHAN 2014; ROSSI et al., 2013).

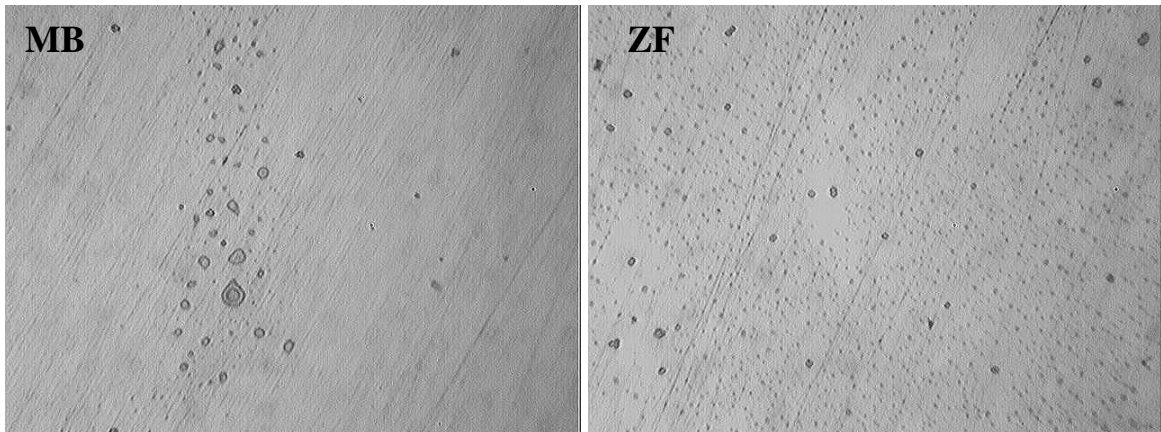
Diante dos resultados da análise das amostras em ampliação 20X, foram feitas fotomicrografias das regiões da ZF e MB, em ampliação 800X, para melhor entender os possíveis efeitos do ciclo térmico de soldagem. Nota-se alta densidade de micro pites em todas as amostras e um aumento desta densidade e tamanho dos pites na região da ZF. Uma possível explicação seriam os níveis consideravelmente maiores de precipitados de nitretos de cromo e austenita secundária na ZF em comparação a região do MB.

Figura 48 – Fotomicrografia da mostra soldada 1 do AID UNS S32205, região do MB e ZF, após 48 de imersão em solução de FeCl_3 temperatura de 20°C , 800x.



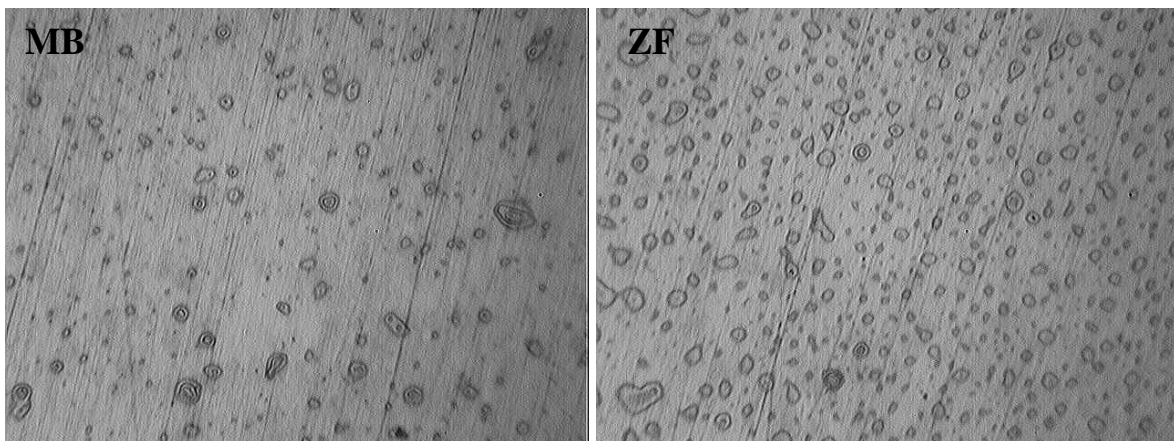
Fonte: Próprio autor.

