

**AVALIAÇÃO DA MICROESTRUTURA E PROPRIEDADES
MECÂNICAS DE SOLDAS TIG AUTÓGENAS EM FITAS DE AÇO
INOXIDÁVEL DUPLEX UNS S32205**

LUCAS LOPES DA COSTA

UNIVERSIDADE ESTADUAL DO NORTE FLUMINENSE – UENF

CAMPOS DOS GOYTACAZES – RJ
OUTUBRO – 2018

AVALIAÇÃO DA MICROESTRUTURA E PROPRIEDADES
MECÂNICAS DE SOLDAS TIG AUTÓGENAS EM FITAS DE AÇO
INOXIDÁVEL DUPLEX UNS S32205

LUCAS LOPES DA COSTA

Dissertação apresentada ao Programa de Pós-Graduação em Engenharia e Ciência dos Materiais do Centro de Ciência e Tecnologia da Universidade Estadual do Norte Fluminense Darcy Ribeiro, como parte das exigências necessárias à obtenção do Título de Mestre em Engenharia e Ciência dos Materiais – Área de concentração: Metalurgia Física | Soldagem.

Orientador: Prof. Ronaldo Paranhos

CAMPOS DOS GOYTACAZES – RJ
OUTUBRO – 2018

FICHA CATALOGRÁFICA

UENF - Bibliotecas

Elaborada com os dados fornecidos pelo autor.

C837

Costa, Lucas Lopes da.

Avaliação da microestrutura e propriedades mecânicas de soldas TIG autógenas em fitas de aço inoxidável duplex UNS S32205 / Lucas Lopes da Costa. - Campos dos Goytacazes, RJ, 2018.

109 f. : il.

Bibliografia: 97 - 109.

Dissertação (Mestrado em Engenharia e Ciência dos Materiais) - Universidade Estadual do Norte Fluminense Darcy Ribeiro, Centro de Ciência e Tecnologia, 2018.
Orientador: Ronaldo Pinheiro da Rocha Paranhos.

1. Tubo flexível. 2. Aço inoxidável duplex. 3. Soldagem. 4. TIG autógeno. I. Universidade Estadual do Norte Fluminense Darcy Ribeiro. II. Título.

CDD - 620.11

**AVALIAÇÃO DA MICROESTRUTURA E PROPRIEDADES
MECÂNICAS DE SOLDAS TIG AUTÓGENAS EM FITAS DE AÇO
INOXIDÁVEL DUPLEX UNS S32205**

LUCAS LOPES DA COSTA

Dissertação apresentada ao Programa de Pós-Graduação em Engenharia e Ciência dos Materiais do Centro de Ciência e Tecnologia da Universidade Estadual do Norte Fluminense Darcy Ribeiro, como parte das exigências necessárias à obtenção do Título de Mestre em Engenharia e Ciência dos Materiais – Área de concentração: Metalurgia Física | Soldagem.

Aprovada em 30 de Outubro de 2018.

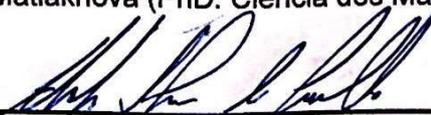
Comissão examinadora:



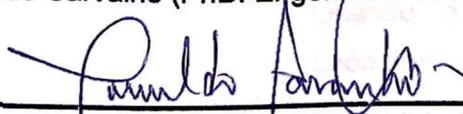
Prof.^a. Angélica da C. dos Santos (DSc. Engenharia e Ciência dos Materiais) – IFF



Prof.^a. Lioudmila A. Matlakhova (PhD. Ciência dos Materiais Metálicos) – UENF



Prof. Eduardo Atem de Carvalho (PhD. Engenharia Mecânica) – UENF



Prof. Ronaldo P. R. Paranhos (PhD. Tecnologia da Soldagem) – UENF (Orientador)

DEDICATÓRIA

Dedico este trabalho a Deus, a minha avó Alcinéa (*in memoriam*), a meus pais Orlando e Norma, a meus irmãos Leonardo e Leonel, a minha noiva Mariana e a todos meus amigos do Porto do Açú.

AGRADECIMENTOS

Em primeiro lugar agradeço a Deus, por sempre me proporcionar oportunidades de estudo e me fazer capaz de alçar voos.

Aos professores do programa de pós-graduação em Engenharia e Ciência dos Materiais da UENF, por todo apoio e conhecimento transferido.

Ao professor e orientador Ronaldo Paranhos, pela confiança, paciência e suporte a realização deste trabalho.

Ao Silvio Mendes, técnico de laboratório do LAMAV, pela contribuição e suporte na preparação das amostras e execução dos ensaios necessários.

