



UNIVERSIDADE
FEDERAL DO CEARÁ

Centro de Tecnologia
Departamento de Engenharia Metalúrgica e de Materiais

Vitor Leão Sousa Bezerra

INFLUÊNCIA DO TEOR DE N_2 E DA DILUIÇÃO NA SOLDAGEM MIG/MAG
DO AÇO INOXIDAVEL SUPERDUPLEX UNS 32750(SAF 2507) SOBRE O
BALANÇO DE FASES DA ZONA FUNDIDA.

FORTALEZA
2019

VITOR LEÃO SOUSA BEZERRA

INFLUÊNCIA DO TEOR DE N₂ E DA DILUIÇÃO NA SOLDAGEM MIG/MAG
DO AÇO INOXIDAVEL SUPERDUPLEX UNS 32750(SAF 2507) SOBRE O
BALANÇO DE FASES DA ZONA FUNDIDA.

Trabalho de conclusão do curso de Engenharia
Metalúrgica e de Materiais da Universidade
Federal do Ceará.

Orientador: Prof. Dr. Hélio Cordeiro de Miranda.

FORTALEZA

2019

Dados Internacionais de Catalogação na Publicação
Universidade Federal do Ceará
Biblioteca Universitária
Gerada automaticamente pelo módulo Catalog, mediante os dados fornecidos pelo(a) autor(a)

B469i Bezerra, Vitor Leão Sousa.
Influência do teor de n2 e da diluição na soldagem mig/mag do aço inoxidável superduplex uns 32750 (SAF 2507) sobre o balanço de fases da zona fundida / Vitor Leão Sousa Bezerra. – 2019.
68 f. : il. color.

Trabalho de Conclusão de Curso (graduação) – Universidade Federal do Ceará, 3, Fortaleza, 2019.
Orientação: Prof. Dr. Hélio Cordeiro de Miranda.

1. Aço inoxidável . 2. Superduplex. 3. Influência do N2 e da diluição. 4. Balanço de fases. I. Título.
CDD

VITOR LEÃO SOUSA BEZERRA

INFLUÊNCIA DO TEOR DE N₂ E DA DILUIÇÃO NA SOLDAGEM MIG/MAG
DO AÇO INOXIDAVEL SUPERDUPLEX UNS 32750(SAF 2507) SOBRE O
BALANÇO DE FASES DA ZONA FUNDIDA.

Trabalho de conclusão do curso de Engenharia
Metalúrgica e de Materiais da Universidade
Federal do Ceará.

Aprovada em: 16/12/2019.

BANCA EXAMINADORA

Prof. Dr. Hélio Cordeiro de Miranda (Orientador)
Universidade Federal do Ceará (UFC)

Prof. Dr. Cleiton Carvalho Silva
Universidade Federal do Ceará (UFC)

Prof. Dr. Willys Machado Aguiar
Instituto Federal do Ceará (IFCE)

Aos meus pais, Carmem e Francisco.
Às minhas irmãs, Cristianne e Julianne.
À minha namorada, Amanda.

AGRADECIMENTOS

Aos meus pais, Carmem e Francisco, por todo apoio, amor e carinho dedicados a mim sempre.

Às minhas irmãs Cristianne e Julianne, pelos conselhos, apoio, amor, brincadeiras e por serem grandes exemplos para mim.

À minha namorada Amanda, pelo amor, carinho, paciência e companheirismo durante toda essa caminhada.

Ao professor e orientador Dr. Hélio Cordeiro de Miranda, pela orientação nesse trabalho e por abrir as portas para esses anos de laboratório.

Ao professor Dr. Marcelo Ferreira Mota, pelas pela parceria e conselhos durante a jornada do Gás de Purga.

Aos professores participantes da banca examinadora Dr. Cleiton Carvalho Silva e Dr. Willys Machado Aguiar pela dedicação e conselhos durante a elaboração desse trabalho e todos meus anos no laboratório.

Aos amigos da graduação, em especial Gabriel Melo, Renato Bezerra, Felipe Wendrio, Bruno, Karine, Victor, Lucas Tavares, Péricles, Matheus Rodrigues por toda a amizade e incentivo para a realização deste trabalho.

Aos meus amigos do LPTS, Daut Couras, Nathália Escóssio, Pedro Helton, Tathiane Caminha, Geórgia, David Silva, Bruno, e todos os demais colaboradores por todos os conselhos e ensinamentos.

Aos bons amigos que a vida me trouxe, em especial Aline Feitosa, por sua alegria e presença na minha vida e Tiago Mendes pela amizade e ensinamentos de uma área tão diferente da minha.

À Universidade Federal do Ceará, pela oportunidade de um grande aprendizado, desafios e amigos ao longo dos anos de graduação.

“A educação é a arma mais poderosa que
você pode usar para mudar o mundo.”

Nelson Mandela

RESUMO

Os aços inoxidáveis superduplex são amplamente utilizados em uma grande variedade de ramos industriais devido possuírem boas propriedades mecânicas e excelente resistência à corrosão. Entre esses setores um que possui grande destaque é o setor de petróleo e gás, no qual esses materiais são submetidos a condições adversas de temperatura, pressão e meios agressivos. As propriedades desses aços estão diretamente ligadas ao seu balanço de fases que podem ser alterados devido condições de processamento e métodos de fabricação. A soldagem é um desses processos, sendo amplamente utilizado como método de fabricação de equipamentos que possuem esses materiais como metal de base. Assim, conhecendo o impacto da soldagem sobre o balanço de fases desses aços, o presente trabalho propõe o estudo da influência do teor de nitrogênio nas misturas do gás de proteção e da diluição de elementos de liga sobre o balanço de fases e a precipitação de nitretos do aço inoxidável superduplex UNS 32750(SAF 2507) na soldagem pelo processo MIG/MAG visando amenizar os efeitos provocados pelo ciclo térmico. Foram realizadas soldagens de duas camadas de revestimento defasadas entre si com diferentes teores de nitrogênio no gás de proteção para então serem soldados cordões em simples deposição sobre cada uma dessas camadas e sobre o metal de base para avaliar a influência do teor de nitrogênio sobre o balanço de fases. Uma dessas condições foi soldada com argônio puro para avaliar o efeito da diluição de elementos de liga. Foi verificado que a adição do níquel por meio do metal de adição aumenta a fração de austenita na zona fundida. Para o efeito do teor de nitrogênio foi constatado o aumento da fração de austenita com o aumento da quantidade de nitrogênio no gás de proteção. Quando avaliamos ambos os efeitos combinados verificamos uma maior relevância do efeito do gás de proteção sobre o efeito da diluição. Com isso pode ser concluído que esses efeitos possuem impactos diretos sobre a fração de austenita formada na microestrutura podendo tanto amenizar e corrigir o desbalanceamento de fases provocado pelo ciclo térmico quanto prejudicar as propriedades do material com um aumento exagerado da fase austenítica.

Palavras-chave: aço inoxidável superduplex, influência do N₂ e da diluição, balanço de fases

ABSTRACT

Superduplex stainless steels are widely used in a wide variety of industries because of their good mechanical properties and excellent corrosion resistance. Among these sectors, one that is very prominent is the oil and gas sector, where these materials are subjected to adverse temperature and pressure conditions. The properties of these steels are directly linked to their phase balance that can be altered due to processing conditions and manufacturing methods. The MIG/MAG welding process is widely used as a manufacturing method of equipment that has these materials as base metal. Thus, knowing the impact of welding on the phase balance of these steels, this study proposes to evaluate the influence of nitrogen content in the mixtures of shielding gas and the dilution of alloy elements on the phase balance and the precipitation of nitrides of Cr in superduplex stainless steel (UNS 32750 (SAF 2507) in the MIG/MAG welding process in order to mitigate the effects caused by the thermal cycle. Welding of two layers of coatings with different levels of nitrogen in the shielding gas was carried out in order to then weld single deposition beads on each of these layers and on the base metal to evaluate the influence of the nitrogen content on the phase balance. One of these conditions was welded with pure argon to evaluate the effect of the dilution of alloying elements. It was found that addition of nickel by means of the filler metal increases the austenite fraction in the molten zone. In addition the effect of the nitrogen content it was found the increase of the austenite fraction with the increase of the amount of nitrogen in the shielding gas. When evaluated both combined effect shown a greater relevance of the shielding gas effect in comparison with the dilution effect. Thus, it can be concluded that these effects have direct impacts on the austenite fraction formed in the microstructure and can both soften and correct the phase unbalance caused by the thermal cycle and impair the material properties with an exaggerated increase of the austenitic phase.

Keywords: superduplex stainless steel, N₂ and dilution influence, phase balance

LISTA DE FIGURAS

Figura 1 - Gráfico ilustrando a passividade dos aços-cromo exposto por 10 anos a uma atmosfera industrial.	200
Figura 2- Efeito do teor de nitrogênio e da fração de ferrita na quantidade de Cr ₂ N precipitado na ZAC de um AID.	223
Figura 3 - Microestrutura típica de um aço inoxidável duplex UNS S31803. Ataque 40% HNO ₃	234
Figura 4 - Seção do diagrama ternário Fe-Cr-Ni para 70% Fe.	245
Figura 5 - Equipamento do Processo de Soldagem MIG/MAG.	256
Figura 6 - Representação do ciclo térmico sobre algumas regiões do cordão de solda.	289
Figura 7 - Curva de repartição térmica sobre uma junta soldada.	289
Figura 8 - Diagrama esquemático mostrando as mudanças microestruturais que ocorrem na junta soldada de um aço inoxidável duplex.	2930
Figura 9 - Ciclo térmico esquemático da ZAC de um aço inoxidável duplex.	312
Figura 10 - Bancada montada para execução das soldagens.	345
Figura 11 - Microscópio óptico utilizado nas micrografias.	356
Figura 12 - Fluxograma geral da metodologia.	367
Figura 13 - Esquemático da soldagem de amateigamento do arame-eletrodo AWS ER2594.	389
Figura 14 - Esquemático da soldagem dos revestimentos.	389
Figura 15 - Representação esquemática da soldagem das condições definitivas.	3940
Figura 16 - Representação das regiões de retirada das amostras.	401
Figura 17 - Montagem da microestrutura da zona fundida. Aumento 200X. Ataque 40% HNO ₃	423
Figura 18 - Representação da região analisada no microscópio.	423
Figura 19 - Representação da quantificação de uma micrografia por meio do programa SRVNA.	434
Figura 20 - Microestrutura do metal de base. Aumento 200X. Ataque 40% HNO ₃	445
Figura 21 - Soldagem do amateigamento com arame-eletrodo AWS ER2594.	467
Figura 22 - Soldagem de camadas de revestimento com arame-eletrodo AWS ER2594.	46
Figura 23 - Soldagem definitivas das condições A) Argônio Puro e B) Argônio + 2,5% de Nitrogênio.	489
Figura 24 - Soldagem definitivas das condições A) Argônio + 7% de Nitrogênio e B) Argônio + 10% de Nitrogênio.	4950
Figura 25 - Análise de variância do aumento da camada sobre a fração de austenita.	512
Figura 26 - Efeito da Composição Química sobre a Fração de Austenita.	523
Figura 27 - Montagem das micrografias das condições de argônio puro. A) C10C, B) C11C, C) C12C. Aumento de 200X e ataque 40% HNO ₃	544
Figura 28 - Influência do teor de nitrogênio no gás de proteção sobre a fração de austenita.	577
Figura 29 - Relação entre fração de austenita e o teor de nitrogênio no gás de proteção.	578

Figura 30 - Montagem das micrografias das condições soldadas sobre metal de base.com diferentes gases de proteção. A) Argônio Puro, B) Arg. + 2,5%N ₂ . Aumento de 200X e ataque 40% HNO ₃	6060
Figura 31 - Montagem das micrografias das condições soldadas sobre metal de base.com diferentes gases de proteção. A) Arg. + 7% N ₂ , B) Arg. +10% N ₂ . Aumento de 200X e ataque 40% HNO ₃	611
Figura 32 - Gráfico da fração de austenita x diluição x teor de nitrogênio.....	632

LISTA DE TABELAS

Tabela 1- Tipos de Aços Inoxidáveis.....	18
Tabela 2- Potencial de ionização e condutividade térmica de gases de proteção do arco elétrico em soldagem.	267
Tabela 3- Composição Química Metal de Base SAF 2507.	334
Tabela 4- Composição química metal de solda AWS ER2594.....	334
Tabela 5: Gases de proteção utilizados e nomenclatura das condições.	334
Tabela 6: Valores de pressão e vazão utilizados na mistura.....	345
Tabela 7- Parâmetros de soldagem do amanteigamento do arame-eletrodo AWS ER2594.	378
Tabela 8 - Parâmetros de soldagem definitivas.	3940
Tabela 9 - Nomenclatura das amostras e suas condições de soldagem.	412
Tabela 10 - Valores e médias das quantificações do metal de base.....	45
Tabela 11 - Parâmetros obtidos com os ensaios exploratórios.....	456
Tabela 12 - Composição química do arame-eletrodo AWS ER2594.....	467
Tabela 13 - Valores médios de cromo e níquel em cada camada de revestimento.	478
Tabela 14 - Parâmetros de soldagem utilizados para condição de gás de proteção	4950
Tabela 15 - Valores medidos e médias das quantificações da soldagem com argônio puro.	512
Tabela 16 - Tabela com a composição química dos cordões da condição de argônio puro.	523
Tabela 17 - Valores medidos e médias das quantificações da soldagem sobre o metal de base com diferentes teores de nitrogênio no gás de proteção.	566
Tabela 18 - Valores médios obtidos das macrografias das amostras soldadas sobre o metal de base com diferentes teores de nitrogênio no gás de proteção.	588
Tabela 19 - Valores calculados da área depositada e valores medidos da área de reforço	599
Tabela 20 - Valores médios de fração de ferrita e austenita para cada amostra. ...	623

SUMÁRIO

Resumo	08
Abstract	09
Lista de Figuras	10
Lista de Tabelas	12
1 - Introdução	15
2 - Objetivos	17
3 - Revisão Bibliográfica	17
3.1 Aços Inoxidáveis	17
3.2 Aços Inoxidáveis Duplex (AID) e Super Duplex (AISD)	18
3.3 Elementos de Liga	18
3.3.1 Cromo	19
3.3.2 Níquel	20
3.3.3 Nitrogênio	21
3.3.4 Manganês	22
3.4 Microestrutura	23
3.5 Soldagem MIG/MAG	24
3.5.1 Gás de Proteção.....	25
3.5.2 Ciclo e Repartição Térmica.....	27
3.6 Soldagem dos AID's.....	29
3.6.1 Zona Fundida.....	30
3.6.2 Zona Afetada pelo Calor (ZAC)	30
4 – Materiais e Métodos	33
4.1 Materiais.....	33
4.2 Metodologia.....	36
4.2.1 Etapa I - Caracterização do Metal de Base e Metal de Adição.....	37
4.2.2 Etapa II – Soldagem Exploratória	37
4.2.3 Etapa III – Soldagem do Amanteigamento e dos Revestimentos.....	37
4.2.4 Etapa IV – Soldagens Definitivas.....	38
4.2.5 Etapa V – Caracterização Metalúrgica	40
4.2.5.1 Corte e Preparação das Amostras.....	40
4.2.5.2 Microscopia Óptica e Quantificação de Fases	41
5 – Resultados e Discussão	44

5.1 Etapa I - Caracterização do Metal de Base e Metal de Adição	44
5.2 Etapa II – Soldagens Exploratórias	45
5.3 Etapa III - Soldagem do Amanteigamento e dos Revestimentos	45
5.4 Etapa IV – Soldagens Definitivas	47
5.5 Etapa V – Caracterização Metalúrgica	50
5.5.1 Efeito da Diluição	50
5.5.2 Efeito do Gás de Proteção	56
5.5.3 Efeito Combinado do Gás de Proteção e da Diluição	62
6 – Conclusão	64
7 – Sugestões Para Trabalhos Futuros	65
8 – Referências Bibliográficas	66

1. Introdução

As indústrias no setor de Petróleo e Gás estão operando sobre condições cada vez mais severas, sendo assim necessário o uso de materiais mais resistentes a esses ambientes. Dentre esses materiais, os aços inoxidáveis apresentam grande importância, destacando-se os aços inoxidáveis duplex (AID) e superduplex (AISD), que, em razão de seu balanço de fases apresentarem ótimas propriedades que combinam excelente resistência a corrosão e boas propriedades mecânicas substituem os aços inoxidáveis austeníticos nas suas aplicações na indústria.

Os aços inoxidáveis da família dos duplex, são ligas à base de Fe-Cr-Ni que apresentam uma estrutura bifásica, composta por ferrita (α) e austenita (γ), com proporções próximas de 50%. Como as excelentes propriedades desses materiais estão diretamente ligadas ao seu balanço de fase, a modificação dessa proporção pode ocasionar perda dessa resistência mecânica gerando riscos de acidentes nas suas aplicações.

A mudança na proporção das fases pode ocorrer por diversos fatores, tais como condições de processamento e métodos de fabricação. No que se refere aos métodos de fabricação, temos o processo de soldagem como um dos mais relevantes e impactantes, possuindo grande utilização, seja na fabricação de novos componentes seja no reparo de equipamentos com essas ligas.

O processo de soldagem MIG/MAG é amplamente utilizado na indústria por possuir uma grande produtividade com custo relativamente baixo. Além disso, a flexibilidade com a alteração no formato de onda da corrente de soldagem e a composição do gás de proteção e dos metais de adição são algumas das vantagens desse processo.