Figura 49 – Fotomicrografia da mostra soldada 2 do AID UNS S32205, região do MB e ZF, após 48 de imersão em solução de FeCl_3 temperatura de 20°C , 800x.



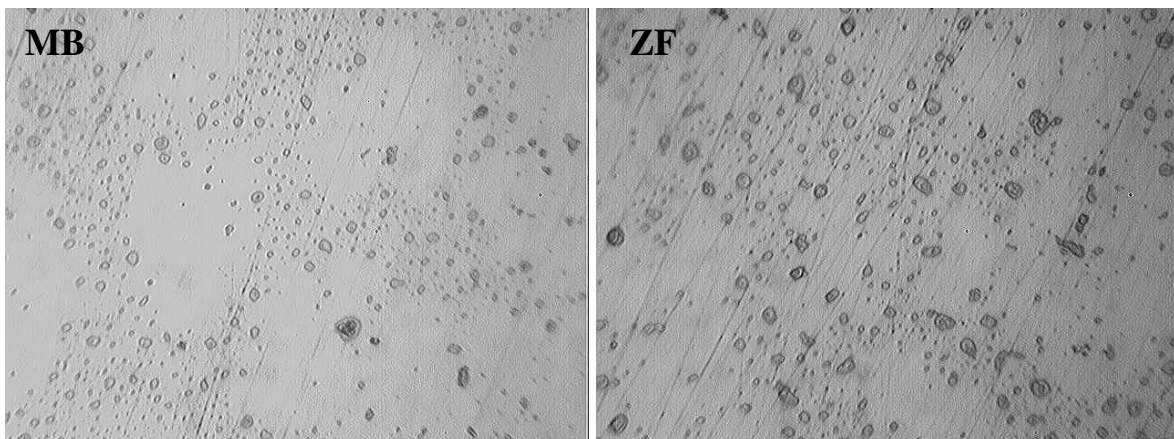
Fonte: Próprio autor.

Figura 50 – Fotomicrografia da mostra soldada 3 do AID UNS S32205, região do MB e ZF, após 48 de imersão em solução de FeCl_3 temperatura de 20°C , 800x.



Fonte: Próprio autor.

Figura 51 – Fotomicrografia da mostra soldada 4 do AID UNS S32205, região do MB e ZF, após 48 de imersão em solução de FeCl_3 temperatura de 20°C , 800x.



Fonte: Próprio autor.

6 CONCLUSÃO

1. O processo de soldagem GTAW (*Gas Tungsten Arc Welding*) na condição autógena e método *bead-on-plate* automatizado foi eficaz em simular ciclos térmicos referentes às juntas soldadas, desconsiderando as variáveis relativas ao metal de adição e da qualidade da união, isolando a variável do ciclo térmico. A soldagem resultou no expressivo desbalanceamento da microestrutura austeno-ferrítica nas regiões da zona termicamente ativada (ZTA) e zona fundida (ZF). A fração volumétrica percentual de austenita das amostras foi de $37,00 \pm 2,55\%$ na região do metal de base (MB), $11,25 \pm 1,30\%$ na região da ZTA e $25,50 \pm 1,12\%$ na região da ZF. Ficou evidente o potencial de ferritização da soldagem GTAW autógena de aços inoxidáveis duplex. A drástica ferritização da ZF pode ser atribuída a velocidade de resfriamento elevada associada a ausência de metal de adição com teores de Ni acima do MB e insuficiência de N₂ no gás de proteção. O considerável aumento de aproximadamente 10% da fração volumétrica percentual de austenita na ZTA quando comparado a ZF deve-se a redução do tamanho dos grãos ferríticos e baixa precipitação dos nitretos de cromo.
2. Os valores de microdureza Vickers obtidos na ZF estão situados na faixa de 268-275 HV. No MB, os valores de microdureza encontrados foram de 258-268 HV. Nota-se um pequeno, mas estatisticamente relevante, aumento na dureza na região da ZF em comparação com o MB, todavia esse aumento é consideravelmente menor que o esperado. Uma possível explicação é o tamanho notavelmente reduzido do tamanho de grão da região do MB frente à ZF.
3. Os resultados do ensaio de imersão descrito na Norma ASTM G48-03 - Método A não foram significantes para permitir comparação entre as regiões da ZF, ZTA e MB. Nenhuma das amostras apresentou pites por inspeção visual, mesmo sob ampliação de 20X, após imersão em solução de 10% em peso de FeCl₃ na temperatura de 20°C por 48 horas. O processo de soldagem demonstrou não ter afetado a resistência à corrosão por pites nas condições de ensaio executadas.
4. Nas regiões da ZF e MB verificou-se elevada densidade de micro pites em todas as amostras, com maior quantidade na região da ZF, sendo esse efeito associado à possível presença de precipitados de nitretos de cromo e austenita secundária na ZF em comparação a região do MB.