Aos amigos do trabalho, em especial aos da linha de processo da Carcaça, envolvidos nos setores de Operação, Engenharia, Laboratório e Qualidade, pela amizade e parceria ao longo dos 5 anos e meio de trajetória na empresa.

A equipe da Tecmetal, em especial ao Henrique Fontes, por todo conhecimento e experiências compartilhadas na execução de testes e análises fundamentais na construção do conhecimento.

A minha avó Alcinéa, que por desígnios divinos não pode alcançar minha trajetória profissional e acadêmica, mas que sempre me incentivou nos estudos.

A minha família, Orlando, Norma, Leonel e, sobretudo ao meu irmão Leonardo, que sempre tive como exemplo de perseverança e dedicação aos estudos.

A minha noiva Mariana Menezes, todo meu amor e gratidão, pela paciência, compreensão, abnegação e apoio nos momentos mais difíceis deste trabalho e da vida.

Por fim, mas não menos importante, agradeço a todos aqueles, amigos e colegas, que de alguma forma contribuíram e me incentivaram ao longo desta trajetória.

EPÍGRAFES

“No meio da dificuldade encontra-se a oportunidade.”

Albert Einstein

“E quando a vida te surpreender, surpreenda-a também.”

Lucas Lopes

SUMÁRIO

ÍNDICE DE FIGURAS	IV
ÍNDICE DE TABELAS	VIII
RESUMO.....	IX
ABSTRACT.....	X
CAPITULO 1 – INTRODUÇÃO	1
1.1. Justificativas	2
1.2. Objetivo	3
CAPÍTULO 2 – REVISÃO BIBLIOGRÁFICA.....	4
2.1. Tubos Flexíveis	4
2.2. Aços Inoxidáveis	8
2.2.1. Classificação dos Aços Inoxidáveis	9
2.2.2. Aços Inoxidáveis Ferríticos	10
2.2.3. Aços Inoxidáveis Austeníticos	11
2.2.4. Aços Inoxidáveis Martensíticos.....	12
2.2.5. Aços Inoxidáveis Endurecidos por Precipitação	14
2.2.6. Aços Inoxidáveis Duplex.....	15
2.3. Aços Inoxidáveis Duplex (AID).....	16
2.3.1. Influência dos Principais Elementos de Liga	17
2.3.2. Aplicação dos AIDs.....	17
2.3.3. Propriedades Físicas	19
2.3.4. Propriedades Mecânicas	20
2.3.5. Microestrutura.....	23
2.3.6. Metalurgia Física	24
2.3.7. Resistência à Corrosão	28
2.3.8. Fases Secundárias e Deletérias.....	31

2.4. Soldagem dos Aços Inoxidáveis Duplex	35
2.4.1. Processos de Soldagem.....	36
2.4.1.1. Soldagem TIG (GTAW)	37
2.4.2. Metalurgia da Soldagem.....	40
2.4.2.1. Efeito da Energia de Soldagem	40
2.4.2.2. Efeito da Temperatura de Pré-aquecimento.....	43
2.4.2.3. Efeito do Gás de Proteção.....	44
2.4.2.4. Balanço Ferrita-Austenita	46
2.4.2.5. Microestrutura dos AIDs após soldagem	47
CAPITULO 3 – MATERIAIS E MÉTODOS.....	53
3.1. Materiais.....	53
3.2. Preparação dos Corpos de Prova	54
3.2.1. Cuidados antes da Soldagem.....	54
3.3. Configuração da Máquina de Solda	54
3.3.1. Parâmetros de Soldagem Variados	55
3.4. Soldagem dos Corpos de Prova	56
3.4.1. Cuidados após a Soldagem.....	58
3.5. Ensaio Não Destrutivos	58
3.5.1. Inspeção Visual	59
3.5.2. Inspeção por Líquido Penetrante.....	59
3.6. Avaliação Dimensional	59
3.7. Preparação Metalográfica	60
3.8. Macrografia	61
3.9. Caracterização Microestrutural	61
3.10. Ensaio Destrutivos.....	62
3.10.1. Ensaio de Tração.....	62
3.10.2. Ensaio de Dobramento	63