A soldagem por fusão desses materiais impõe ciclos de aquecimento e resfriamento que alteram a microestrutura desses aços. Essas alterações acontecem devido às altas taxas de resfriamento geradas por esses ciclos térmicos que inibe a formação de austenita, promovendo o aumento da porcentagem de ferrita na matriz e

ocasionando perdas significativas nas principais propriedades do material. Isso acarreta em perda das vantagens dos AID e AISD sobre os aços inoxidáveis tradicionais.

A soldagem multipasse pode, além de desequilibrar o balanço de fases, induzir a precipitação de nitretos de cromo, caso esteja presente o nitrogênio, devido a esse tipo de soldagem promover o reaquecimento de parte do material.

Esse nitrogênio juntamente com o níquel pode estar presente para amenizar o problema do balanço de fases. Esses elementos auxiliados pelo controle da diluição tem o potencial para corrigir o desbalanceamento de fases provocado pelos ciclos térmicos da soldagem devido às suas características de favorecer a formação e/ou estabilização da austenita que é a fase mais afetada pelo ciclo térmico.

A diluição por sua vez consiste na parcela do metal de base que participa da composição da zona fundida produzida pela soldagem por fusão. Assim como a adição tanto de níquel quanto nitrogênio pode ser realizada por meio do metal de adição, o controle da diluição possibilita a maior eficiência desses elementos. O nitrogênio também pode ser adicionado por meio de misturas no gás de proteção tendo o aumento do teor de N_2 impacto direto na microestrutura do material.

O teor de nitrogênio no gás de proteção também interfere no comportamento do arco voltaico, que pode provocar alterações na diluição do cordão de solda. Dessa forma o estudo sobre a combinação dos efeitos do teor de nitrogênio no gás de proteção e da composição química é de grande importância para aplicação industrial, dado o potencial desses efeitos tanto para amenizar e corrigir o desbalanceamento de fases promovido pelo ciclo térmico da soldagem quanto prejudicar as propriedades do material por meio do aumento exagerado da fração de austenita na microestrutura.

Assim, o presente trabalho propõe estudar a influência do teor de nitrogênio no gás de proteção e da diluição sobre o balanço de fases aço inoxidável superduplex UNS 32750(SAF 2507) e avaliar a interação do efeito do teor de nitrogênio no gás de proteção e da composição química.

2. Objetivos

- Avaliar a influência do teor de nitrogênio na mistura do gás de proteção e da diluição de elementos de liga sobre o balanço de fases e precipitação de nitretos do aço inoxidável superduplex UNS 32750(SAF 2507).
- Avaliar a interação do efeito combinado da adição de elementos de liga pelo arame-eletrodo e adição de nitrogênio pelo gás de proteção sobre o balanço de fases.

3. Revisão Bibliográfica

3.1 Aços Inoxidáveis

Os aços inoxidáveis possuem boas propriedades mecânicas e recebem essa nomenclatura devido sua boa resistência a corrosão e a oxidação em altas temperaturas. Esses aços precisam apresentar baixo teor de carbono e um teor de cromo de no mínimo 10,5% em sua composição para serem caracterizados como aço inoxidável (LIPPOLD & KOTECKI, 2005) podendo alguns desses aços possuírem teores maiores de 30% dependendo das propriedades desejadas. Essas ligas são compostas principalmente por Fe-Cr-Ni sendo esses dois últimos os principais elementos responsáveis pela alta resistência em meio agressivos (CHIAVERINI, 1988).

Esses aços possuem uma grande variedade de aplicações nas indústrias: química, automobilística, de geração de energia, aeronáutica, de alimentos e na construção civil devido sua combinação de boas propriedades mecânicas e resistência a corrosão. Algumas dessas aplicações são para fabricação de tubulações de petróleo, peças para fornos e caldeiras, componentes elétricos, entre outros (DAVIS, 2001).

Esses aços são classificados pelas fases predominantes em sua microestrutura (LIPPOLD; KOTECKI, 2005). Essa classificação é dividida em 5 grupos (Tabela 1), onde cada grupo apresenta resistência mecânica próprias e dentro de cada grupo existe uma variedade de composições, que mesmo possuindo propriedades similares,

essa alteração nos elementos de liga possibilita que um mesmo grupo seja utilizado em ambientes com níveis de corrosão distintos (DAVIS, 2001).

Tabela 1 - Tipos de Aços Inoxidáveis.

Grupos de Aços Inoxidáveis
- Martensíticos (4XX)
- Ferríticos (4XX)
- Austeníticos (2XX, 3XX)
- Duplex (Ferrita + Austenita)
- Endurecíveis por Precipitação

Fonte: LIPPOLD; KOTECKI, 2005 (adaptado).

3.2 Aços Inoxidáveis Duplex (AID) e Super Duplex (AISD)

O grupo dos aços inoxidáveis duplex é caracterizado por apresentar uma matriz bifásica composta por ferrita e austenita, na temperatura ambiente, com proporções aproximadamente iguais. Esses aços combinam elevada resistência mecânica com alta resistência a corrosão, principalmente a corrosão por pites (Pardal, 2013). Em comparação com o grupo dos aços austeníticos ambos possuem resistência a corrosão próximas, porém os AID's possuem melhores propriedades mecânicas devido apresentar na sua estrutura a fase ferrítica equilibrada (SILVA, 2010). Ao se comparar com os aços ferríticos é observando uma resistência a corrosão mais elevada, assim os AID's buscam combinar as melhores propriedades de ambas as fases presentes (Zamprogno, E. B. 2010).

Contudo essa combinação de fases exige um custo mais elevado comparado aos aços austeníticos devido uma maior quantidade de elementos de liga em sua composição e a necessidade de um rigoroso controle termomecânico dos produtos forjados. Outro fator importante é a necessidade de um controle para um correto balanço de fases visando a quantidade ideal de austenita e ferrita durante o processo de fabricação desses aços (LIPPOLD; KOTECKI, 2005).

Esse controle é vital para a utilização dos AID's devido suas ótimas propriedades estarem diretamente ligadas ao seu balanço de fases, sendo quantidades equivalentes de ferrita e austenita (50/50), considerada o valor ideal (DAVIS, 2001).

3.3 Elementos de Liga

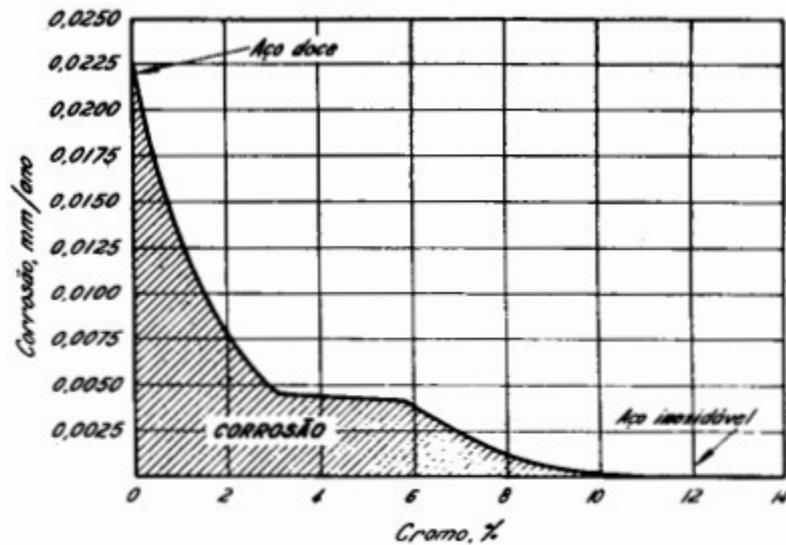
Os elementos de liga possuem grande importância para as ligas metálicas devido sua influência direta nas propriedades desses materiais pela alteração dos teores presentes na liga. Assim o conhecimento dos efeitos desses elementos sobre o material é fundamental para compreender de que forma pode ocorrer contribuição ou prejuízo nas propriedades dos aços.

3.3.1 Cromo

O cromo é o elemento mais importante para os aços inoxidáveis e tem como efeito benéfico proporcionar maior resistência a corrosão à liga. Esse aumento acontece devido a formação de uma camada fina de óxido na superfície do material originada pela reação do cromo com o ar atmosférico. Essa camada é estável e resistente, atuando então como uma camada passivadora e promovendo uma proteção contra o ataque de meios corrosivos. Esse efeito da passivação pode ser visualizado no gráfico dos aços-cromo expostos por 10 anos a um ambiente industrial (Figura 01). Se observa que o aumento da quantidade de cromo presente possui relação direta no aumento da resistência a corrosão, devido a redução da taxa de corrosão, podendo resultar numa imunidade total ao ataque de meios corrosivos com valores acima de 10%.

Em pequenos teores o cromo proporciona somente um aumento da resistência mecânica, porém com o aumento desse teor temos um aumento tanto da resistência a corrosão quanto a resistência a oxidação (LIPPOLD & KOTECKI, 2005).

Figura 1 - Gráfico ilustrando a passividade dos aços-cromo exposto por 10 anos a uma atmosfera industrial.



FONTE: CHIAVERINI, 2005.

Outro efeito do cromo como elemento de liga é atuar como estabilizador da ferrita, sendo assim classificado como elemento alfacêneo e responsável pela estabilização da mesma nos aços inoxidáveis ferríticos (LIPPOLD & KOTECKI, 2005). Por ser o principal elemento para essa formação de ferrita temos a equação de cromo equivalente (Equação 01) que apresenta o efeito de outros elementos que também promovem a estabilidade da microestrutura ferrita (GUNN, 1997).

$$\text{Cr(eq)} = \% \text{Cr} + \% \text{Mo} + 0.7 \times \% \text{Nb} \quad \text{Equação (1)}$$

Apesar de todos os benefícios com o aumento do teor de cromo no aço, um aumento excessivo nesse teor prejudica as propriedades desse material devido proporcionar a precipitação de fases intermetálicas, como fase sigma, que reduz a resistência a corrosão, a ductilidade e a tenacidade dessas ligas.

3.3.2 Níquel

O níquel é o principal elemento que promove a estabilização da microestrutura austenítica. A presença desse elemento nos aços melhora suas propriedades mecânicas, como ductilidade, tenacidade e soldabilidade (DAVIS, 2001). Assim, como há uma equação para o cromo também existe uma equação para o níquel equivalente (Equação 02) que considera os elementos que estabilizam a microestrutura austenítica (GUNN, 1997).

$$\text{Ni(eq)} = \% \text{Ni} + 35 \times \% \text{C} + 20 \times \% \text{N} + 0.25 \times \% \text{Cu} \quad \text{Equação (2)}$$

Para o balanço de fases ferrita/austenita, na microestrutura dos aços inoxidáveis, é vital um equilíbrio entre as duas equações, ou seja, elementos ferritizantes precisam ser balanceados levando em consideração os elementos austenitizantes para assim se obter o balanço desejado dessas microestruturas (GUNN, 1997).

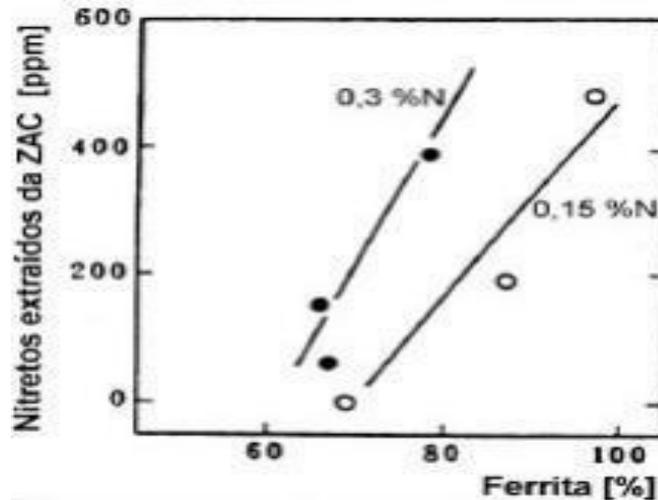
A adição de níquel possui maior efetividade no controle da razão ferrita/austenita do que a taxa de resfriamento comparando os processos GTAW (Gas Tungsten Arc Welding) e EBW (Electron Beam Welding) na soldagem do UNS S31803 (MUTHUPANDI, *et al.*, 2003).

3.3.3 Nitrogênio

A adição de nitrogênio aos aços duplex é utilizada para melhorar a resistência a corrosão por pites e promover o endurecimento estrutural por meio de soluções sólidas intersticiais, que aumentam os limites de resistência sem o prejuízo na tenacidade (LILJAS, 1986; CHIAVERINI, 2002; MORENO, 2004). O aumento do teor de nitrogênio provoca uma elevação na temperatura *solvus*. Esse aumento na temperatura acarreta na precipitação de austenita em temperaturas mais altas aumentando assim a precipitação de austenita de Widmanstätten enquanto para teores mais baixos temos o aumento de austenita intragranular (SVENSSON, 1986; CHARLES, 1994). Dessa forma a adição desse elemento apresenta uma maior influência como estabilizador da austenita no metal de solda do que o níquel (MUTHUPANDI, 2005).

Por essas características esse elemento geralmente é usado como substituto para quantidades de níquel, devido o valor mais elevado do níquel sobre o nitrogênio. Porém essa substituição promove um aumento na quantidade de nitretos formados sendo diretamente relacionado com a quantidade de nitrogênio presente no material. A figura 2 ilustra a quantidade de nitretos extraídos da ZAC de um AID em relação a quantidade de nitrogênio e de ferrita na liga (KOMIZO *et. al*, 1991).

Figura 2 - Efeito do teor de nitrogênio e da fração de ferrita na quantidade de Cr₂N precipitado na ZAC de um AID.



FONTE :RAMIREZ – LONDONO apud KOMIZO et. al ,2001.

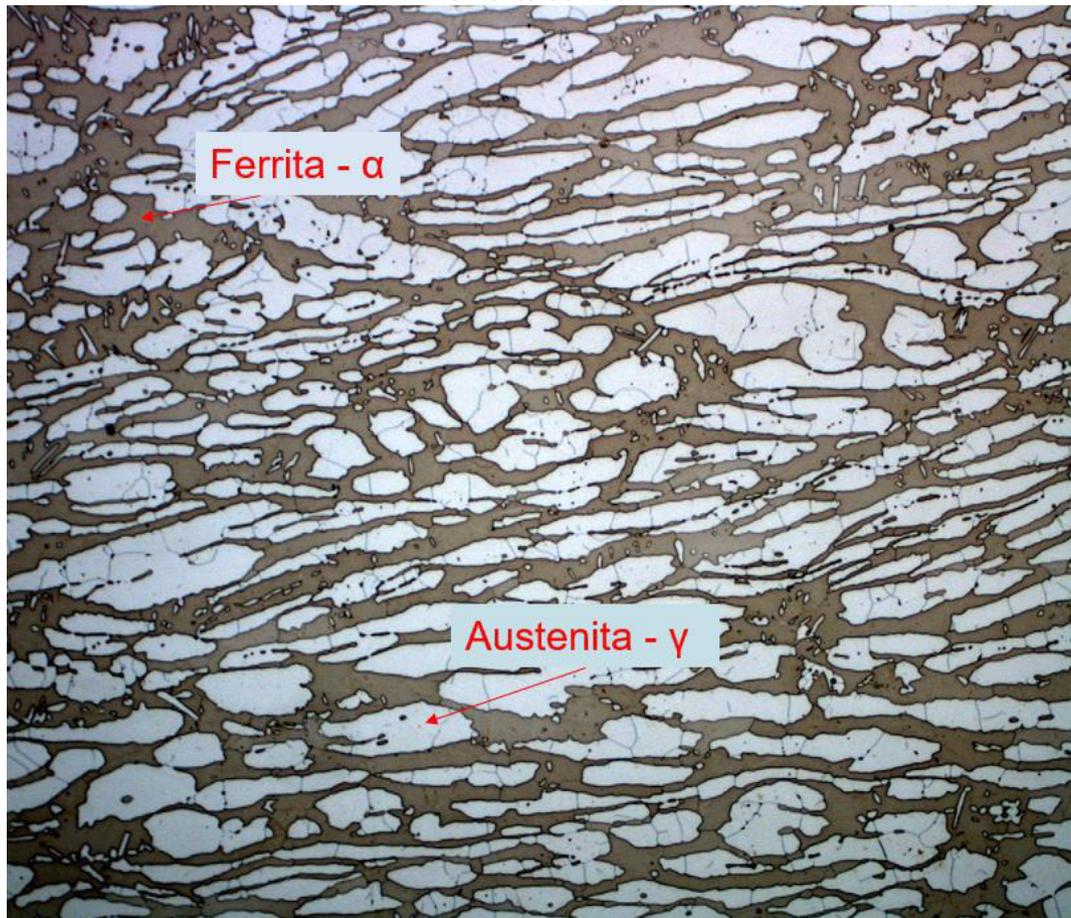
3.3.4 Manganês

O manganês é outro elemento estabilizador da austenita e sua adição promove um aumento na resistência a abrasão e ao desgaste (GUNN, 1997). O aumento do teor desse elemento também promove o aumento da solubilidade do nitrogênio na austenita e a combinação de ambos melhora a resistência a corrosão por pites desse material (LIPPOLD & KOTECKI, 2005). Dessa forma um maior teor de nitrogênio necessita de percentuais mais elevados de manganês para proporcionar esse aumento de solubilidade (CHANCE, 1993).