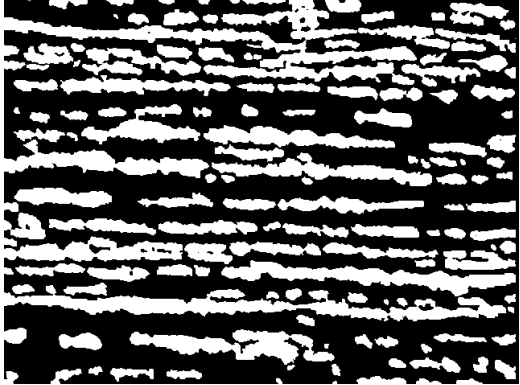
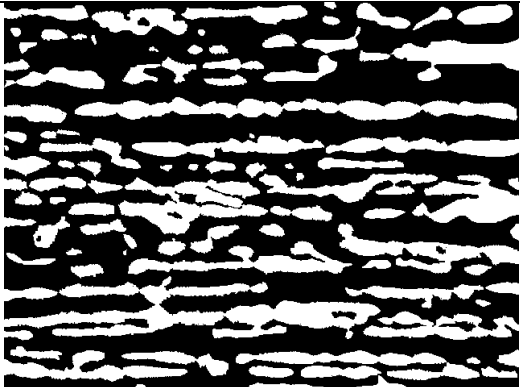
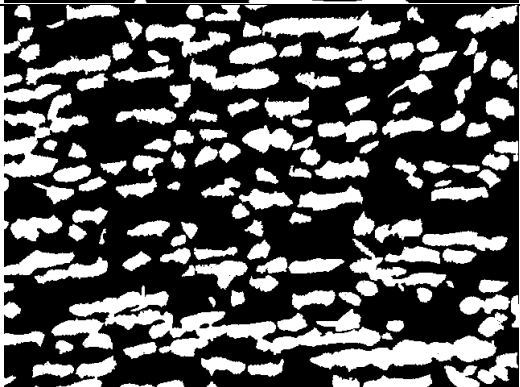
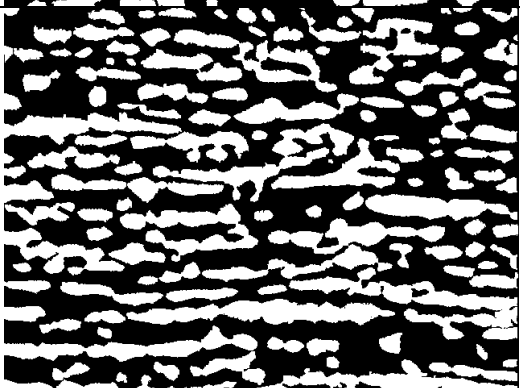
REFERÊNCIAS