3.10.3. Dureza	64
CAPÍTULO 4 – RESULTADOS E DISCUSSÃO	66
4.1. Ensaio Não Destrutivos	66
4.2. Avaliação Dimensional	66
4.3. Macrografia	68
4.4. Caracterização Microestrutural	72
4.4.1. Quantificação do Balanço Ferrita-Austenita	72
4.4.2. Microestrutura do Metal Base	73
4.4.3. Microestrutura da Solda – ZTA	74
4.4.4. Microestrutura da Solda – ZF	77
4.4.5. Precipitação de Nitretos	79
4.5. Ensaio Destrutivos	81
4.5.1. Ensaio de Tração	81
4.5.2. Ensaio de Dobramento	83
4.5.3. Ensaio de Dureza	83
4.6. Efeito do Pré-aquecimento	86
4.7. Efeito da Energia de Soldagem	88
4.8. Efeito do Gás de Proteção	91
4.9. Considerações Finais	94
CAPÍTULO 5 – CONCLUSÕES	95
CAPÍTULO 6 – SUGESTÕES DE TRABALHOS	96
CAPÍTULO 7 – REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS	97

ÍNDICE DE FIGURAS

Figura 1 - Tubo flexível e suas camadas. Disponibilizado pelo autor.	6
Figura 2 - Tubo de carcaça (a) após corte para remoção de amostra para análise de perfil ao início e final de produção e (b) máquina de fabricação de carcaça. Adaptado de Nielsen (2014).	6
Figura 3 - Expansão térmica $\times 10^{-8}$ /°C, variando de 30°C a 100°C. Adaptado de Senatore <i>et al.</i> (2007).	19
Figura 4 - Limite de escoamento em função do volume de ferrita. Adaptado de Floreen e Hayden (1968).	22
Figura 5 - Microestrutura típica de um aço duplex após laminação a frio. Disponibilizado pelo autor.	23
Figura 6 - Diagrama de equilíbrio ternário Fe-Cr-Ni. Adaptado de Pohl <i>et al.</i> (2006).	24
Figura 7 - Fração de fases em equilíbrio para o Duplex 2205, em função da temperatura. Simulação por Thermo-Calc [®] . Adaptado de Shirachinda <i>et al.</i> (2010).	25
Figura 8 - Diagrama pseudobinário Fe-Cr-Ni contendo 70% de Fe. Adaptado de Pohl <i>et al.</i> (2007).	26
Figura 9 - Diagrama de Schaeffler. Adaptado de Fedele <i>et al.</i> (1999; <i>apud</i> Schaeffler, 1949).	27
Figura 10 - Diagrama de De Long, WRC-1992.	28
Figura 11 - Análise EDS da zona fundida da solda do Duplex 2205. Adaptado de Paulraj e Garg (2016).	29
Figura 12 - Variação da taxa de corrosão em função do aporte térmico em soldas de um AID. Adaptado de Paulraj e Garg (2016).	30
Figura 13 - Quadro comparativo da resistência ao pite dos aços inoxidáveis. Adaptado da ArcelorMittal.	31
Figura 14 - Diagrama de precipitação do aço duplex 2205. Adaptado de Sedriks (1996).	32
Figura 15 - Microscopia eletrônica de transmissão de um carboneto de Cromo na interface ferrita/austenita. Adaptado de Horvath <i>et al.</i> (1995)	33
Figura 16 - Nitretos de cromo da zona fundida de um aço duplex. Adaptado de Santos (2016).	34

Figura 17 - Evolução dos carbonetos de Cr no contorno de grão da austenita com ferrita do aço duplex (a) envelhecido a 850°C por 6min e (b) por 40min e em seguida temperado em água. Adaptado de Zucato <i>et al.</i> (2002).	35
Figura 18 - Fase Chi em um aço duplex UNS S32205 após recozimento a 1080°C, seguido de um aquecimento isotérmico a 830°C por período de até 9h. Adaptado de Isern <i>et al.</i> (2016).	35
Figura 19 - Esquema ilustrativo do processo de soldagem TIG (GTAW). Adaptado de Merkle Group.....	37
Figura 20 - Gráfico de tensão para fonte pulsada. Adaptado de Bracarense (2002).....	39
Figura 21 - Efeito do aporte térmico sobre a formação de fase. Adaptado de Olaya-Luengas <i>et al.</i> (2016)	42
Figura 22 - Efeito da adição de N no gás de solda no aço Duplex 2205. Adaptado de Gunn (1997).	45
Figura 23 - Microestrutura da região soldada da amostra de aço duplex UNS31803 soldado com TIG autógeno, corrente pulsada, argônio puro e pré-aquecimento de 200°C. Adaptado de Santos (2016).....	48
Figura 24 - ZTA simulada pelo Gleeble de um AID UNS S32205.	49
Figura 25 – Microestrutura da ZTA de uma amostra soldada com corrente contínua, argônio com 10%N e pré-aquecimento de 200°C. Adaptado de Santos (2016).	50
Figura 26 - Fração de austenita para diferentes condições soldadas. Adaptado de Santos (2016).....	50
Figura 27 – Fração volumétrica de Cr ₂ N precipitada no AISD UNS 32550 em função da energia de soldagem simulada. Adaptado de Londoño (2001).	51
Figura 28 - Micrografias das ZTA's simuladas com aportes de calor de (a) 1,5kJ/mm e têmpera a 500°C, (b) 3,0kJ/mm e têmpera a 500°C, (c) 1,5kJ/mm e têmpera a 250°C, (b) 3,0kJ/mm e têmpera a 250°C. Adaptado de Olaya-Luengas <i>et al.</i> (2016)....	52
Figura 29 – Metalografia da ZF de (a) uma amostra soldada com corrente pulsada, argônio puro, sem pré-aquecimento e (b) com pré-aquecimento de 300°C. Adaptado de Santos (2016).....	52
Figura 30 - Esquema ilustrativo da montagem da junta de solda com (a) vista lateral e (b) superior.....	54
Figura 31 - Sistema de mecanização Ideal-Werk (a) e a máquina de solda Fronius (b).....	56