3.4 Microestrutura

A microestrutura típica dos aços inoxidáveis duplex apresenta uma matriz de ferrita (alfa) com ilhas de austenita (gama) distribuídas nessa matriz. A Figura 03 apresenta um exemplo dessa microestrutura.

Figura 3 - Microestrutura típica de um aço inoxidável duplex UNS S31803. Ataque 40% HNO_3 . Aumento de 200x.



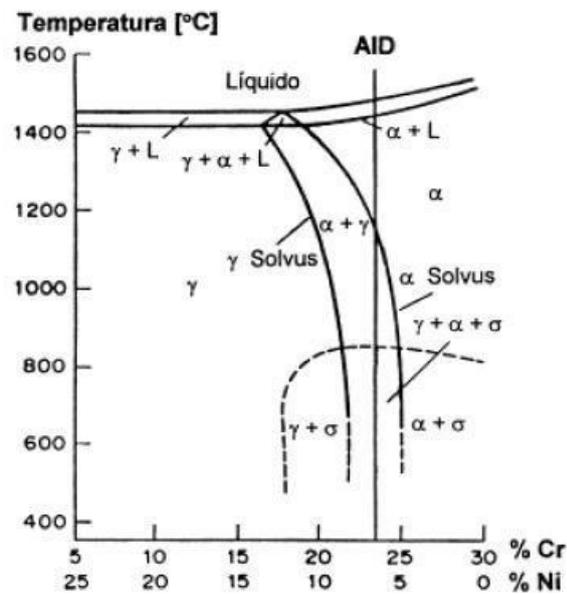
Fonte: Elaboração própria.

Para essas ligas apresentarem as propriedades desejadas para suas aplicações é necessário que o balanço dessas fases seja de aproximadamente 50% de austenita para 50% de ferrita para assim garantir a boa resistência a corrosão e ótimas propriedades mecânicas. Esse balanço tem relação direta com a composição da liga e das taxas de resfriamento a qual foi submetido (LIPPOLD; KOTECKI, 2005).

A figura 04 ilustra esquematicamente, pelo diagrama pseudo-binário 70%Fe-Cr-Ni, a solidificação da ferrítica de um AID que possui uma composição química típica. Partindo da fase líquida temos a geração de ferrita até todo o líquido se transformar, para então a partir dessa matriz ferrítica começar a nucleação da austenita, tanto no contorno de grão como no interior da matriz. Assim observamos que esses aços se solidificam inicialmente somente em ferrita. Esse efeito ocorre devido a maior quantidade de elementos alfa-gêneos presentes na composição do material, principalmente o cromo (LIPPOLD; KOTECKI, 2005).

Podemos observar que essa nucleação e formação da austenita somente acontece abaixo da linha *solvus* da ferrita, ou seja, em altas temperaturas (acima da linha *solvus*) esses aços apresentam estrutura completamente ferrítica, com isso as operações de trabalho a quente com esses aços ocorrem, na maioria dos casos, abaixo da linha *solvus* visando a coexistências das duas fases (LIPPOLD & KOTECKI, 2005; NILSSON, 1992; KARLSSON, 1999).

Figura 4 - Seção do diagrama ternário Fe-Cr-Ni para 70% Fe.



Fonte: MENEZES, 2005

3.5 Soldagem MIG/MAG

O processo de soldagem MIG/MAG pode ser definido com um processo a arco elétrico entre um eletrodo, não revestido, de alimentação contínua e uma poça de fusão. A diferença das nomenclaturas é baseada na composição do gás de proteção utilizado na soldagem. Se for utilizado um gás ou uma mistura de gases inertes é denominado soldagem MIG enquanto se for houver a presença de algum gás ativo é chamado de MAG.

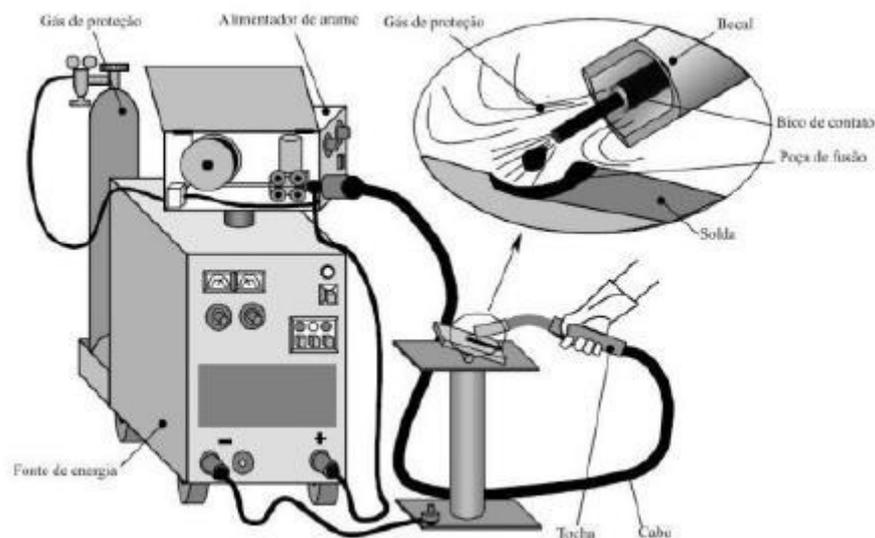
A soldagem MIG/MAG possui uma grande variedade de parâmetros que devem ser levados em consideração, essas variáveis são: tensão de soldagem, corrente de soldagem, velocidade de alimentação, velocidade de soldagem, diâmetro do arame-eletrodo, tipo e vazão de gás de proteção, distância bico de contato peça (DBCP),

composição do arame-eletrodo, posicionamento da tocha, indutância e técnica de manipulação da tocha de soldagem (Aguiar, 2010).

Essa grande variedade de parâmetros que podem ser alterados é uma vantagem desse processo, pois permite sua utilização em diversas condições diferentes. Outras vantagens são sua elevada produtividade com sua alta taxa de fusão do arame-eletrodo, uma grande gama de transferências metálicas, não produzir escoria, poder utilizar altas velocidades de soldagem e a liberdade de aplicação automática ou semiautomática, pois esse processo não necessita da influência do operador na alimentação do metal de solda.

Todos esses fatores contribuem para a crescente aplicação desse método de soldagem nos processos industriais e com o aumento do seu uso acarreta na redução dos custos tanto dos equipamentos quanto dos consumíveis usados durante a soldagem. Um esquemático de uma bancada de soldagem MIG/MAG está representado na Figura 05.

Figura 5 - Equipamento do Processo de Soldagem MIG/MAG.



Fonte: MIRANDA(1999).

3.5.1 Gás de Proteção

O gás de proteção tem como principal papel proteger a poça de fusão da ação dos gases da atmosfera por meio de uma barreira física que evita as reações,

principalmente com os gases oxigênio, nitrogênio e hidrogênio presentes no ar. Essa proteção é necessária para prevenir os defeitos ligados a presença demasiada desses elementos na poça de fusão. A composição química do gás de proteção tem impacto direto sobre parâmetros como a estabilidade do arco, geometria do cordão de solda, penetração e nos custos desse processo (Miranda,1999).

Nesse processo de soldagem para se obter uma estabilização do arco voltaico é necessário a ionização do gás de proteção. Essa ionização consiste da expulsão de elétrons das camadas mais externas em temperaturas mais altas, sendo assim os elementos diferem em facilidade de se ionizar. Essa propensão do gás ser ionizado é chamado de potencial de ionização e afeta na abertura e estabilidade do arco além da capacidade de conduzir corrente elétrica. Elementos associados, como O₂, N₂ e CO₂, precisam primeiro dissociar para então serem ionizados. A Tabela 02 apresenta o potencial de ionização de alguns gases (Tatagiba,2012).

Tabela 2 - Potencial de ionização (PI) e condutividade térmica de gases de proteção do arco elétrico em soldagem.

.Gás	Símbolo Químico	PI (eV)
Argônio	Ar	15,8
Dióxido de Carbono	CO2	14,4
Hélio	He	24,6
Hidrogênio	H2	13,5
Nitrogênio	N2	14,5
Oxigênio	O2	13,2

Fonte: Scotti e Ponomarev,2008.

O argônio é um gás inerte com baixo potencial de ionização facilitando assim a estabilidade do arco. Esse gás é o mais utilizado no processo MIG/MAG e geralmente está presente em uma maior proporção quando utilizado em misturas, pois sua densidade próxima do ar lhe confere uma maior proteção durante a soldagem (Scotti e Ponomarev, 2008).

O nitrogênio também pode ser utilizado como gás de proteção e apresenta um potencial de ionização menor que o argônio melhorando assim a estabilidade do arco, porém é normalmente utilizado em pequenas proporções nas misturas. A adição de 1-10% de nitrogênio ao gás de proteção propicia o aumento no teor de nitrogênio na Zona Fundida (ZF) e mantém o teor original na Zona Afetada pelo Calor (ZAC). Esse acréscimo de nitrogênio na mistura do gás de proteção com argônio também promove um aumento significativo na resistência ao impacto na zona fundida, com valores próximos ao dobro da resistência encontrada em condições sem essa adição de elemento (Lacerda, 2007).

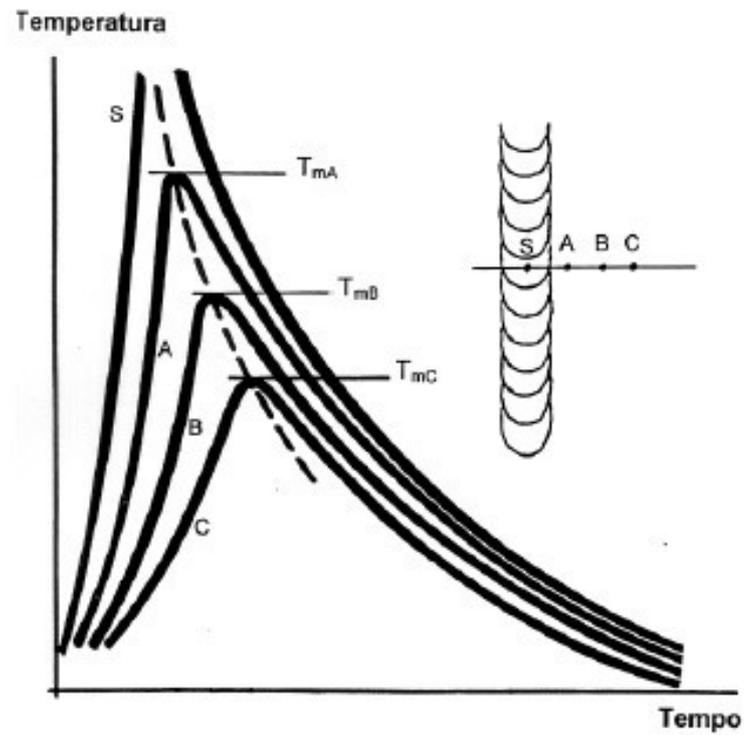
Os efeitos de elemento gamagênico também estão presentes quando é utilizado como gás de proteção, assim seu uso produz um aumento na fração volumétrica de austenita (Still, 1994). Outro benéfico ao ser utilizado na soldagem dos AID's é seu aumento na resistência a corrosão por pites mesmo em ambientes com alta concentração de cloretos (Kim, 2003).

3.5.2 Ciclo e Repartição Térmica

A história térmica é determinada pelas propriedades físicas do material, pela temperatura inicial do metal de base, pela geometria da junta, pela energia de soldagem e é formada pelos ciclos térmicos e pela repartição térmica.

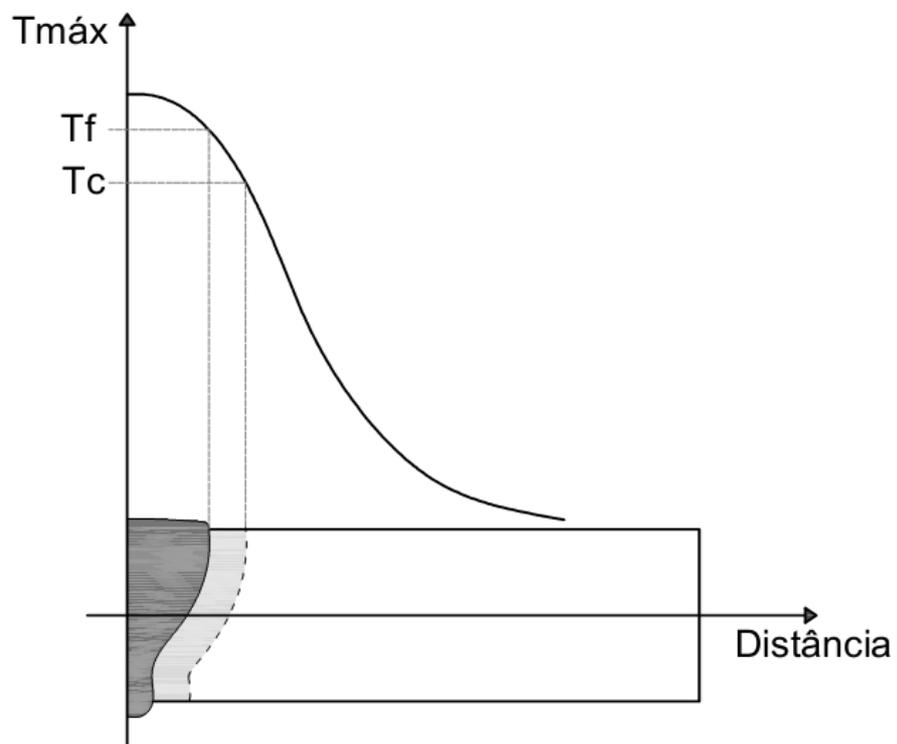
O ciclo térmico representa a variação da temperatura pelo tempo para um determinado ponto da junta soldada (Figura 06) enquanto a repartição térmica está ligada a variação de temperatura máxima dos ciclos térmicos com a distância do centro do cordão de solda. (Figura 07). A repartição térmica é responsável pela extensão da zona fundida (ZF) e da zona afetada pelo calor (ZAC) (RAMIREZ, 2001; KOU, 2003; EASTERLING K, 1992).

Figura 6 - Representação do ciclo térmico sobre algumas regiões do cordão de solda.



Fonte: Easterling K, 1992.

Figura 7 - Curva de repartição térmica sobre uma junta soldada.



Fonte: Easterling K, 1992.

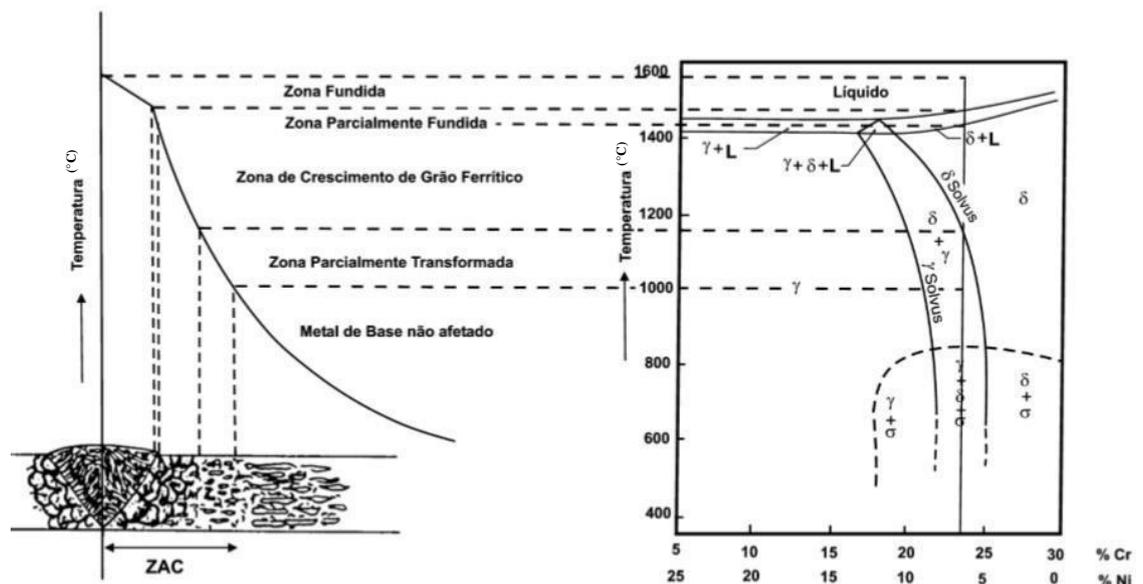
3.6 Soldagem dos AID's

Os processos de soldagem promovem mudanças microestruturais devido o ciclo térmico que submetem aos materiais. No caso dos AID's essas possíveis alterações são perigosas devido suas excelentes propriedades estarem diretamente ligadas as proporções similares das suas fases. Então é comum a soldagem provocar tanto mudanças nesse balanço das fases quanto a proporcionar a precipitação de fases indesejadas comprometendo ainda mais a utilização dessas ligas (LONDOÑO, 1997).

As regiões produzidas pelo processo de soldagem são denominadas Zona Fundida e Zona Afetada pelo Calor e ambas têm sua microestrutura modificada pelo ciclo térmico originado pela solda. A composição química do material também influencia na microestrutura formada e pode ser alterada tanto por meio da adição de arame-eletrodo, com uma composição diferente do metal de base, quanto pelo gás de proteção utilizado durante a soldagem (LONDOÑO, 1997).

Na Figura 08 podemos observar um esquemático das possíveis alterações que podem ocorrer durante a soldagem de uma junta de um AID.

Figura 8 - Diagrama esquemático mostrando as mudanças microestruturais que ocorrem na junta soldada de um aço inoxidável duplex.