1. ARAÚJO, B. I. S. **Estudo da microestrutura e da resistência à corrosão intergranular em chapas soldadas de aços inoxidáveis austeníticos série 304L após goivagem ao arco elétrico**. 2009. 61f. Dissertação (Mestrado em Engenharia Mecânica) – Faculdade de Engenharia do Campus de Guaratinguetá, Universidade Estadual Paulista, Guaratinguetá. 2009.
2. ASTM - American Society for Testing Materials. **ASTM G48-03: Standard Test Methods for Pitting and Crevice Corrosion Resistance of Stainless Steels and Related Alloys by Use of Ferritic Chloride Solution**. Philadelphia, USA (2003).
3. ATAMERT, S.; KING, J.E. **Super duplex stainless steels - part 1 heat affected zone microstructures**. Materials Science and Technology. v. 8, n. 10, p. 896-911, 1992.
4. AURICCHIO, F.; CONSTANTINESCU, A.; SCALET, G. Fatigue of 316L stainless steel notched μm -size components. **International Journal of Fatigue**, Plymouth, v. 68, n. 1, p. 231–247, 2014
5. AWS. **Welding Handbook, Welding Processes** – Part 1, Vol 2, 9th edition, 2002.
6. BRACARENSE, A. Q. **Processo de Soldagem TIG – GTAW**. Belo Horizonte: Universidade Federal de Minas Gerais, Escola de Engenharia. 2000.
7. CARBÓ, H. M. **Aço Inoxidável – Aplicações e Especificação**. São Paulo: Núcleo Inox, Acesita. 2001.
8. CHIAVERINI, V. **Aços e ferros fundidos**. 7.ed. São Paulo: Associação Brasileira de Metalurgia e Materiais – ABM, 1996. 576 p.
9. CRESPO, G. S. **Influência da potência de laser Nd:YAG na soldagem do aço inoxidável duplex UNS S32205**. 2014. 96 f. Dissertação (Mestrado em Engenharia Mecânica) - Faculdade de Engenharia, Universidade Estadual Paulista, Ilha Solteira, 2014.
10. FONTES, T. F., **Efeito da fase alfa linha nas propriedades mecânicas e de resistência à corrosão do aço inoxidável duplex UR 52 N+**. 2009. 91 f. Tese (Mestrado em Tecnologia Nuclear – Materiais) – Instituto de Pesquisas Energéticas e Nucleares, Universidade de São Paulo, São Paulo, 2009.
11. GENTIL, V. **Corrosão**. Rio de Janeiro, Editora LTC, 2007
12. INTERNATIONAL MOLYBDENIUM ASSOCIATION - IMO. **Practical guidelines for the fabrication of duplex stainless steels**. London - England, 2009. 63 p.

13. KAJIMURA, H.; OGAWA, K.; NAGANO, H. **Effects of α/γ phase ratio and N addition on the corrosion resistance of Si-bearing duplex stainless steel in nitric acid**. ISIJ International. v. 31, n. 2, p. 216-222, 1991.
14. KLA-TENCOR. **Mapping the Mechanical Properties of 2205 Duplex Stainless Steel**. Disponível em: <https://www.azonano.com/article.aspx?ArticleID=4247>. Acesso em: 2 de dez. 2018
15. KOTECKI, Demian J. **Some pitfalls in welding of duplex stainless steels**. Disponível em: http://www.scielo.br/scielo.php?script=sci_arttext&pid=S010492242010000400011&lng=en&nrm=iso. Acesso em: 2 de dez. 2018
16. LIPPOLD, J.; BAESLACK, W.; VAROL, I. **Heat-affected zone liquation cracking in austenitic and duplex stainless steels**. Welding Journal (USA), v. 71, n. 1, p. 1, 1988.
17. METALS handbook. **Wrought Stainless Steel: Selection and Application**. 2. ed. ASM, 1994. 362 p.
18. MODENESI, P. J. **Soldabilidade de Algumas Ligas Metálicas**. Belo Horizonte: Universidade Federal de Minas Gerais, Departamento de Engenharia Metalúrgica e de Materiais. 2011.
19. MODENESI, Paulo J. **Introdução à Metalurgia da Soldagem**. Universidade Federal de Minas Gerais. Belo Horizonte, 2012.
20. NILSSON, J.O.; WILSON, A. **Influence of isothermal phase transformations on toughness and pitting corrosion of super duplex stainless steel SAF 2507**. Materials Science and Technology. v. 9, n. 7, p. 545-554, 1993.
21. POLINSKI, E. L. **Influência da energia de soldagem na resistência à corrosão por pites do aço inoxidável duplex SAF 2205**. 2017. Dissertação (Mestrado em Engenharia Mecânica) - Universidade Federal do Rio Grande do Sul, Rio Grande do Sul, 2017.
22. RAMÍREZ LONDOÑO, Antonio José. **Precipitação de fases intermetálicas e austenita secundária na ZAC de soldagens multipasse de aços inoxidáveis duplex**. 2001. Tese (Doutorado em Engenharia Metalúrgica e de Materiais) - Escola Politécnica, Universidade de São Paulo, São Paulo, 2001. doi:10.11606/T.3.2001.tde-02012002-175418. Acesso em: 2018-11-10.
23. ROSSI, W. **Caracterização da liga super duplex UNS 32750 Soldada por laser pulsado ND:YAG**. Instituto de Pesquisas Energéticas e Nucleares – IPEN. São Paulo, 2013
24. SEDRIKS, A. J. **Corrosion of Stainless Steels**. 2ª Edição, New York, USA John Wiley & Sons: Intergranular Corrosion, 1996, 437p.