Figura 32 - Condições de soldagem investigadas.	57
Figura 33 - Corpos de prova soldados pelo processo TIG autógeno.	58
Figura 34 - Esquema de medição da solda.	60
Figura 35 - Corpo de prova de tração: (a) após estampagem e (b) dimensões conforme ASTM A-370.	63
Figura 36 - Máquina de dobramento (a) e (b) corpo de prova ensaiado.	64
Figura 37 - Perfil de dureza Vickers HV-10.	65
Figura 38 - Durômetro Vickers Zwick Roell ZHV-10.	65
Figura 39 - Registro típico da inspeção visual (a) da face e (b) raiz, e inspeção por líquido penetrante (c) da face, (d) raiz e lateral da solda.	66
Figura 40 – Avaliação dimensional do cordão de solda.	67
Figura 41 - Seção transversal com excesso de concavidade.	68
Figura 42 - Macrografias das soldas autógenas de AID.	71
Figura 43 - Teor de ferrita nas regiões ZF e ZTA.	73
Figura 44 - Microestrutura do AID UNS S32205 como recebido.	73
Figura 45 - Micrografia confocal da solda do AID UNS S32205 com (a) 54x e (b) 108x de aumento.	74
Figura 46 - Micrografias da zona termicamente afetada das soldas autógenas do AID UNS S32205.	76
Figura 47 - Micrografia confocal da zona fundida da solda do AID UNS S32205 com (a) 108x e (b) 216x.	77
Figura 48 - Micrografias da zona fundida das soldas autógenas do AID UNS S32205.	79
Figura 49 - Microestrutura da solda (a) com e (b) sem adição de nitrogênio no gás de proteção. Aumento de 50x.	80
Figura 50 – Nuvens de nitretos de cromo da solda (a) com e (b) sem adição de nitrogênio no gás de proteção. Aumento de 500x.	81
Figura 51 - Limite de resistência em função do percentual de ferrita.	82
Figura 52 – Fita soldada após ensaio de dobramento de (a) face e de (b) raiz.	83
Figura 53 - Registro das endentações de dureza Vickers HV-10.	84
Figura 54 - Valores de dureza Vickers HV10 da região da solda e metal base.	84

Figura 55 - Relação dureza com percentual de ferrita das condições soldadas.....	86
Figura 56 - Efeito da temperatura de pré-aquecimento no percentual de ferrita da ZF.....	87
Figura 57 - Efeito da temperatura de pré-aquecimento no percentual de ferrita da ZTA.	87
Figura 58 - Limite de resistência em função da temperatura de pré-aquecimento.	87
Figura 59 - Dureza Vickers em função da temperatura de pré-aquecimento.	88
Figura 60 - Percentual de ferrita na ZF do aço AID UNS S32205 em função da energia de soldagem.....	89
Figura 61 - Percentual de ferrita na ZTA do aço AID UNS S32205 em função da energia de soldagem.....	89
Figura 62 - Limite de resistência em função energia de soldagem.....	90
Figura 63 - Dureza Vickers em função da energia de soldagem.....	91
Figura 64 - Percentual de ferrita em relação à composição do gás de proteção.....	92
Figura 65 - Limite de resistência em função da composição do gás de proteção.	92
Figura 66 - Dureza Vickers em função da composição do gás de proteção.....	93