Fonte: PESSOA, 2015 (adaptado).

Visando conseguir um balanceamento bifásico adequado para a microestrutura dessas ligas temos que um fator primordial é a energia de soldagem, pois esse fator está diretamente ligado as velocidades de resfriamento das regiões afetadas. Utilizando energias mais altas temos uma menor velocidade de resfriamento e isso propicia a formação e nucleação da austenita na microestrutura final, porém esse resfriamento mais devagar também permite a nucleação de fases indesejáveis e um maior tamanho de grão na ZAC. Analisando para energias mais baixas temos o aumento na velocidade de resfriamento que acaba prejudicando o surgimento de austenita, devido redução do tempo disponível para nucleação e precipitação da mesma, promovendo assim uma microestrutura com um teor mais elevado tanto de ferrita quanto de nitretos de cromo. Dessa forma o controle do ciclo térmico se torna muito necessário para evitar os extremos e assim prevenir a redução das propriedades do material como tenacidade e resistência a corrosão (MUTHUPANDI, *et al.*, 2003; LONDOÑO, 1997).

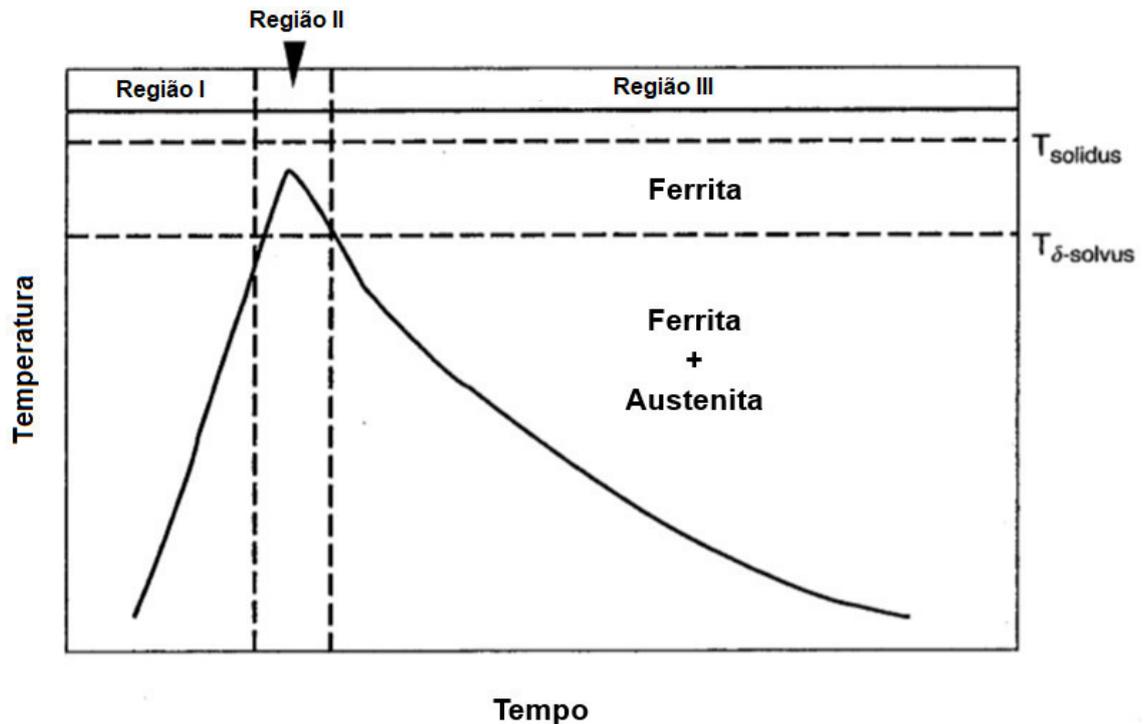
3.6.1 Zona Fundida

A solidificação da zona fundida acontece de forma epitaxial e depois difusional, promovendo assim uma estrutura colunar e grosseira de grãos ferríticos. Então se inicia a nucleação e precipitação da austenita e outras fases formando assim a microestrutura final composta de uma matriz ferrítica e ilhas de austenita que dependendo das velocidades de resfriamento podem apresentar três morfologias distintas: alotriomórfica de contorno de grão, Widmanstätten e intragranular (MUTHUPANDI, *et al.*, 2003; LONDOÑO, 1997).

3.6.2 Zona Afetada Pelo Calor (ZAC)

O ciclo térmico oriundo do processo de soldagem promove alterações no metal de base. Essa região afetada é denominada Zona Afetada pelo Calor (ZAC) e está localizada entre a zona fundida e o metal de base. O tamanho dessa zona depende dos parâmetros de soldagem, da composição química do material e da geometria da região soldada (LONDOÑO, 1997). A Figura 09 apresenta um ciclo térmico esquemático do comportamento de um AID que possui uma microestrutura totalmente ferrítica em altas temperaturas.

Figura 9 - Ciclo térmico esquemático da ZAC de um aço inoxidável duplex.



Fonte: LIPPOLD; KOTECKI, 2005.

A análise das transformações microestruturais desse ciclo térmico será discutido separadamente por regiões.

Na região I do esquemático temos o aquecimento do metal de base até temperaturas próximas da linha *solvus* da ferrita. Isso implica na transformação da austenita em ferrita por meio da difusão até a microestrutura do material apresentar somente ferrita. Fases precipitadas por processos termomecânicos anteriores, como nitretos e carbonetos, também são dissolvidos por esse efeito (LIPPOLD; KOTECKI, 2005). Porém na prática essa curva de aquecimentos acontece com grande rapidez e as diferentes morfologias apresentadas são mais definidas pela região II.

A região II é constituída inteiramente por ferrita. A temperatura e o tempo de permanência determinam o tamanho dos grãos. Um crescimento exagerado desses grãos pode ocasionar reduções significativas na tenacidade do material, além de impactar a formação da austenita na região III devido a diminuição da área de contornos de grão (LONDOÑO, 1997; LIPPOLD; KOTECKI, 2005).

A região III apresenta um resfriamento contínuo do material. Durante esse resfriamento temos a precipitação da austenita a partir dos contornos de grão da ferrita

e ocorrendo em paralelo também temos a precipitação de fases secundárias. A taxa de precipitação da austenita está diretamente ligada a taxa de resfriamento do material. Assim um resfriamento mais elevado proporciona uma redução na formação da austenita ao ponto de prejudicar o balanço de fases na ZAC. Alterações nos teores de ferrita e austenita, junto do resfriamento rápido, provocam um favorecimento na precipitação de carbonetos e nitretos na ferrita. Assim um aumento na velocidade de resfriamento provoca uma redução na quantidade de austenita formada, que por sua vez, aumenta a precipitação de carbonetos e nitretos nessa região (LONDOÑO, 1997; LIPPOLD; KOTECKI, 2005).

4. Materiais e Métodos

4.1 Materiais

O metal de base utilizado nesse estudo foi o aço inoxidável superduplex UNS 32750 (SAF 2507) com sua composição química apresentada na Tabela 03.

Tabela 3 - Composição Química Metal de Base SAF 2507.

Composição	V	Cr	Mn	Co	Ni	Cu	Nb	Mo	W	Fe
SAF 2507	0,1	24,8	0,8	0,3	7,1	0,2	0,0	4,0	0,1	Bal

Fonte: Elaboração própria.

Para o metal de adição foi selecionado o arame-eletrodo de Ø1,2 mm da liga AWS ER2594 (Tabela 4).

Tabela 4 - Composição química metal de solda AWS ER2594.

Composição	C	Cr	Mn	Si	Ni	N	P	Mo	Cu	Fe
AWS ER 2594	0,03 máx	24,0 – 27,0	2,5 máx	1,0 máx	8,0 – 10,5	0,20 – 0,30	0,03 máx	2,5 – 4,5	1,5 máx	Bal.

Fonte: Weld-inox, 2019.

Foram estabelecidos quatro gases de proteção diferentes para as soldagens que estão apresentadas na Tabela 05.

Tabela 5 - Gases de proteção utilizados e nomenclatura das condições.

Gás de Proteção	Nomenclatura Designada para a Condição
Argônio Puro	C1
Argônio + 2,5% de nitrogênio	C2
Argônio + 7% de nitrogênio	C3
Argônio + 10% de nitrogênio	C4

Fonte: Elaboração própria.

A utilização dessas misturas procura avaliar a influência do nitrogênio como gás de proteção sobre o balanço de fases da zona fundida dado suas características como elemento austenitizante.

Para as condições com argônio puro e argônio + 2,5% de nitrogênio foram utilizados cilindros comerciais com vazão de 15 l/min. No caso das outras duas misturas foram feitas no próprio laboratório por meio de um misturador.

Os cálculos para a mistura dos gases foram baseados nas pressões. Assim foi realizado a medida de vazão para 2 kgf/cm² de nitrogênio e 2 kgf/cm² de argônio sendo obtidos os valores de 24 l/min e 20 l/min respectivamente. Com base nos dados dispostos acima chegamos aos valores apresentados na Tabela 6.

Tabela 6 - Valores de pressão e vazão utilizados na mistura.

Mistura	Pressão de N ₂	Pressão de Ar	Vazão de N ₂	Vazão de Ar	Vazão de Soldagem
Arg + 7%N	0,16 kgf/cm ²	2,2 kgf/cm ²	2 l/min	22 l/min	15 l/min
Arg + 10%N	0,16 kgf/cm ²	1,5 kgf/cm ²	2 l/min	15 l/min	14 l/min

Fonte: Elaboração Própria.

As soldagens foram realizadas com o auxílio de um braço mecânico em uma bancada robotizada. Essa bancada consiste na fonte eletrônica, tendo sido utilizada em corrente pulsada, sistema de refrigeração, exaustor de gases, cilindros com gás de proteção ou misturador e o próprio robô (Figura 10).

Figura 10 - Bancada montada para execução das soldagens.



Fonte: Elaboração própria.

Nota: 1 - Sistema de refrigeração da tocha, 2 - Fonte de Soldagem, 3 - Alimentador de Arame, 4 - Mesa de Soldagem, 5 - Exaustor, 6 - Cilindros de Gás, 7 - Tocha de Soldagem

Para o preparo das amostras os cortes foram realizados em uma serra-fita de grande porte e em uma cut-off para facilitar a posterior preparação metalográfica. Essa preparação foi feita em uma politriz automática.

Para as fotografias das microestruturas para quantificação de fases utilizou-se microscópio óptico ZEISS (Figura 11) e o programa SVRNA, que utiliza o contraste entre as fases para contabilizar as suas razões volumétricas.

Figura 11 - Microscópio óptico utilizado nas micrografias.

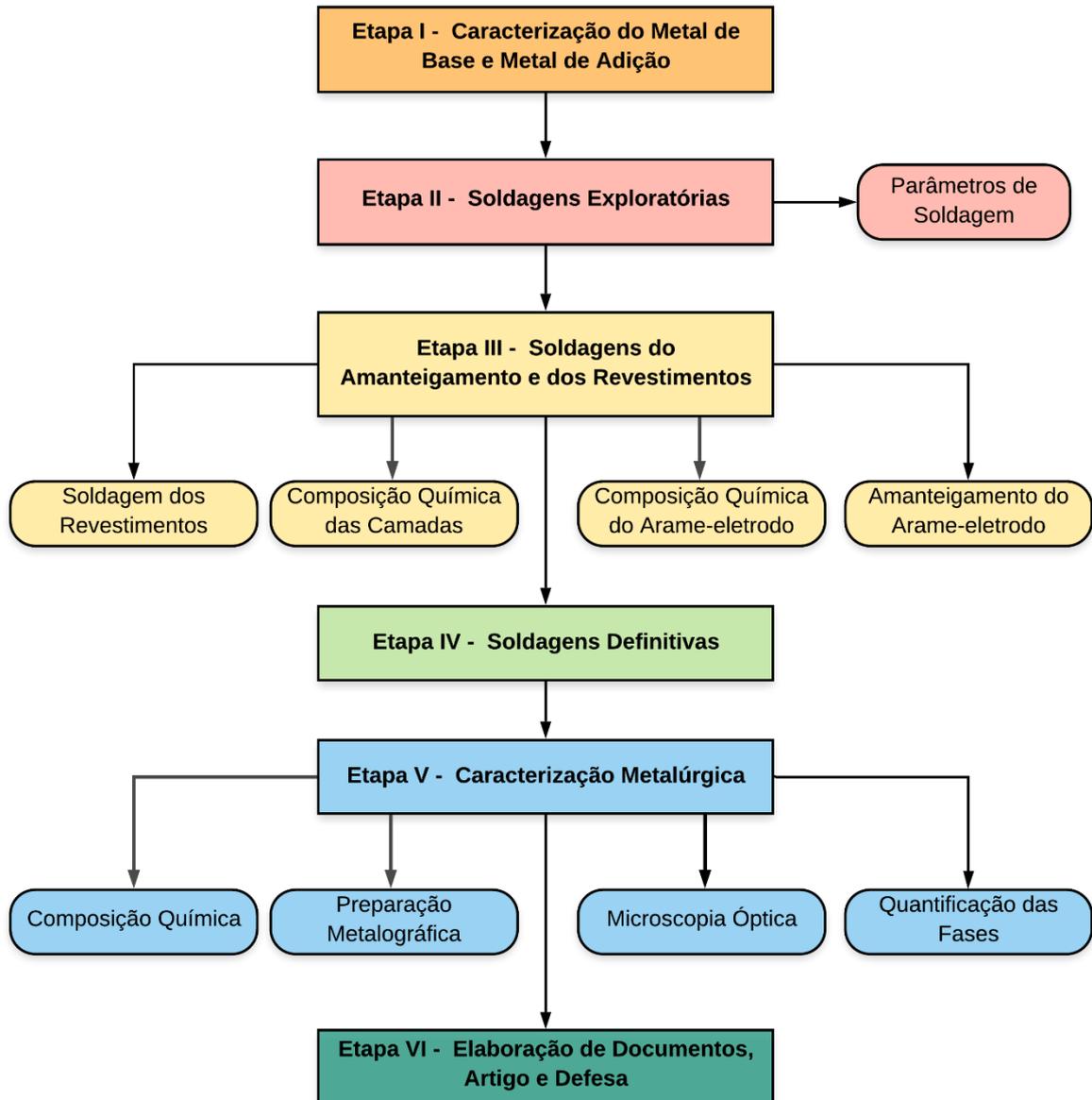


Fonte: Elaboração própria.

4.2 Metodologia

O fluxograma apresentado na Figura 12 mostra a sequência das etapas executadas no presente estudo. Essas etapas serão detalhadas nos tópicos seguintes.

Figura 12 - Fluxograma geral da metodologia.



Fonte: Elaboração própria.

4.2.1 Etapa I – Caracterização do Metal de Base e Metal de Adição

Nessa etapa foi retirado uma amostra do metal de base e do metal de adição para sua caracterização metalúrgica.

4.2.2 Etapa II - Soldagem exploratória

Nessa etapa foram feitos cordões de simples deposição em chapas de aço ASTM A36 com 12 mm de espessura utilizando argônio puro como gás de proteção, com a finalidade de obter parâmetros que apresentassem boa estabilidade do arco, transferência goticular e baixa energia.

A Tabela 7 apresenta o parâmetro que obteve a melhor resposta aos testes dessa etapa do estudo.

Tabela 7 - Parâmetros de soldagem do amanteigamento do arame-eletrodo AWS ER2594.

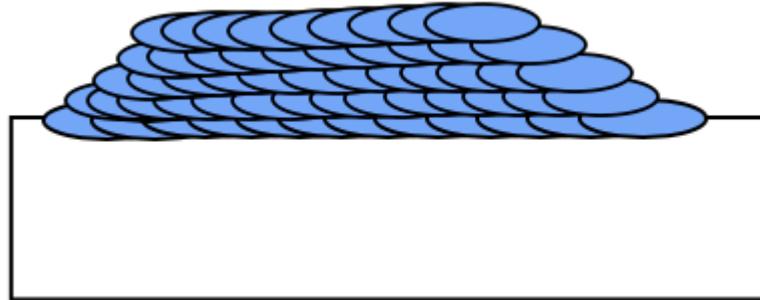
Parâmetros de soldagem	
Corrente de pico	320 A
Corrente de base	100 A
Tempo de pico	1,6 ms
Tempo de base	3,2 ms
Velocidade de soldagem	36 cm/min
Velocidade de alimentação do arame	5,6 m/min
Energia de soldagem	0,75 kJ/mm
Tensão média	26 V
DBCP	20 mm
Vazão do gás de proteção	15 l/min

Fonte: Elaboração própria.

4.2.3 Etapa III - Soldagem do Amanteigamento e dos Revestimentos

Após a descoberta dos parâmetros de soldagem adequados foi realizado a soldagem do amanteigamento do arame-eletrodo seguindo a norma AWS A5.28/A5.28M (Figura 13). Esse procedimento visou obter a composição química do arame-eletrodo que já foi apresentado na Tabela 04.