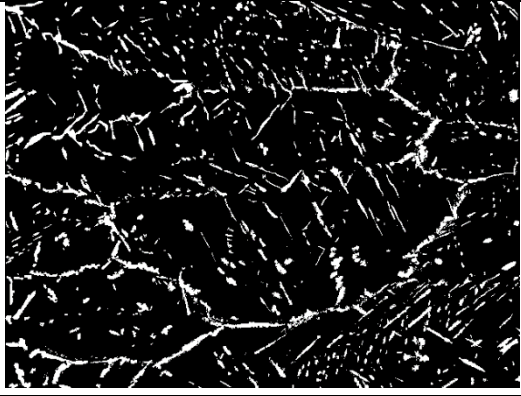
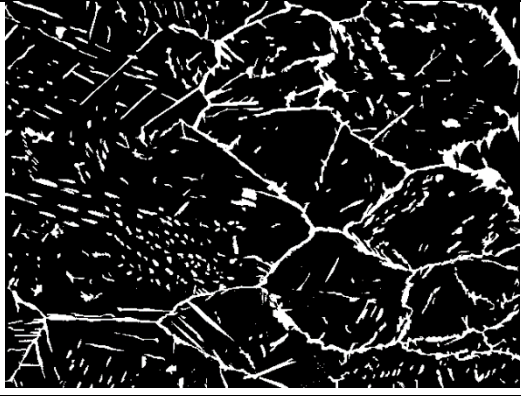
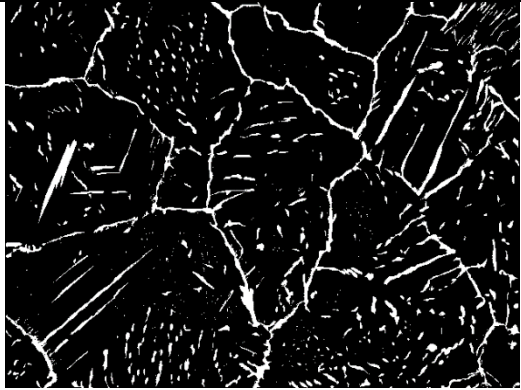
25. SENATORE, M.; FINZETTO, L.; PEREA, E. **Estudo comparativo entre os aços inoxidáveis dúplex e os inoxidáveis aisi 304l/316l**. Rem: Revista Escola de Minas, SciELO Brasil, v. 60, n. 1, p. 175–181, 2007.
26. TANIGUCHI, C.; OKUMURA, T. **Engenharia e soldagem e aplicações**. Rio de Janeiro: LTC, 1982.
27. UME, K. et al. **Influence of thermal history on the corrosion resistance of duplex stainless steel linepipe**. *Materials Performance*. v. 26, n. 8, p. 25-31, 1987.
28. UNSW. **Intergranular Corrosion**. School of Materials Science and Engineering. Disponível em: <http://www.materials.unsw.edu.au/tutorials/online-tutorials/6-intergranular-corrosion>. Acesso em: 2017 nov. 2017.
29. VIDEIRA, A. M. **Influência do aporte térmico da soldagem GTAW no balanço de fases ferrita/austenita do aço inoxidável duplex UNS S32205**. 2016. 98f. Dissertação (Mestrado em Engenharia Mecânica) - Faculdade de Engenharia, Universidade Estadual Paulista, Ilha Solteira, 2016.
30. WAINER, E.; BRANDI, S. D.; MELLO, F. D. H. **Soldagem: processos e metalurgia**. São Paulo: Blucher, 1992.