ÍNDICE DE TABELAS

Tabela 1 - Classificação do tubo flexível.....	5
Tabela 2 - Tipos de aços inoxidáveis ferríticos e suas composições químicas.....	11
Tabela 3 - Tipos de aços inoxidáveis austeníticos e suas composições químicas	12
Tabela 4 - Tipos de aços inoxidáveis martensíticos e suas composições químicas	13
Tabela 5 - Tipos de aços inoxidáveis endurecíveis por precipitação e suas composições químicas	14
Tabela 6 - Tipos de aços inoxidáveis duplex e suas composições químicas.....	16
Tabela 7 - Propriedades físicas do aço inoxidável duplex UNS S32205.	19
Tabela 8 - Comparação das propriedades de tração de diferentes aços inoxidáveis duplex.....	20
Tabela 9 - Propriedades mecânicas do aço inoxidável duplex UNS S32205 após laminação e recozimento.	21
Tabela 10 - Classificação dos elementos de liga.	27
Tabela 11 - Tipos de correntes e suas características.....	38
Tabela 12 - Valores típicos do fator de rendimento η	41
Tabela 13 - Relação α/γ em diversas condições de soldagem.	47
Tabela 14 - Composição química da fita de aço inoxidável duplex UNS S32205 em percentual. Valores informados pelo certificado de matéria-prima.....	53
Tabela 15 - Propriedades mecânicas e microestruturais da fita de aço inoxidável duplex UNS S32205. Valores informados no certificado de matéria-prima.....	53
Tabela 16 - Parâmetros de soldagem fixos durante a soldagem.	55
Tabela 17 - Avaliação dimensional das soldas de cada condição.	67
Tabela 18 - Teor de ferrita nas regiões ZF e ZTA de cada condição soldada.	72
Tabela 19 - Propriedades mecânicas em tração da fita de AID UNS S32205	81
Tabela 20 - Dureza Vickers média das condições soldadas.....	84

RESUMO

Avaliação da Microestrutura e Propriedades Mecânicas de soldas TIG autógenas em Fitas de Aço Inoxidável Duplex UNS S32205

Entre os possíveis tipos de aço inoxidável, tem-se o duplex, empregado na carcaça, primeira camada do tubo flexível. Durante a fabricação desta camada é necessário realização de soldas para união das bobinas de fita de duplex. Objetivando alcançar os parâmetros de soldagem ideais, este trabalho investigou o efeito do pré-aquecimento, da energia de soldagem e da adição de nitrogênio no gás de proteção sobre a microestrutura e propriedades mecânicas dessas soldas. Utilizando fitas de aço inoxidável duplex UNS S32205 com espessura de 2,7 mm, sete conjuntos de solda foram realizados pelo processo TIG, sem adição de metal. Todas as condições soldadas foram avaliadas através de ensaios não destrutivos, ensaio de dobramento, tração, dureza, verificação dimensional, macrografia, micrografia ótica e confocal. Os resultados obtidos nos ensaios mecânicos se mostraram satisfatórios para todas as condições soldadas. A avaliação macrográfica revelou um nítido desbalanceamento de fases na solda realizada com argônio puro, confirmada pela avaliação microestrutural e contagem de ferrita. Por fim concluiu-se que a adição de 5% de nitrogênio ao gás de proteção argônio foi a variável que mais influenciou para reestabelecimento do balanço de fases da solda. O pré-aquecimento teve forte efeito na formação de austenita da ZTA. As variações de parâmetros estabelecidas neste trabalho não foram suficientes para promover efeitos significativos no resultado de dobramento. A dureza da solda apresentou leve tendência de queda com o aumento da energia de soldagem. A resistência à tração, no entanto, apresenta ligeiro aumento para soldas com maior teor de ferrita.

Palavras-chaves: Tubo flexível. Aço inoxidável duplex. Soldagem. TIG autógeno.

ABSTRACT

Microstructure and Mechanical Properties Evaluation of autogenous TIG welds on Duplex UNS S32205 Stainless Steel Strips

Among the possible types of stainless steel, one is the duplex, used in the carcass, first layer of the flexible pipe. During the fabrication of this layer it is necessary to perform welds for joining the duplex strip coils. In order to reach the ideal welding parameters, this work aims to investigate the effect of preheating, heating input and nitrogen addition on the shielding gas over the microstructure and mechanical properties of these welds. Using UNS S32205 duplex stainless steel strips with a thickness of 2.7 mm, seven sets of welds were prepared by TIG process, without addition of metal. All weld conditions were evaluated by nondestructive tests, bending test, tensile strength, hardness, dimensional verification, macrography, optical and confocal micrographs. The results obtained in the mechanical tests were satisfactory for all conditions. The macrographic evaluation revealed a clear unbalance of phases in the weld using pure argon, confirmed by the microstructural evaluation and ferrite counting. Finally, it was concluded that the addition of 5% nitrogen to the argon shielding gas was the variable that most influence the reestablishment of the weld phase balance. Preheating had a strong effect on austenite formation in HAZ. The parameter variations established in this work were not sufficient to promote significant effects on the bending results. The hardness showed a slight downward tendency with the increase of the heating input. The tensile strength, however, presents slight increase for welds with higher ferrite content.