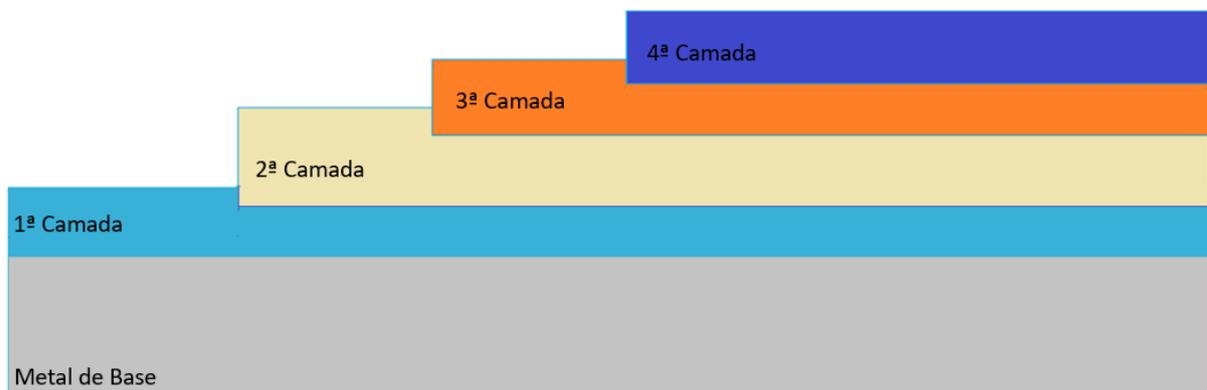
Figura 13 - Esquemático da soldagem de amanteigamento do arame-eletrodo AWS ER2594.



Fonte: Andrade, 2016

A soldagem dos revestimentos foi realizada em uma chapa de aço inoxidável superduplex SAF 2507 com 25 mm de espessura. Foram soldadas quatro camadas sobre o metal de base com cada camada apresentando um comprimento 40mm menor que a camada anterior (Figura 14). Essa diferença de tamanho foi realizada para possibilitar a medida da composição química de cada uma dessas camadas.

Figura 14 - Esquemático da soldagem dos revestimentos.



Fonte: Elaboração própria.

4.2.4 Etapa IV - Soldagens Definitiva

As soldagens definitivas foram realizadas em chapas de aço inoxidável superduplex SAF 2507 com dimensões de 140 mm x 60 mm x 25 mm com quatro misturas de gases de proteção diferentes.

Os diferentes gases de proteção provocaram pequenas alterações nos parâmetros de soldagem sendo esses listados na Tabela 08. Com essas mudanças foi necessário pequenos ajustes na velocidade de soldagem para produzir energias de soldagem semelhantes em todas as condições.

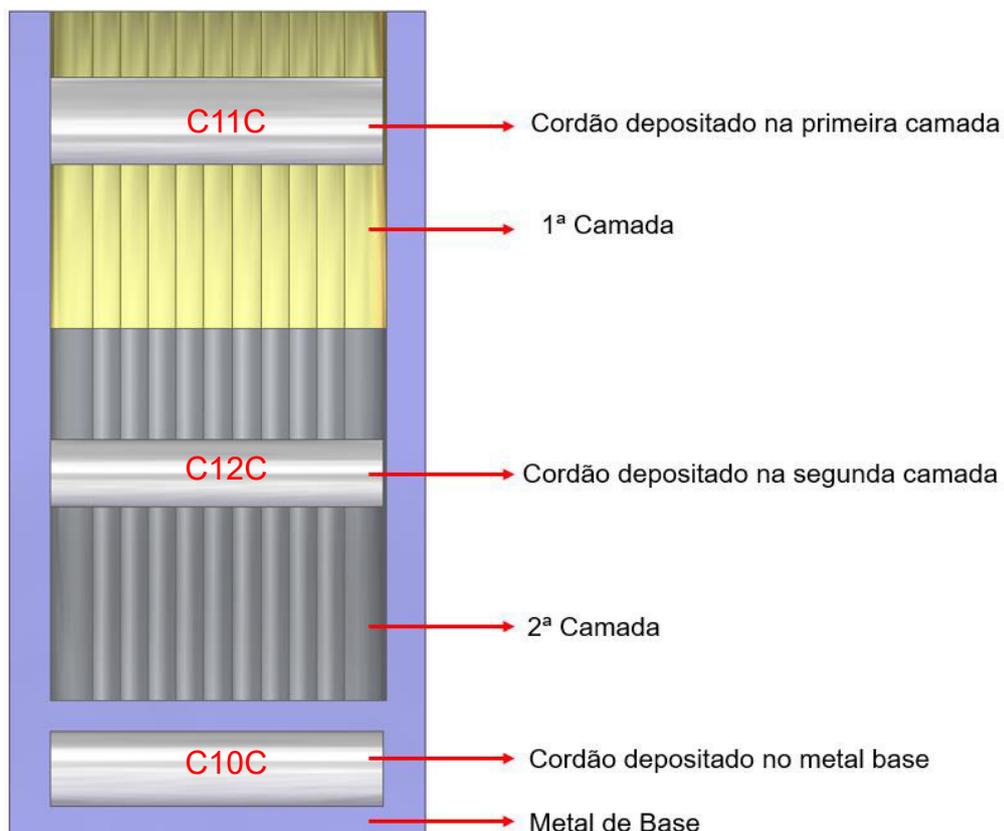
Tabela 8 - Parâmetros de soldagem definitivas.

Parâmetros de soldagem	
Velocidade de soldagem	30 - 39 cm/min
Velocidade de alimentação do arame	5,8 – 6,1 m/min
Energia de soldagem	0,9 – 0,95 kJ/mm
Tensão média	26 - 33 V
Corrente média	171 – 173 A
DBCP	20 mm
Vazão do gás de proteção	14 -15 l/min

Fonte: Elaboração própria.

Para cada condição foram soldadas duas camadas de revestimentos com sobreposição de 50% e com a segunda camada possuindo aproximadamente metade do comprimento da primeira camada. Após a soldagem dessas camadas foi realizado a simples deposição de três cordões de solda, sendo um para cada camada e um no próprio metal de base, buscando evitar o efeito da soldagem multipasse na região de análise (Figura 15). Assim cada condição de gás de proteção produziu três amostras de simples deposição com diferente composição química entre elas.

Figura 15 - Representação esquemática da soldagem das condições definitivas.



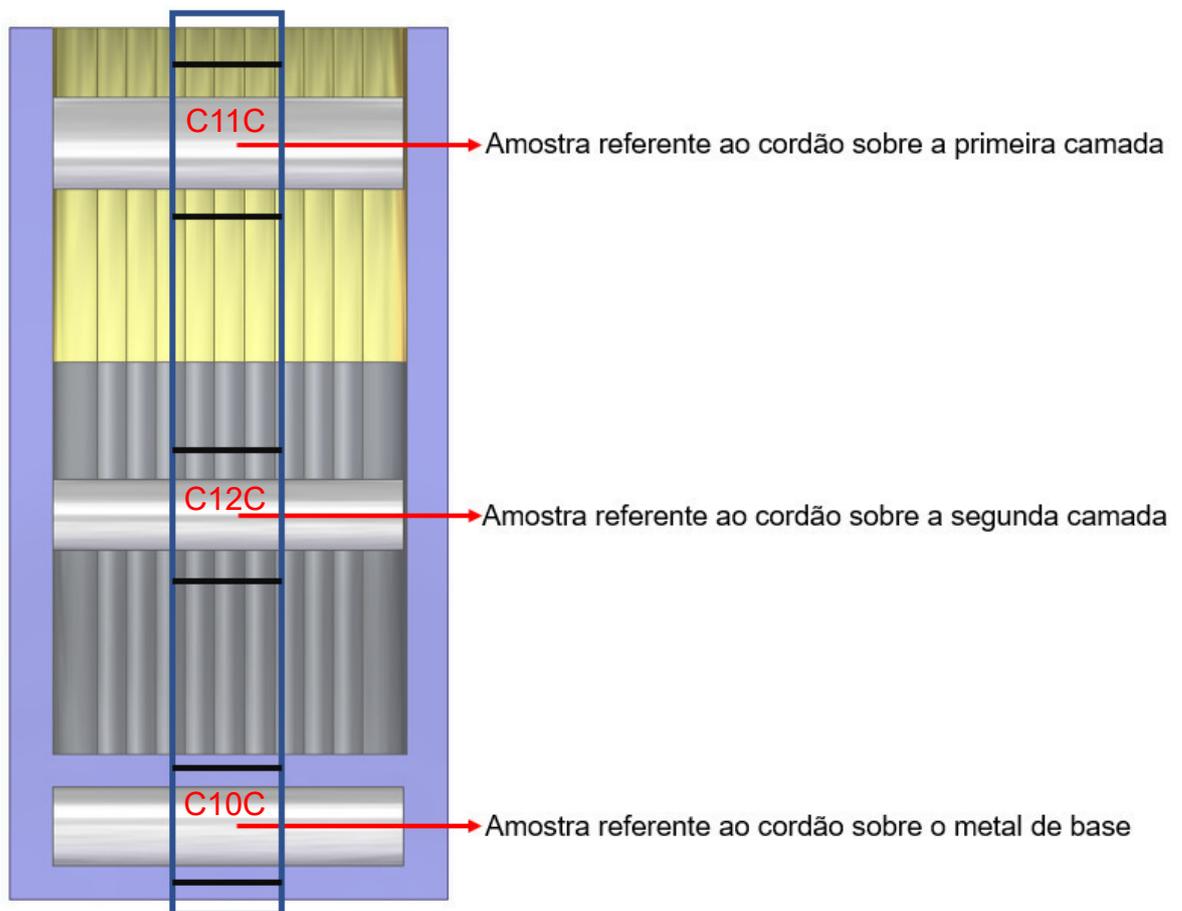
Fonte: Elaboração própria.

4.2.5 Etapa V – Caracterização Metalúrgica

4.2.5.1 Corte e Preparação das Amostras

As amostras foram retiradas conforme mostrado na Figura 16 utilizando serra-fita e cut-off para posterior embutimento com baquelite. Para cada condição de mistura de gás de proteção foram retiradas três amostras totalizando doze amostras. As nomenclaturas das amostras para cada condição estão listadas na Tabela 09.

Figura 16 - Representação das regiões de retirada das amostras.



Fonte: Elaboração própria.

Tabela 9 - Nomenclatura das amostras e suas condições de soldagem.

Condição	Amostra	Obs.
Argônio Puro	C10C	Cordão sobre o metal de base
	C11C	Cordão sobre a primeira camada
	C12C	Cordão sobre a segunda camada
Ar + 2,5% Nitrogênio	C20C	Cordão sobre o metal de base
	C21C	Cordão sobre a primeira camada
	C22C	Cordão sobre a segunda camada
Ar + 7% Nitrogênio	C30C	Cordão sobre o metal de base
	C31C	Cordão sobre a primeira camada
	C32C	Cordão sobre a segunda camada
Ar + 10% Nitrogênio	C40C	Cordão sobre o metal de base
	C41C	Cordão sobre a primeira camada
	C42C	Cordão sobre a segunda camada

Fonte: Elaboração própria.

Todas as amostras foram lixadas em lixas d'água nas granulometrias de 80 a 1200 mesh. Depois foram polidas com pastas de diamante de 3 e 1 μm em uma politriz automática. Para revelar a microestrutura foi realizado um ataque eletrolítico com solução de 40% HNO_3 (60ml de água destilada para 40ml de ácido nítrico) usando corrente de 0,06 A por 40 segundos.

4.2.5.2 Microscopia Óptica e Quantificação de Fases

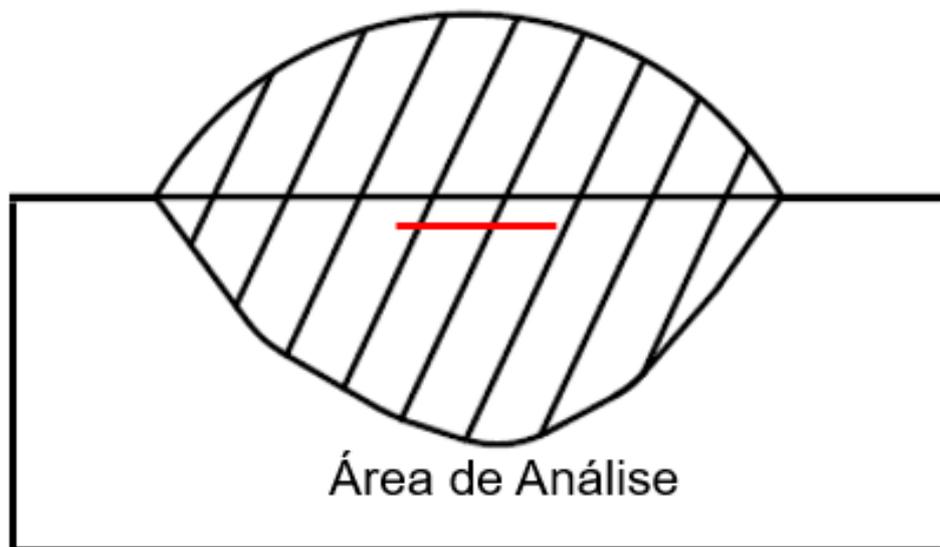
O ataque se mostrou eficiente tanto para revelar a microestrutura quanto para promover o contraste entre as fases ferrita e austenita para sua posterior quantificação. Foram feitas montagens da região central da zona fundida de todas as amostras com a magnificação de 200X (Figura 17). Na Figura 18 está representado com a linha em vermelho a região fotografada para a realização das montagens.

Figura 17 - Montagem da microestrutura da zona fundida. Aumento 200X. Ataque 40% HNO_3 .



Fonte: Elaboração própria.

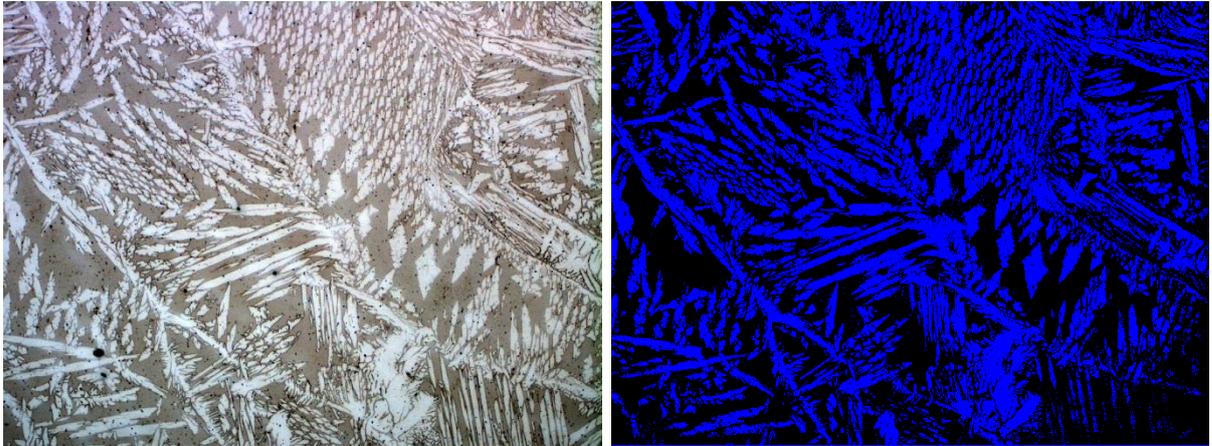
Figura 18 - Representação da região analisada no microscópio.



Fonte: Elaboração própria.

Para a quantificação de cada amostra foram feitas em média de 6 á 8 micrografias nos aumentos de 200x. Então foi utilizado o programa SVRNA (Desenvolvido na Universidade Federal do Ceará) que calcula a porcentagem das fases presentes na micrografia de acordo com as cores previamente definidas a cada uma delas por meio de escalas de cinza. Na Figura 19 está ilustrado um exemplo dessa quantificação.

Figura 19 - Representação da quantificação de uma micrografia por meio do programa SRVNA.



Fonte: Elaboração própria.

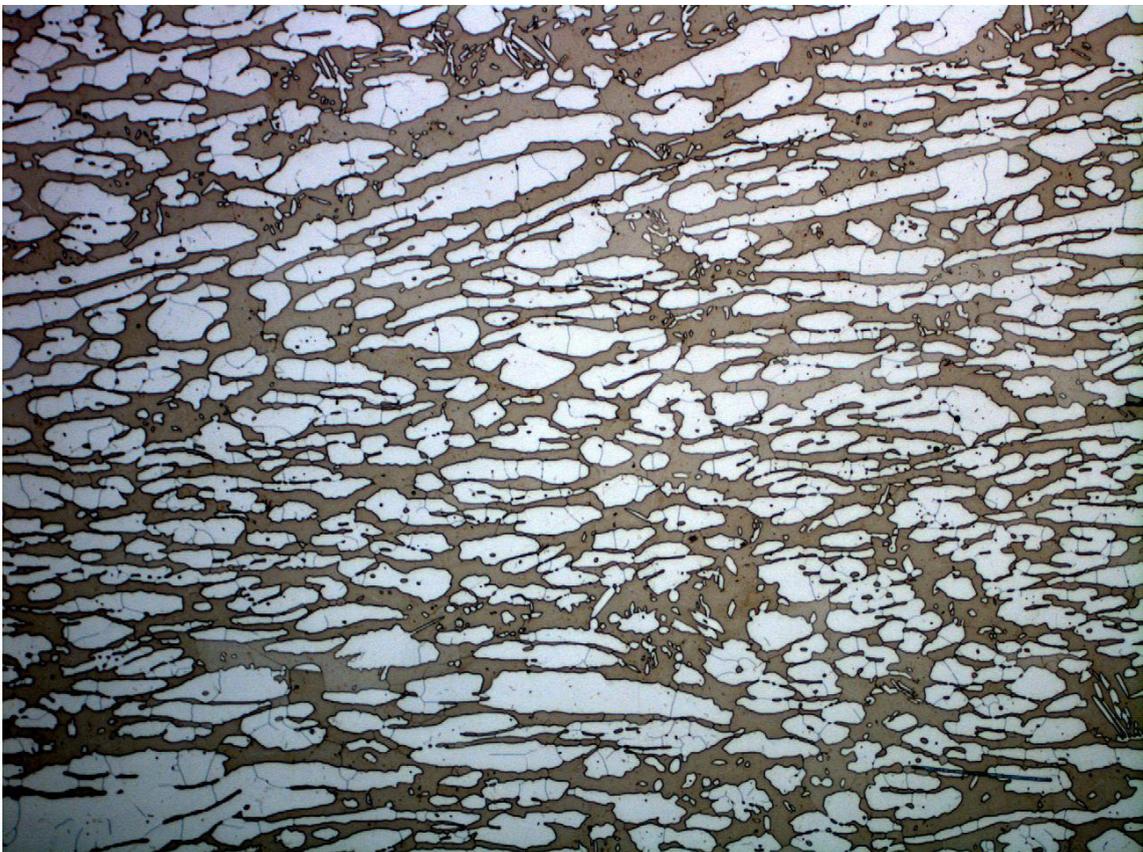
5. Resultados e Discussão

Serão apresentados nesse capítulo os resultados obtidos em cada uma das etapas apresentadas na metodologia.