APÊNDICE A – Fotomicrografias Binarizadas**Figura 52 – Fotomicrografias binarizadas de todas as amostras soldadas do AID UNS S32205, região do MB, 800x.**

Amostra	Fotomicrografia Binarizada	
1		
2		
3		
4		

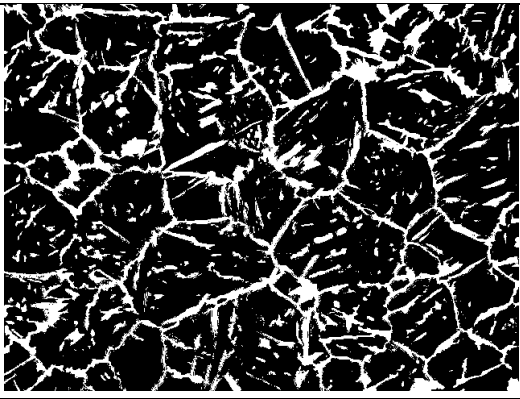

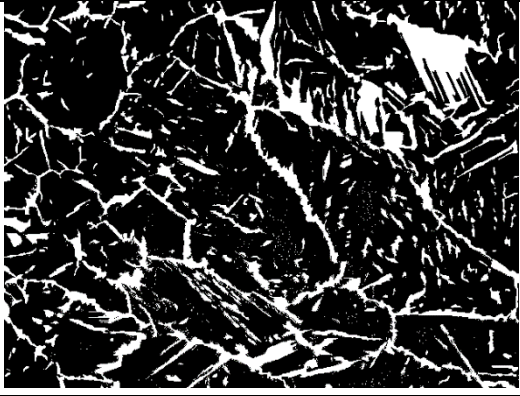
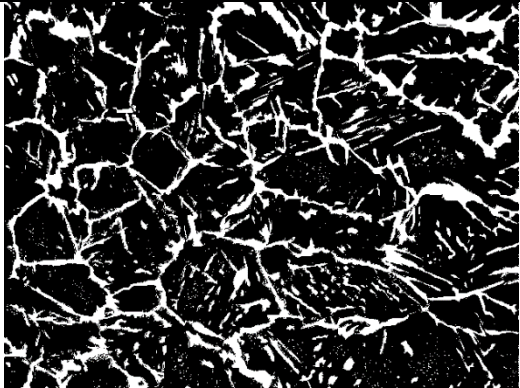
Fonte: Próprio autor.

Figura 53 – Fotomicrografias binarizadas de todas as amostras soldadas do AID UNS S32205, região da ZF, 100x.

Amostra	Fotomicrografia Binarizada	
1		
2		
3		
4		

Fonte: Próprio autor.

Figura 54 – Fotomicrografias binarizadas de todas as amostras soldadas do AID UNS S32205, região da ZTA, 100x.

Amostra	Fotomicrografia Binarizada	
1		
2		
3		
4		

Fonte: Próprio autor.

APÊNDICE B – Fração Volumétrica Percentual de Austenita e Ferrita

Tabela 7 – Tratamento térmico, condições de resfriamento e fração volumétrica percentual de ferrita e austenita das amostras soldadas de UNS S32205, região do MB.

Amostra	Tratamento Térmico	Condição de Resfriamento	Austenita [%Vol]	Ferrita [%Vol]
1	-	-	37	63
2	Solubilização	Resfriamento parcial ar/água	36	64
3	Solubilização	Resfriamento ao ar	34	66
4	Solubilização	Resfriamento em água	41	59

Fonte: Próprio autor.

Tabela 8 – Tratamento térmico, condições de resfriamento e fração volumétrica percentual de ferrita e austenita das amostras soldadas de UNS S32205, região da ZF.

Amostra	Tratamento Térmico	Condição de Resfriamento	Austenita [%Vol]	Ferrita [%Vol]
1	-	-	12	88
2	Solubilização	Resfriamento parcial ar/água	10	90
3	Solubilização	Resfriamento ao ar	10	90
4	Solubilização	Resfriamento em água	13	87

Fonte: Próprio autor.

Tabela 9 – Tratamento térmico, condições de resfriamento e fração volumétrica percentual de ferrita e austenita das amostras soldadas de UNS S32205, região da ZTA.

Amostra	Tratamento Térmico	Condição de Resfriamento	Austenita [%Vol]	Ferrita [%Vol]
1	-	-	22	78
2	Solubilização	Resfriamento parcial ar/água	19	81
3	Solubilização	Resfriamento ao ar	21	79
4	Solubilização	Resfriamento em água	20	80

Fonte: Próprio autor.