Keywords: Flexible pipe. Duplex stainless steel. Welding. Autogenous TIG.

CAPITULO 1 – INTRODUÇÃO

Uma das principais atividades que movimenta a economia brasileira é a exploração e produção de petróleo. A descoberta dos campos de pré-sal no ano 2006, trouxe ao segmento um grande desafio, o desenvolvimento de equipamentos submarinos robustos, capazes não somente de suportar as grandes profundidades de lâmina d'água, como também a severidade dos fluidos produzidos.

Grandes concentrações de H₂S, CO₂, cloretos, baixo pH, associadas às elevadas temperaturas e pressões, levam a necessidade de se empregar materiais cada vez mais resistentes, principalmente no que se refere à corrosão. Neste contexto, os aços inoxidáveis têm sido vastamente aplicados nos equipamentos *offshore* mais solicitados, justamente por combinarem boas propriedades mecânicas com excelente resistência à corrosão.

Dentre os possíveis tipos de aço inoxidável, tem-se o duplex, empregado na primeira camada do tubo flexível. A escolha desta liga está relacionada às condições de operação as quais este material será submetido, quando tiver contato direto com o fluido de produção, mistura de óleo, água, gás e sedimentos do próprio reservatório.

Com objetivo de melhor compreender a influência dos parâmetros de soldagem na microestrutura e propriedades mecânicas das soldas de fitas do aço inoxidável duplex (AID) aplicado à fabricação da carcaça do tubo flexível, firmou-se uma parceria técnico-científica entre uma fabricante de tubo flexível e o Laboratório de Materiais Avançados (LAMAV) da Universidade Estadual do Norte Fluminense (UENF).

Nesse estudo, foram confeccionados sete conjuntos de amostras de soldas de fitas de aço inoxidável duplex 2205 (UNS S32205) com espessura de 2,7mm e largura de 135 mm. Tais amostras foram soldadas através do processo TIG (*Tungsten Inert Gas*) autógeno em um único passe, utilizando-se tanto argônio puro quanto em mistura com adição de 5% de nitrogênio. Por fim, cada condição foi avaliada em relação às propriedades mecânicas e às microestruturas pós-soldagem, na região do metal de solda e zona termicamente afetada (ZTA).

Após inspeção visual e por líquido penetrante, as amostras foram submetidas aos ensaios mecânicos de tração, dobramento e dureza, e por fim caracterizados por microscopia ótica e confocal.

1.1. Justificativas

Para construção e montagem dos equipamentos que utilizam o aço inoxidável duplex, faz-se necessária realização de operações de soldagem desses aços. Esta, por sua vez, pode modificar as propriedades e microestrutura finais desses aços, enfraquecendo-os nas regiões que foram submetidas aos ciclos térmicos de soldagem. Desta forma, o presente estudo agrega conhecimento à comunidade científica, justificando-se por vários pontos de vista.

Do ponto de vista tecnológico, a pesquisa justifica-se pela contribuição para o entendimento do efeito do pré-aquecimento, da energia de soldagem e da adição de nitrogênio no gás de proteção na microestrutura e propriedades mecânicas de soldas do aço inoxidável duplex UNS S32205, bem como melhorar a qualidade e propriedades destas soldas.

Do ponto de vista científico, a pesquisa justifica-se pela ampliação do conhecimento científico a cerca do processo de soldagem TIG autógeno aplicado aos aços inoxidáveis duplex, classe de aço sob constantes pesquisas e desenvolvimentos para atender novos critérios e requisitos de aplicação em condições severas.

Do ponto de vista ambiental, a pesquisa justifica-se pela minimização do risco de acidentes ambientais relacionados à corrosão localizada nestas soldas, principalmente na exploração de petróleo em águas profundas, onde se aplicam os aços inoxidáveis duplex em larga escala.

Do ponto de vista regional, a pesquisa justifica-se pela aproximação das empresas petrolíferas à Universidade, na resolução de problemas práticos, com peso científico, em especial as fabricantes de tubos flexíveis localizadas no complexo portuário do Açu.

1.2. Objetivo

Este trabalho tem por objetivo estudar o efeito do pré-aquecimento, da energia de soldagem e da adição de 5% de nitrogênio ao gás de proteção argônio, sobre a microestrutura e propriedades mecânicas de soldas TIG autógenas de fitas de aço inoxidável duplex UNS S32205, usadas em carcaças de tubos flexíveis.