5.1 Etapa I – Caracterização Metal de Base e Metal de Adição

O metal de base apresentou a microestrutura típica dos aços inoxidáveis super duplex, ou seja, uma matriz ferrítica (fase escura) com ilhas de austenita (fase clara) (Figura 20).

Figura 20 - Microestrutura do metal de base. Aumento 200X. Ataque 40% HNO₃.



Fonte: Elaboração própria.

O balanço de fases do metal de base apresentou aproximadamente quantidades equivalentes, sendo essa proporção a considerada ideal para se obter as ótimas propriedades desse material. A Tabela 10 apresenta as medidas e os valores médios das quantificações realizadas.

Tabela 10 - Valores e médias das quantificações do metal de base.

Amostra	Fração de Ferrita	Fração de Austenita	Porcentagem Média de Ferrita	Porcentagem Média de Austenita
Metal de Base	0,53	0,47	49%	51%
	0,42	0,58		
	0,48	0,52		
	0,46	0,54		
	0,51	0,49		
	0,53	0,47		

Fonte: Elaboração própria.

5.2 Etapa II – Soldagem Exploratória

Com as soldagens exploratórias foram estabelecidos os parâmetros utilizados para a soldagem do amanteigamento e dos revestimentos. Esses parâmetros são apresentados na Tabela 11.

Tabela 11 - Parâmetros obtidos com os ensaios exploratórios.

Parâmetros de soldagem	
Velocidade de soldagem	36 cm/min
Velocidade de alimentação do arame	5,6 m/min
Energia de soldagem	0,75 kJ/mm
Tensão média	26 V
Corrente Média	165 A
DBCP	20 mm
Vazão do gás de proteção	15 l/min

5.3 Etapa III – Soldagem do Amanteigamento e dos Revestimentos

A soldagem do amanteigamento foi realizada em uma chapa de aço carbono seguindo a norma AWS A5.28/A5.28M até se obter na última camada uma mínima ou nenhuma diluição na região analisada (Figura 21).

Figura 21: Soldagem do amanteigamento com arame-eletrodo AWS ER2594.



Fonte: Elaboração própria.

Ao se analisar essa região foi obtido a composição química do arame-eletrodo com os valores médios apresentados na Tabela 12.

Tabela 12 - Composição química do arame-eletrodo AWS ER2594.

Composição	V	Cr	Mn	Co	Ni	Cu	Nb	Mo	W	Fe
AWS E2594	0,09	24,91	0,59	0,23	9,24	0,14	0,01	3,99	0,09	Bal.

Fonte: Elaboração própria.

A soldagem dos revestimentos (Figura 22) visou obter composição química de cada camada e determinar o número de camadas necessárias para as soldagens definitivas.

Figura 22 - Soldagem de camadas de revestimento com arame-eletrodo AWS ER2594.





Foram analisados principalmente os elementos cromo e níquel para determinar a quantidade de camadas necessárias nas condições definitivas. Os valores médios desses elementos para cada camada de revestimento são apresentados na Tabela 13.

Tabela 13 - Valores médios de cromo e níquel em cada camada de revestimento.

Elemento	1 Camada	2 Camada	3 Camada	4 Camada
Cromo	23,6	24,5	24,8	24,8
Níquel	8,66	9,12	9,25	9,32

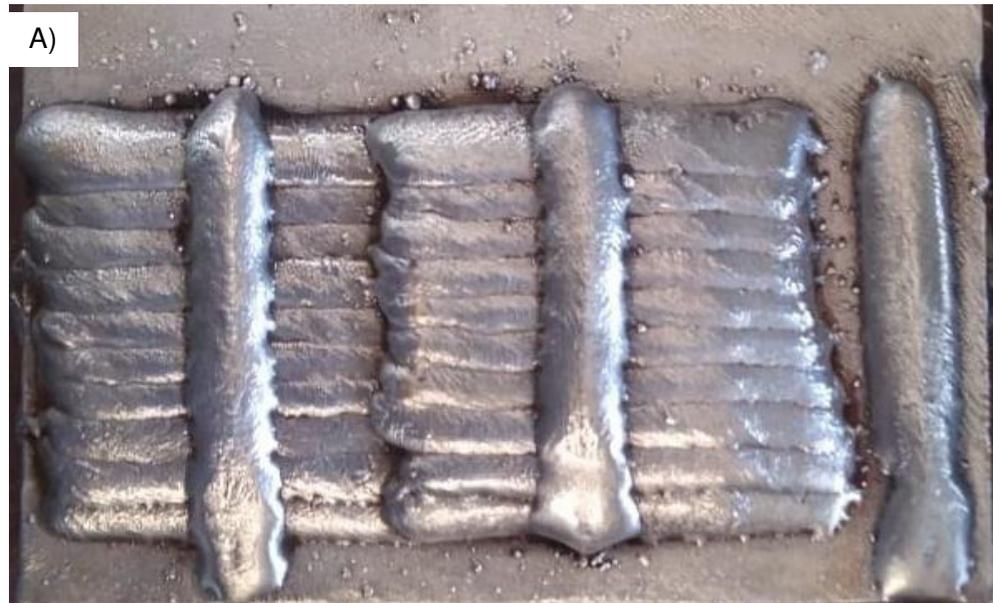
Fonte: Elaboração própria.

Visto a mínima diferença entre as composições químicas da segunda, terceira e quarta camada de revestimento foi considerado que as camadas acima da segunda não apresentariam mudanças relevantes para o estudo.

5.4 Etapa IV – Soldagens Definitivas

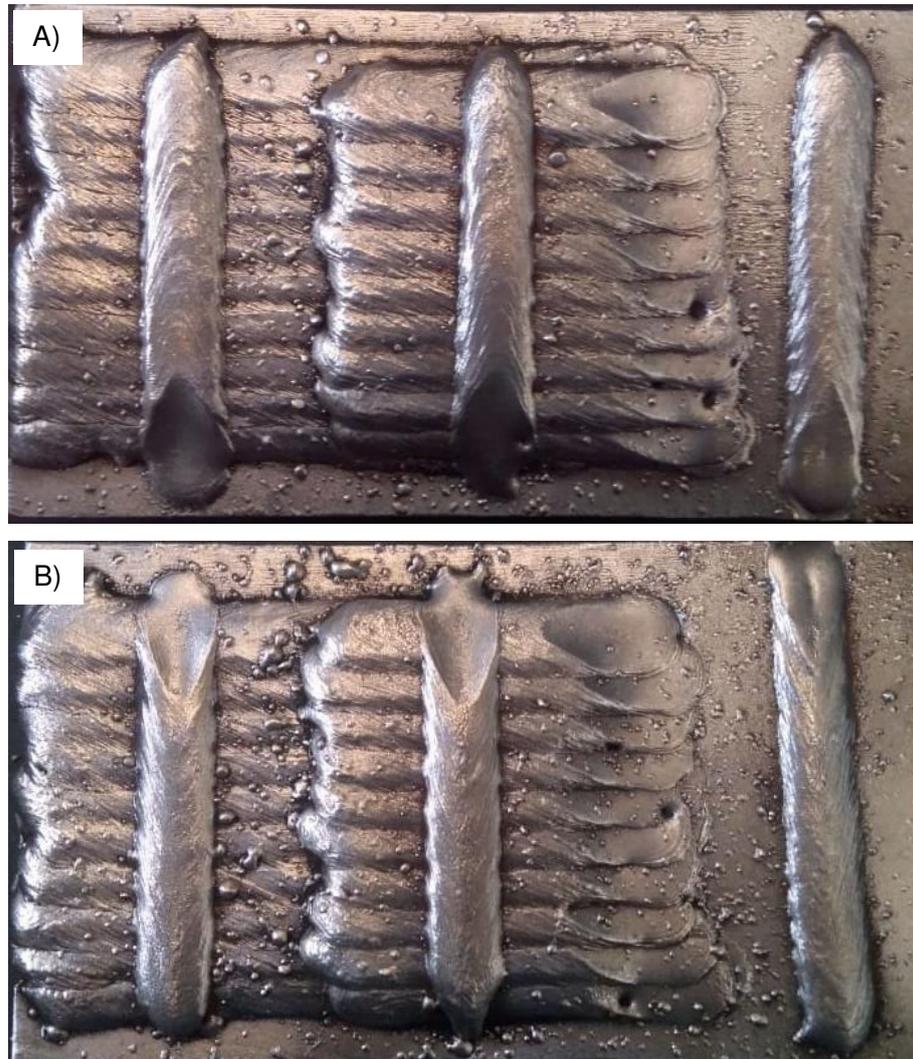
As soldagens de cada condição de gás de proteção são apresentadas nas Figuras 23 e 24.

Figura 23 - Soldagem definitivas das condições A) Argônio Puro e B) Argônio + 2,5% de Nitrogênio



Fonte: Elaboração própria.

Figura 24 - Soldagem definitivas das condições A) Argônio + 7% de Nitrogênio e B) Argônio + 10% de Nitrogênio



Fonte: Elaboração própria.

Os parâmetros utilizados para a soldagem de cada uma dessas condições estão apresentados na Tabela 14.

Tabela 14 - Parâmetros de soldagem utilizados para condição de gás de proteção

Condição	Tensão Média	Corrente Média	Velocidade de Alimentação	Velocidade de Soldagem	Energia de Soldagem
Arg. Puro	26 V	171 A	5,8 m/min	30 cm/min	0,9 kJ/mm
Arg. + 2,5%N ₂	29 V	172,5 A	6,0 m/min	32 cm/min	0,95 kJ/mm
Arg. + 7%N ₂	33 V	173 A	5,9 m/min	39 cm/min	0,9 kJ/mm
Arg. + 10%N ₂	33 V	172 A	5,9 m/min	39 cm/min	0,9 kJ/mm

Fonte: Elaboração própria.

Os diferentes teores de nitrogênio no gás de proteção promoveram alterações nos parâmetros de soldagem, principalmente na tensão de soldagem. Esse efeito ocorre devido as perdas, provocadas pela energia necessária para a dissociação do nitrogênio e pela maior condutividade térmica desse elemento, assim para um mesmo comprimento de arco, temos um valor maior de tensão de soldagem.

Com isso, pequenas alterações na velocidade de soldagem foram necessárias com o intuito de manter a energia de soldagem próxima para todas as condições de gás de proteção.

5.5 Etapa V – Caracterização Metalúrgica

Nessa etapa vamos apresentar os resultados das quantificações e das micrografias quanto ao efeito da diluição e do gás de proteção na zona fundida do material.

5.5.1 Efeito da Diluição

Ao analisar as amostras da diferentes camadas na condição soldada com argônio puro como gás de proteção foi constatado um aumento na fração de austenita à medida que se aumentava a camada na qual o cordão analisado foi soldado que pode ser observado na Tabela 15 que apresenta os valores medidos e as médias de cada amostra.

Tabela 15 - Valores medidos e médias das quantificações da soldagem com argônio puro.

AMOSTRA	Fração de Ferrita	Fração de Austenita	Média Ferrita	Média Austenita
C10C Metal de Base	0,70	0,30	68%	32%
	0,63	0,37		
	0,71	0,29		
	0,70	0,30		
	0,64	0,36		
	0,71	0,29		
C11C 1ª Camada	0,53	0,48	54%	46%
	0,50	0,50		
	0,58	0,42		
	0,54	0,46		
	0,53	0,47		
	0,50	0,50		
	0,59	0,41		
	0,54	0,46		
C12C 2ª Camada	0,47	0,53	52%	48%
	0,57	0,43		
	0,50	0,50		
	0,54	0,46		
	0,47	0,53		
	0,57	0,43		
	0,50	0,50		
	0,55	0,45		

Fonte: Elaboração própria.

A Figura 25 e 26 apresentam a análise de variância e o gráfico gerado pela análise realizadas pelo programa Minitab.

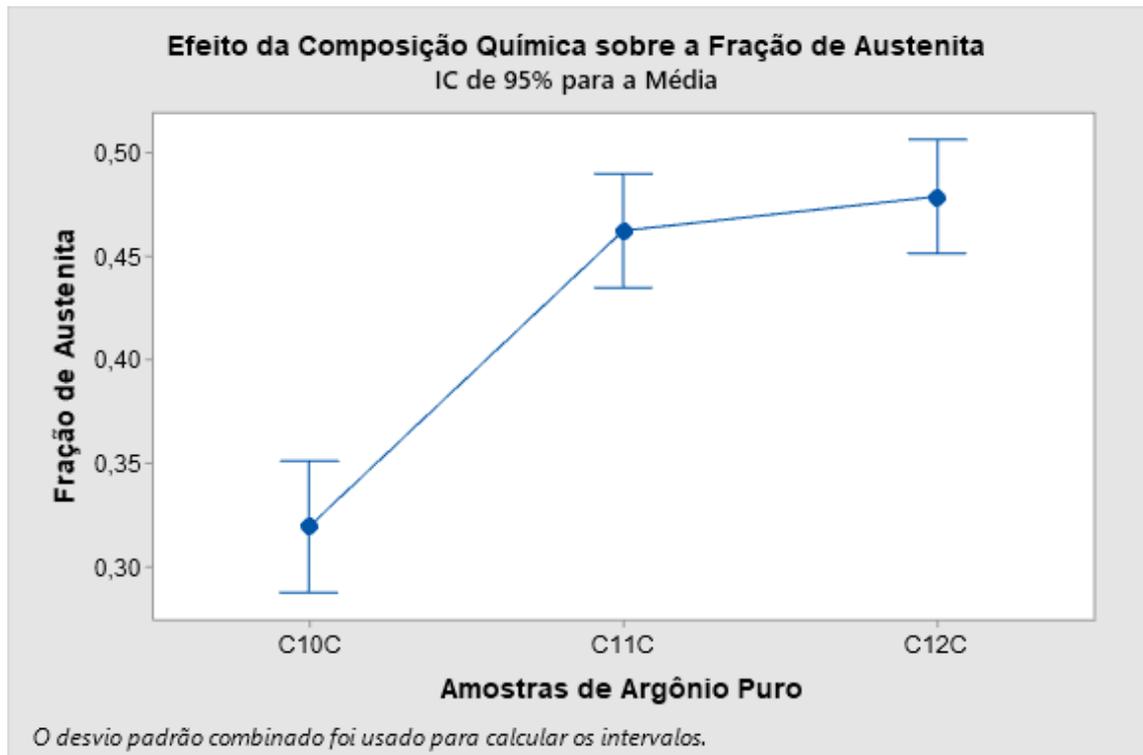
Figura 25 - Análise de variância do aumento da camada sobre a fração de austenita.

Análise de Variância

Fonte	GL	SQ (Aj.)	QM (Aj.)	Valor F	Valor-P
Amostras Argônio Puro	2	0,10047	0,050235	36,49	0,000
Erro	19	0,02616	0,001377		
Total	21	0,12663			

Fonte: Elaboração própria.

Figura 26 - Efeito da Composição Química sobre a Fração de Austenita.



Fonte: Elaboração própria.

As quantificações apontam um aumento da fração de austenita da condição soldada sobre o metal de base para a condição soldada sobre a primeira, mas pouca diferença entre a soldada na primeira para a soldada na segunda camada. Esse aumento na fração de austenita pode ser explicado pela diferença de composição química dos cordões, principalmente pelo aumento no teor de níquel adicionado por meio do arame-eletrodo. Como o metal de base e metal de adição podem possuir nitrogênio em suas composições, temos a possibilidade desse elemento atuar junto do níquel para promover o aumento na fração de austenita, porém não foi possível medir seus teores. A tabela 16 apresenta a composição química desses cordões.

Tabela 16 - Tabela com a composição química dos cordões da condição de argônio puro.

AMOSTRA	Cr	Mn	Ni	Mo	Fe
C10C	24,78	0,64	8,40	3,95	Bal.
C11C	24,64	0,68	9,06	3,90	Bal.
C12C	24,87	0,63	9,23	3,98	Bal.