Como objetivos específicos propõem-se:

- Caracterizar por avaliação dimensional e macrografia cada condição de teste;
- Avaliar o balanço de fases da microestrutura de cada condição de teste;
- Analisar por microscopia óptica e confocal a presença de fases deletérias;
- Avaliar o efeito do pré-aquecimento sobre as propriedades mecânicas e microestrutura das soldas;
- Avaliar o efeito da energia de soldagem sobre as propriedades mecânicas e microestrutura das soldas;
- Avaliar o efeito da adição de nitrogênio no gás de proteção sobre as propriedades mecânicas e microestrutura das soldas;

CAPÍTULO 2 – REVISÃO BIBLIOGRÁFICA

2.1. Tubos Flexíveis

O papel da engenharia submarina tem sido decisivo para exploração e produção em águas profundas e ultraprofundas. Soluções tecnológicas sofisticadas, com equipamentos bastante específicos, permitem levar o petróleo e o gás natural do fundo do mar até as unidades de produção (Petrobras, 2015).

De acordo com a Petrobras, os tubos flexíveis são linhas ou dutos flexíveis empregados em todo sistema submarino de coleta e escoamento, que conduzem os fluidos produzidos pelo poço para as unidades flutuantes de produção *offshore*. Podem ser utilizados para a interligação de uma unidade a outra, para injeção e descarte de fluidos nos reservatórios ou ainda para a exportação da produção de óleo e gás para terra. Apresenta formato tubular, com camadas de materiais metálicos e não metálicos, cada qual com uma função específica, e em suas extremidades possuem conectores (Petrobras, 2015).

Os tubos flexíveis são utilizados na indústria de óleo e gás, como uma das alternativas para interligar as plataformas flutuantes de produção aos poços de petróleo. Eles transportam fluidos, tanto de produção, como óleo bruto, quanto de injeção, para os reservatórios, como água e gás. No entanto, segundo Simões (2011) e Fachini (2014), sua aplicação iniciou-se na Segunda Guerra Mundial, com a instalação de um duto similar aos atuais, no Canal da Mancha, que separa a Inglaterra da região norte da França.

Este projeto ficou conhecido como PLUTO (“*Pipe Line Under The Ocean*”) e deu origem ao duto HAIS, tubo com camada interna fabricada em chumbo, seguida de camadas de papel, algodão com betume, fita de aço maleável, fibras de juta, arames de aço, finalizando com mais uma camada externa de juta. Seu objetivo era transportar gasolina do sul da Inglaterra para o norte da França, para suprir as necessidades dos caminhões e tanques de guerra por volta de 1942 (Fachini, 2014).

Hoje os tubos flexíveis já evoluíram bastante, tanto em processos de fabricação, quanto nos materiais aplicados em cada camada e acabaram se adequando às exigências da indústria *offshore*, onde acabou tendo principal aplicação (Fachini, 2014).

O custo de fabricação do tubo flexível pode alcançar até cinco vezes o custo de um tubo rígido, porém, quando somado ao custo de instalação, o flexível acaba sendo mais vantajoso. Além da maior facilidade e rapidez na instalação em lâminas d'água profundas, o tubo flexível é fácil de transportar, por ser enrolado em carretéis, e podem ser transferidos para outros poços ou campos com maior facilidade e menor custo. Tudo isso facilita e dá flexibilidade às exploradoras de petróleo (Silva, 2010).

Dentre as vantagens do duto flexível sobre o rígido, pode-se destacar:

- Antecipação da produção através do sistema de piloto de produção;
- Reutilização dos dutos em diferentes sistemas, seja de produção ou injeção;
- Facilidade de instalação, com possibilidade de lançamento simultâneo;
- Capacidade de lançamento de grandes trechos de dutos em uma única campanha do navio lançador de linhas;
- Capacidade de ser enrolado, armazenado e transportado em carretéis.

De acordo com a prática recomendada API 17B (2014), os tubos flexíveis podem ser classificados de diferentes formas, como apresentado na Tabela 1.

Tabela 1 - Classificação do tubo flexível.

Classificação	Subclassificação	Descrição
Tipo de ligação entre camadas	Aderente (<i>Bonded</i>)	As camadas são independentes, sem fixação entre si.
	Não-aderente (<i>Unbonded</i>)	As camadas são aderidas entre si, uma dependente da outra para exercer sua função.
Tipo de fluido que transporta	Produção	Transporta petróleo bruto, gás, condensados e água.
	Injeção	Transporta água, gás e produtos químicos para o poço.
	Exportação	Transporta petróleo semiprocessado e gás tratado.
	Serviços	Transporta produtos químicos de topo de poço e fluidos de controle.
Posicionamento na instalação	<i>Riser</i>	Trecho sujeito a cargas dinâmicas, da plataforma até tocar o leito marinho.
	<i>Flowline</i>	Trecho estático, instalado no leito marinho até a árvore de natal molhada (ANM).