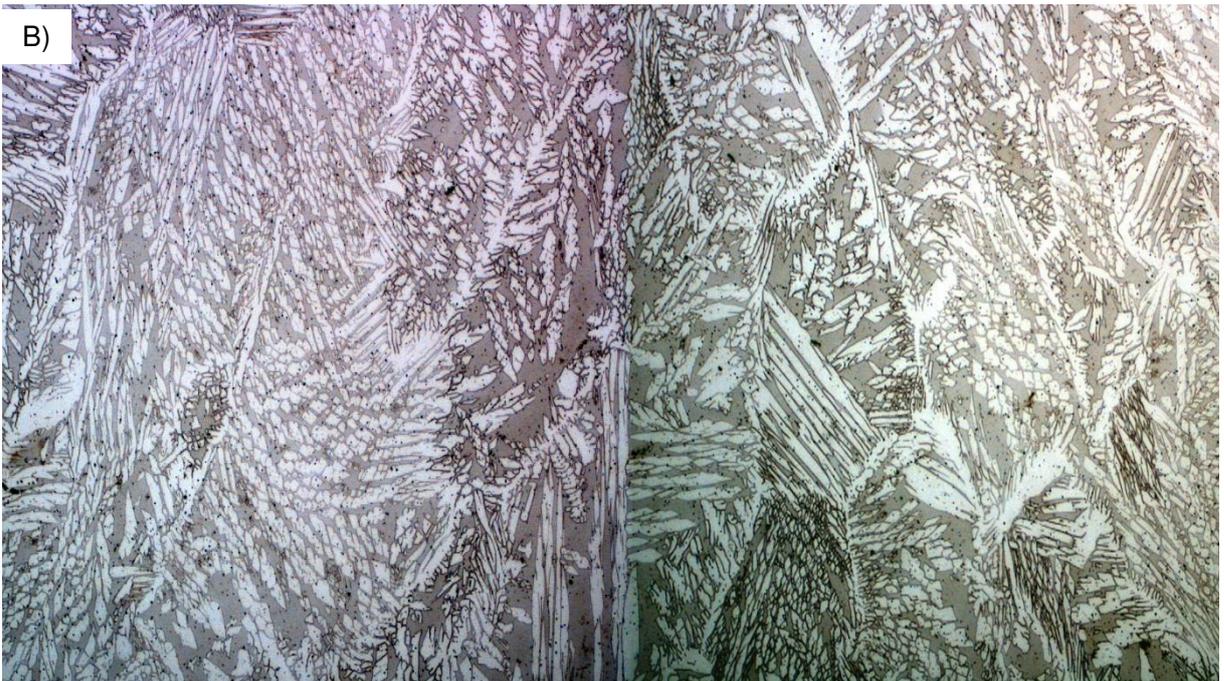
Fonte: Elaboração própria.

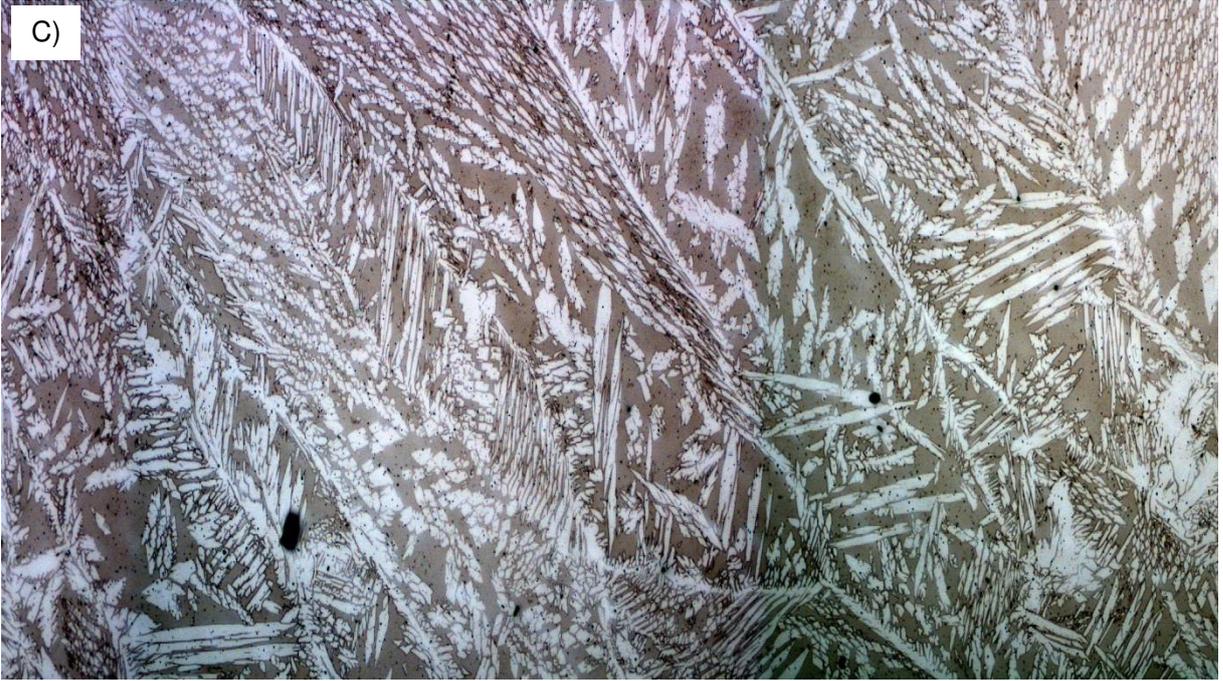
Com base nesses resultados apresentados podemos constatar a grande efetividade da composição química para o controle da razão ferrita/austenita. Podemos verificar também a possibilidade de corrigir o desbalanceamento de fases provocado pelo ciclo térmico por meio do efeito da diluição. Essa correção ocorre

devido o níquel atuar na linha *solvus* da austenita aumentando assim o campo bifásico ferrita-austenita e promovendo um aumento na formação dessa microestrutura durante o resfriamento desse material.

Esse aumento na quantidade de austenita também pode ser observado pelas micrografias apresentadas na Figura 27 sendo a ferrita a fase escura e a austenita a fase clara.

Figura 27 - Montagem das micrografias das condições de argônio puro. A) C10C, B) C11C, C) C12C. Aumento de 200X e ataque 40% HNO₃.





Fonte: Elaboração própria.

5.5.2 Efeito do Gás de Proteção

Para avaliar o efeito do gás de proteção foram analisadas as quatro amostras soldadas sobre o metal de base com diferentes gases de proteção. As medidas das quantificações de cada uma dessas condições estão presentes na Tabela 17.

Tabela 17 - Valores medidos e médias das quantificações da soldagem sobre o metal de base com diferentes teores de nitrogênio no gás de proteção.

AMOSTRA	Fração de Ferrita	Fração de Austenita	Média de Ferrita	Média de Austenita
C10C 0% N ₂	0,70	0,30	68%	32%
	0,63	0,37		
	0,71	0,29		
	0,70	0,30		
	0,64	0,36		
	0,71	0,29		
C20C 2,5% N ₂	0,64	0,36	60%	40%
	0,56	0,44		
	0,59	0,41		
	0,60	0,40		
	0,64	0,36		
	0,57	0,43		
	0,59	0,41		
	0,60	0,40		
C30C 7% N ₂	0,39	0,61	36%	64%
	0,35	0,65		
	0,39	0,61		
	0,34	0,66		
	0,35	0,65		
	0,36	0,64		
	0,34	0,66		
	0,36	0,64		
C40C 10% N ₂	0,43	0,57	45%	55%
	0,50	0,50		
	0,42	0,58		
	0,43	0,57		
	0,50	0,50		
	0,42	0,58		

Fonte: Elaboração própria.

Foi constatado o aumento da fração de austenita com o aumento do teor de nitrogênio no gás de proteção, porém a condição com 10% de nitrogênio apresentou uma quantidade de austenita menor que a condição com 7% de nitrogênio. A Figura

28 apresenta a análise de variância para essa relação e na Figura 29 seu respectivo gráfico.

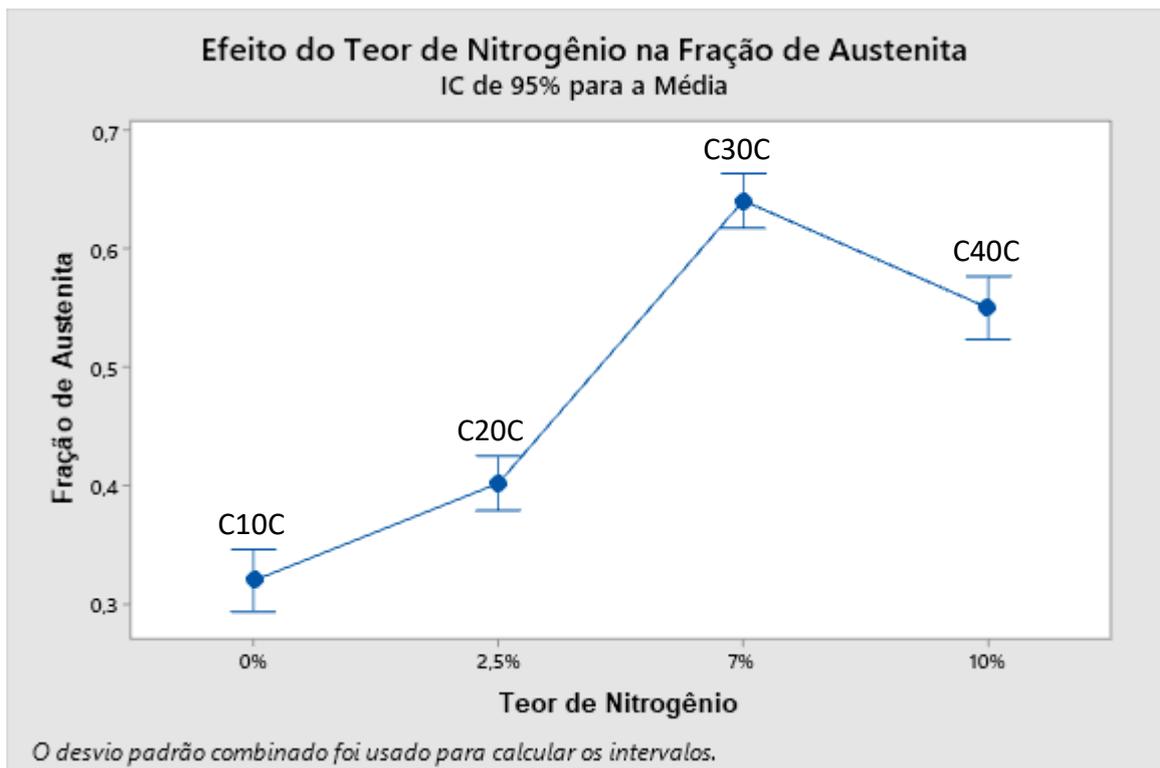
Figura 28 - Influência do teor de nitrogênio no gás de proteção sobre a fração de austenita.

Análise de Variância

Fonte	GL	SQ (Aj.)	QM (Aj.)	Valor F	Valor-P
Teor de nitrogênio	3	0,43691	0,145636	148,04	0,000
Erro	24	0,02361	0,000984		
Total	27	0,46052			

Fonte: Elaboração própria.

Figura 29 - Relação entre fração de austenita e o teor de nitrogênio no gás de proteção.



Fonte: Elaboração própria.

O aumento na quantidade de austenita com o aumento do teor de nitrogênio ocorre pois o nitrogênio assim como o níquel é um elemento gamagêneo que atua sobre a linha *solvus* da austenita. Essa alteração na linha *solvus* promove a nucleação e precipitação da austenita em temperaturas mais elevadas gerando uma maior quantidade de tempo para que aconteça a transformação da ferrita em austenita durante o resfriamento do ciclo térmico gerado pela soldagem.

Buscando compreender a queda na fração de austenita na condição com 10% de nitrogênio em comparação com a de 7% foram realizados as macrografias dessas quatro amostras para analisar a diluição dos cordões. Os valores médios encontrados são apresentados na Tabela 18.

Tabela 18 - Valores médios obtidos das macrografias das amostras soldadas sobre o metal de base com diferentes teores de nitrogênio no gás de proteção.

AMOSTRA	Média Área Fundida	Média Área de Reforço	Média Diluição
C10C	15,41 mm ²	23,81 mm ²	39,29%
C20C	14,52 mm ²	21,89 mm ²	39,86%
C30C	15,99 mm ²	15,86 mm ²	50,21%
C40C	19,18 mm ²	15,77 mm ²	54,88%

Fonte: Elaboração própria.

Observamos que a condição com 10% de nitrogênio apresentou a maior diluição das quatro amostras, isso implica em uma maior participação do metal de base na composição química da zona fundida. Como o metal de base apresenta uma menor quantidade de elementos de liga em sua composição o aumento da sua influência na composição da zona fundida pode ter provocado essa queda na fração de austenita.

As duas condições com maior teor de nitrogênio apresentaram tanto as maiores diluições quanto as maiores frações de austenita com isso identificamos que o efeito do teor de nitrogênio no gás de proteção foi predominante ao efeito da diluição nessas amostras.

Foram calculadas as áreas depositadas teóricas baseados nos parâmetros de soldagem utilizados para cada uma dessas condições. Essa etapa foi necessária para verificar a possibilidade das pequenas alterações nos parâmetros de soldagem possam ter influenciado a diluição. As áreas depositadas calculadas para cada uma das quatro condições são apresentadas na Tabela 19.

Tabela 19 - Valores calculados da área depositada e valores medidos da área de reforço

Amostra	Área de Reforço Téorica	Área de Reforço Medida
C10C	21,85 mm ²	23,81 mm ²
C20C	21,20 mm ²	21,89 mm ²
C30C	17,10 mm ²	15,86 mm ²
C40C	17,10 mm ²	15,77 mm ²

Fonte: Elaboração própria.

Com isso é possível constatar que as alterações nos parâmetros de soldagem assim como o teor de nitrogênio no gás de proteção impactaram a diluição dos cordões de solda.

As condições com 7% e 10% de nitrogênio possuem os mesmos parâmetros de soldagem, dessa forma o aumento apresentado em suas diluições é atribuída a diferença no teor de nitrogênio no gás de proteção. Ou seja, o aumento no teor de nitrogênio no gás de proteção proporciona também o aumento da diluição do cordão de solda e esses efeitos atuam de forma contrária quanto a fração de austenita.

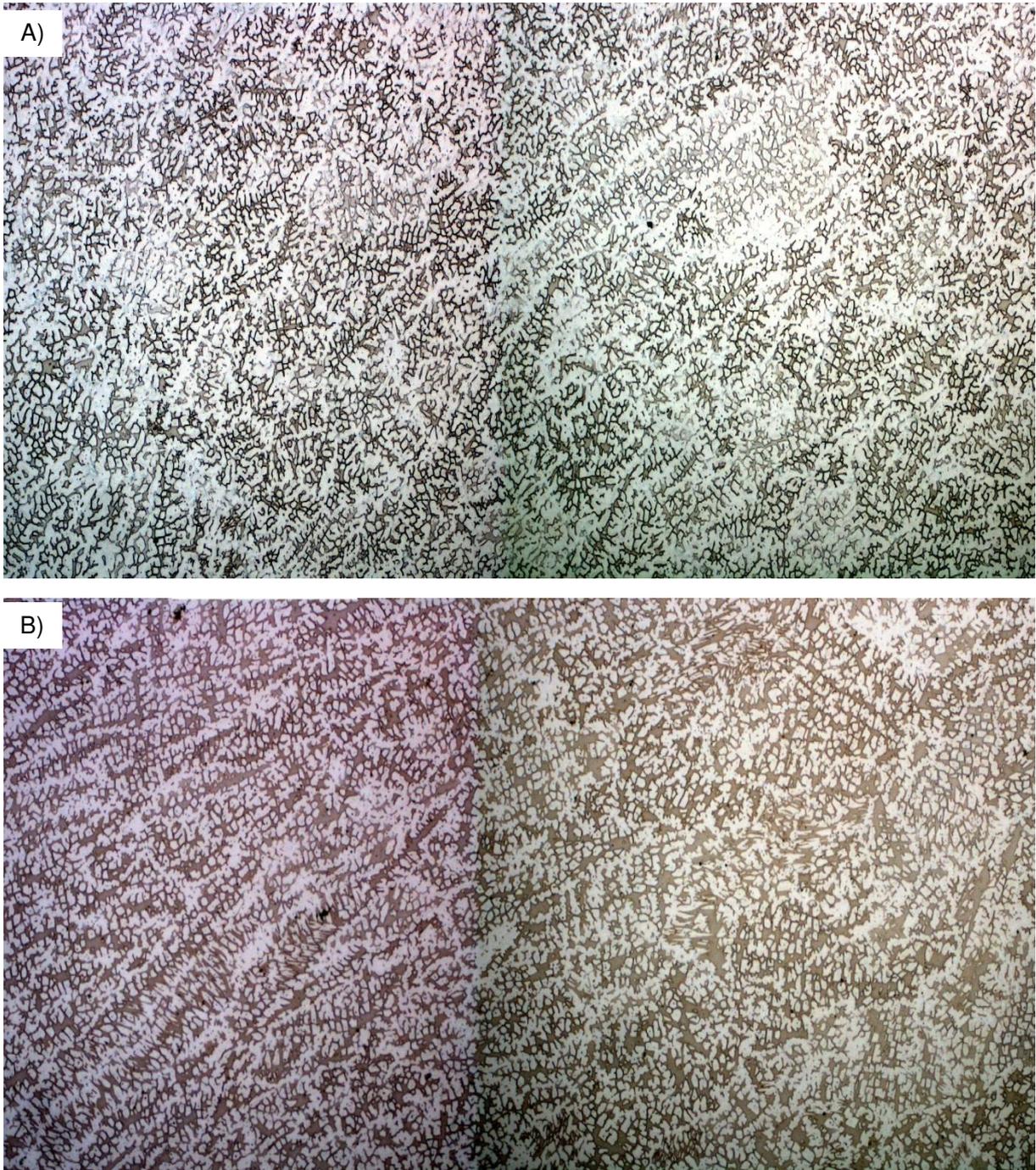
O efeito do gás de proteção sobre a fração de austenita também pode ser observado pelas micrografias. As Figuras 30 e 31 apresentam as microestruturas encontradas nas amostras soldadas sobre o metal de base com diferentes teores de nitrogênio no gás de proteção.

Figura 30 - Montagem das micrografias das condições soldadas sobre metal de base com diferentes gases de proteção. A) Argônio Puro, B) Arg. + 2,5%N₂. Aumento de 200X e ataque 40%HNO₃.



Fonte: Elaboração própria.

Figura 31 - Montagem das micrografias das condições soldadas sobre metal de base com diferentes gases de proteção. A) Arg. + 7% N₂, B) Arg. +10% N₂. Aumento de 200X e ataque 40% HNO₃



Fonte: Elaboração própria.

Com a análise das micrografias é possível verificar que além da alteração no balanço de fases, houve também uma mudança no modo de solidificação e na morfologia da microestrutura resultando, onde teores mais elevados de nitrogênio produziram uma microestrutura mais refinada.

5.5.3 Efeito Combinado do Gás de Proteção e da Diluição

Como já foi apresentado anteriormente o efeito do gás de proteção se sobressai sobre o efeito da diluição quando esses efeitos estão atuando de forma contrária sobre a fração de austenita.

Para avaliar se o teor de nitrogênio tem influência sobre o efeito da diluição foram analisadas todas as amostras soldadas. Os valores médios das quantificações dessas amostras são mostrados na Tabela 20.

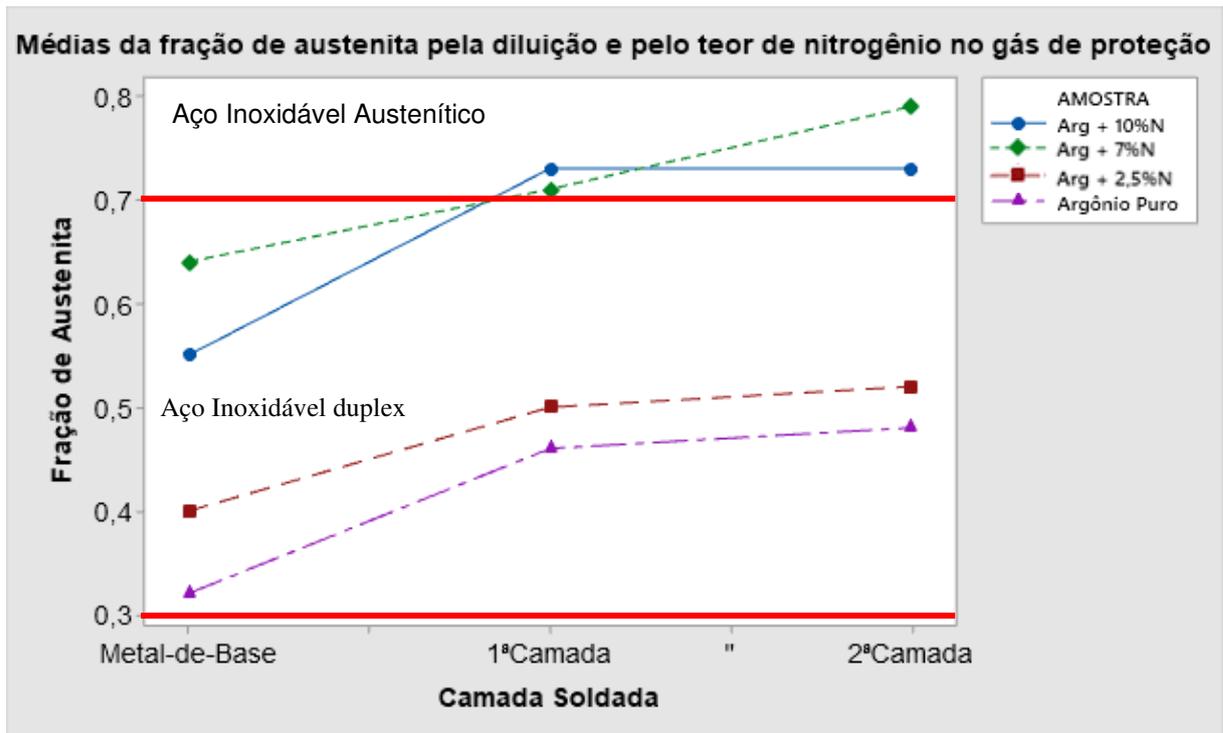
Tabela 20 - Valores médios de fração de ferrita e austenita para cada amostra.

AMOSTRA	Média Fração de Ferrita	Média Fração de Austenita
C10C	0,68	0,32
C11C	0,54	0,46
C12C	0,52	0,48
C20C	0,60	0,40
C21C	0,50	0,50
C22C	0,48	0,52
C30C	0,36	0,64
C31C	0,27	0,73
C32C	0,21	0,79
C40C	0,45	0,55
C41C	0,27	0,73
C42C	0,24	0,76

Fonte: Elaboração própria.

Foi gerado um gráfico com as frações médias de austenita (Figura 32). A condição soldada com argônio puro serviu de referência para analisar o efeito combinado nas condições soldadas com a presença de nitrogênio.

Figura 32 - Gráfico da fração de austenita x diluição x teor de nitrogênio.



Fonte: Elaboração própria.

Como pode ser observado o padrão da curva se mantém parecido para todos os teores de nitrogênio. O aumento da fração de austenita entre o cordão soldado no metal de base e o cordão soldado sobre a primeira camada apresentam valores diferentes para cada teor de nitrogênio. Essa diferença pode ter ocorrido devido o efeito da diluição ser mais proeminente no cordão soldado sobre o metal de base e como já foi demonstrado na Tabela 18 as amostras apresentaram diluições diferentes pelo teor de nitrogênio.

Comparando o cordão soldado sobre a primeira camada com o na segunda camada temos um aumento da fração de austenita bem mais próximo, onde as condições com maior teor de nitrogênio apresentam esse aumento um pouco maior, principalmente a condição com 7% de nitrogênio, o que abre a possibilidade do teor de nitrogênio no gás de proteção amplificar o efeito da diluição.

Os aços inoxidáveis são caracterizados como duplex quando possuem teores de ferrita e austenita na proporção de até 30-70 para uma das fases. Como pode ser observado na Figura 32, o efeito combinado do teor de nitrogênio no gás de proteção e da diluição química produziu microestruturas com teores de austenita maiores que 70%, de forma a transformar esse material em um aço inoxidável austenítico (AIA). As propriedades dos AIA diferem dos AID, principalmente nas propriedades mecânicas, assim como suas aplicações. Com isso, o aumento exagerado na fração de austenita pode ser tão prejudicial as propriedades do material quanto sua ausência na microestrutura.

6. Conclusão

Com base nos resultados apresentados nesse trabalho, sobre as condições analisadas, as seguintes conclusões podem ser apresentadas:

- O efeito da adição do níquel por meio do metal de adição aumenta a fração de austenita na zona fundida do material.
- O aumento do teor de nitrogênio no gás de proteção normalmente promove o aumento da fração de austenita na zona fundida, porém como esse aumento também produz uma maior diluição do cordão de solda, a combinação desses efeitos pode prejudicar a formação de austenita.
- O efeito do aumento do teor de nitrogênio no gás de proteção é mais impactante sobre a fração de austenita na zona fundida que o efeito da composição química.
- Tanto o efeito da composição química quanto do gás de proteção pode amenizar e corrigir o desbalanceamento de fases gerado pelo ciclo térmico da soldagem, porém precisa ser criteriosamente avaliado antes de sua aplicação devido a possibilidade de um aumento exagerado na fração de austenita provocar a perda das boas propriedades do material.

7. Sugestões Para Trabalhos Futuros

- Avaliar a influência do teor de nitrogênio no gás de proteção sobre a precipitação de nitretos de cromo.
- Avaliar a influência do teor de nitrogênio no gás de proteção e da diluição sobre a morfologia da microestrutura da zona fundida e da zona afetada pelo calor.
- Realizar ensaios mecânicos e de corrosão na zona fundida com balanço de fases próximo do metal de base, de modo a qualificar seu uso.

Referências Bibliográficas

AGUIAR, W. M. **Revestimento por soldagem MIG/MAG empregando ligas de níquel para aplicações em componentes do setor de petróleo e gás natural.** 2010. 255 f. Tese (Doutorado em Ciência de Materiais) – Centro de Tecnologia, Universidade Federal do Ceará, Fortaleza, 2010.

ALCÂNTARA, João Cairo Pereira. **Influência do teor de co₂ na soldagem mig/mag do aço inoxidável superduplex UNS 32750(SAF 2507) sobre a geometria e o balanço de fases.** 2018. 74 f. Trabalho de Conclusão de Curso - Universidade Federal do Ceará, Ceará, 2018.

ANDRADE, Tatiane Caminha. **Desenvolvimento e análise de técnicas de soldagem de reparos com deposição em dupla camada de aços inoxidáveis AWS ER309L E AWS ER347 aplicados sobre aços estruturais 2,25Cr-1Mo e 2,25Cr-1Mo-0,25V.** 2016.130f. Dissertação de mestrado em Engenharia e Ciências de Materiais. Universidade Federal do Ceará, Ceará. 2016.

AWS A5.28/A5.28M:2005 Specification for Low-Alloy Steel Electrodes and Rods for Gas Shielding Arc Welding

CHANCE, J.; GRADWELL, K.J.; COOP, W.; ROSCOE, C.Y. **Proceeding of Inter.** Conference of Duplex Stainless Steels, The USA, 1982, Paper 8201-019, p. 371 apud SHARAFI, S. Microstructure of Super-duplex Stainless Steels. Dissertation for the degree of Doctor of Philosophy at the University of Cambridge-Department of Materials Science and Metallurgy, September 1993.

CHARLES, J. **Structure and mechanical properties of duplex stainless steels.** In Conference Duplex Stainless Steels'94, Glasgow-Scotland, 1994. paper K1, Proceedings. England, TWI, 1994.

CHIAVERINI, V. **Aços e ferros fundidos.** 7.ed. São Paulo: Associação Brasileira de Metalurgia e Materiais. Cap. 23: Aços resistentes à corrosão, p. 381-424, 2002.

CHIAVERINI, Vicente. **Aços e Ferros Fundidos.** 6^a. São Paulo: ABM - Associação Brasileira de Metalurgia e Materiais, 1988

DAVIS, Joseph R. **Alloying Understanding the Basics**. 1ª. Ohio: ASM International, 2001.

EASTERLING K.; **Introduction to the physical metallurgy of welding**. Segunda edição. Londres: Butterworth-Heinemann, 1992

GUNN, Robert N. **Duplex Stainless Steel: Microstructure, Properties and Applications**. 1ª. Abington: Woodhead Publishing Ltd, 1997.

KARLSSON, L. **Intermetallic phase precipitation in duplex stainless steels and weld metals: metallurgy, influence on properties, welding and testing aspects**. WRC Bulletin. #438, 1999.

Kim, S. T. et al. **“Effects of solution heat-treatment and nitrogen in shielding gas on the resistance to pitting corrosion of hyper duplex stainless steel welds”**, Corrosion Science, v. 53, p. 1939-1947, 2011

KOMIZO, Y.; OGAWA, K.; AZUMA, S. **HAZ embrittlement in high Cr- Mo duplex stainless steel and the effects of Ni and N**. Welding International. v.5, n.4, p. 227-282, 1991

KOU, S.; **Welding metallurgy**. Segunda edição. Hoboken: John Wiley & Sons. Hoboken, 2003.

Lacerda, J. C. **“Efeito do aporte térmico e adição de nitrogênio no gás de proteção na transição dúctil-frágil de um aço inoxidável AISI 409 soldado pelo processo GMAW”**. Dissertação de M. Sc., Universidade Federal de Ouro Preto/UFOP, Ouro Preto, MG, Brasil, 2007.

LILJAS, M.; QVARFORT, R. **Influence of nitrogen on weldments in UNS S31803**. In: Duplex, stainless steels´86. Proceedings. P. 244-256. The Hague, 1986.

LIPPOLD, John C., e Damian J. KOTECKI. **Welding Metallurgy and Weldability of Stainless Steels**. 1ª. Hoboken: John Wiley & Sons, Inc., 2005.

LONDOÑO, Antônio José Ramírez. **“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)* - Departamento de Eng. Metalúrgica da Escola Politécnica da USP. São Paulo, 1997.

MENEZES, J. W. A. **Análise quantitativa da fase ferrítica do aço inoxidável duplex UNS S31803 na condição soldada.** Fortaleza (2005). Dissertação (Mestrado). Universidade Federal do Ceará.

MIRANDA, H.C. **Influência da Indutância na Soldagem MIG/MAG na posição Sobre-cabeça.** (Dissertação) Universidade Federal de Uberlândia, 2002. 215 p.

MORENO, J. R. S. **Degradação da resistência à corrosão de aços inoxidáveis duplex, devido ao envelhecimento em baixas temperaturas por tempos prolongados.** Tese (Doutorado)-Universidade Federal de São Carlos, 2004.

MUTHUPANDI, V.; SRINIVASAN, P.B.; SESHADRI, S.K.; SUNDARESAN, S. **Effect of weld metal chemistry and heat input on the structure and properties of duplex stainless steel welds.** Materials Science and Engineering A358. Janeiro, 2003.

MUTHUPANDI, V.; SRINIVASANA, P. B.; SHANKARB, V.; SESHADRIC, S. K.; SUNDARESAN, S. **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 59 2305 – 2309, 2005.

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

NUNES, E. B. **Propriedades mecânicas e caracterização microestrutural na soldagem do aço inoxidável duplex UNS S31803 (SAF 2205).** 2009. 203 f. Dissertação (Mestrado em Ciência de Materiais) – Centro de Tecnologia, Universidade Federal do Ceará, Fortaleza, 2009.

OLIVEIRA, Carolina Gomes de. **Avaliação da susceptibilidade à corrosão dos aços inoxidáveis super duplex uns s32750 (SAF 2507) e UNS S32760 (ZERON100) utilizando uma célula de EPR portátil**2012. 181f. 2014. Dissertação

de Mestrado em Engenharia e Ciência de Materiais. Universidade Federal do Ceará, Ceará. 2014.

Pardal, J. M.; Tavares, S. S. M.; Ponzio, E. A.; Schmitt, V. M. *Rev. Virtual Quim.*, 2013, **Uma Revisão da Resistência à Corrosão em Aços Inoxidáveis Duplex e Superduplex.**

RAMIREZ, A. J. **Precipitação de fases intermetálicas e austenita secundária na ZAC de soldagem multipasse de aços inoxidáveis duplex.** São Paulo, 2001. Tese (Doutorado) - Escola Politécnica, Universidade de São Paulo.

SCOTTI, A.; PONOMAREV, V. **Soldagem MIG/MAG: melhor entendimento, melhor desempenho.** 1.ed. São Paulo: Artlibre, 2008. 284 p

SILVA, C. C. **Revestimentos de liga de níquel depositados pelo processo TIG com alimentação de arame frio: aspectos operacionais e metalúrgicos.** 2010.326 f. Tese (Doutorado em Ciência de Materiais) – Centro de Tecnologia, Universidade Federal do Ceará, Fortaleza, 2010.

SOUSA, Ana Larissa Pereira. **Estudo dos Parâmetros Operacionais e do Balanço de Fases na Soldagem com Arame Tubular do Aço Inoxidável UNS S31803.** 2018. 95 f. Trabalho de Conclusão de Curso - Universidade Federal do Ceará, Ceará, 2018.

Still, J. R. **“The use of duplex stainless steel in the offshore oil and gas industry – part 2”**, *Welding & Metal Fabrication*, p. 331-339, Aug-Sept., 1994.

SVENSSON, L.E.; GRETOFT, B. **Properties-microstructure relationship for duplex stainless steel weld metals.** In: **Conference Duplex Stainless Steels’86**, The Hauge-The Netherlands, 1986. Proceedings. Nederlands Institut Voor Lastechniek, p. 288-294, The Netherlands, 1986.

TATAGIBA, L. C. S.; GONÇALVES, R. B.; PARANHOS, R. **Tendências no desenvolvimento de gases de proteção utilizados na soldagem MIG/MAG.** *Revista soldagem & inspeção*, São Paulo, v. 17, n. 3, p. 218-228, sept. 2012

VILLER, Alan Fábio. GUIMARÃES, Bruno Henrique Dias. SANTANA, Carla Jacob. XAVIER, Carlos Roberto Xavier. MARCELO, Célio de Jesus. MELO, Ever Grisol de. SILVA, Felipe Ribeiro da. CASTRO, José Adilson de. **Efeito da composição do gás de proteção sobre a microestrutura da zona fundida do aço inoxidável duplex SAF 2205**. Associação Brasileira de Engenharia e Ciências Mecânicas v. 7, Maio, 2013.

ZAMPROGNO, E.B., et al. **“Influência da variação da energia de soldagem na formação da microestrutura do aço UNS S32304”**, In: VI Congresso Nacional de Engenharia Mecânica, 10-1289, Campina Grande, Paraíba, Brasil, 18-21 Agosto 2010.