Fonte: Norma API 17B (2014)

De acordo com a especificação API 17J (2017), Figura 1, os tubos flexíveis são compostos por cinco camadas básicas e estruturais, onde cada uma deve atender aos critérios mínimos de teste de aceitação de fábrica (*FAT*), de condição de serviço no campo, bem como de instalação (Padilha, 2009).



Figura 1 - Tubo flexível e suas camadas. Disponibilizado pelo autor.

A primeira camada do tubo é a **CARÇAÇA**. Geralmente fabricada em aço inoxidável, a carcaça é formada a partir da conformação de fitas metálicas em formato “S”, onde a cada rotação de máquina um elo é intertravado ao outro. Esta camada tem por objetivo garantir a resistência ao colapso do tubo quando instalado em águas profundas sob altas pressões, além de resistir à abrasão e à corrosão do fluido que transporta.

A Figura 2 apresenta em (a) um tubo de carcaça após corte de amostra para avaliação do perfil e em (b) a máquina de fabricação de carcaça.

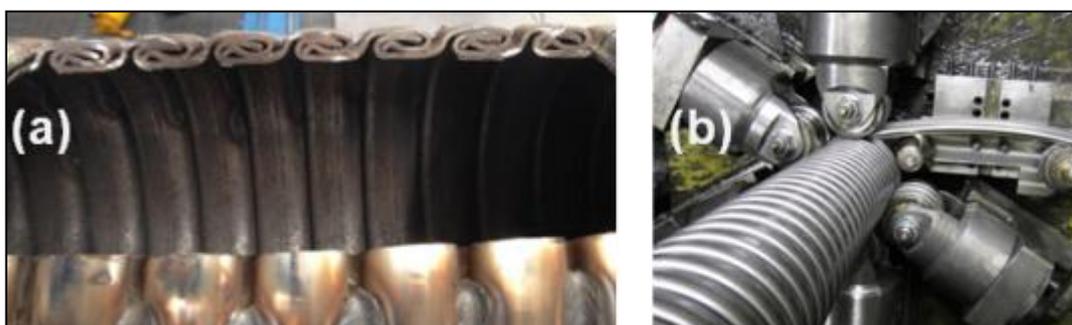


Figura 2 - Tubo de carcaça (a) após corte para remoção de amostra para análise de perfil ao início e final de produção e (b) máquina de fabricação de carcaça. Adaptado de Nielsen (2014).

Para garantir a continuidade do processo de fabricação da carcaça, é necessária a realização de soldas entre bobinas de fita. As soldas são executadas através do processo TIG automático autógeno (sem metal de adição) e com proteção gasosa em ambos os lados da fita. O alinhamento pré-soldagem, bem como a preparação e limpeza das extremidades de fitas a serem soldadas são fatores de extrema importância e influenciam diretamente na qualidade da solda.

Além desses, a energia de soldagem também exige atenção especial, uma vez que tanto baixo quanto alto aporte térmico resulta em fragilização da região soldada. Na prática, observa-se uma tendência de soldas de fita de menores espessuras fraturarem, o que pode estar relacionado não somente à maior taxa de resfriamento da solda e sua consequente fragilização, como pode estar relacionado à menor seção resistiva durante a conformação. A solda das fitas de aço inoxidável que formam a carcaça, objeto de estudo deste trabalho.

A segunda camada é feita de material polimérico e instalada sobre a carcaça através do processo de extrusão. Também conhecida como **CAMADA INTERNA**, funciona como barreira de contenção, e tem por objetivo garantir a estanqueidade do fluido transportado. Os polímeros utilizados na fabricação desta camada geralmente são polietileno de alta densidade (HDPE), fluoreto de polivinilideno (PVDF) e poliamidas 11 e 12 (PA), também conhecidas pelo nome comercial Nylon 11 e 12.

A terceira camada do tubo é a **ARMADURA DE PRESSÃO**, fabricada através da conformação helicoidal de arames metálicos sobre o polímero, sem causar danos ao mesmo. Estes arames geralmente são aços carbono, com alto percentual de carbono e leve adição de elementos de liga que conferem um mínimo de resistência à corrosão e alta resistência à tração, alcançando limites de resistência da ordem de 1750 MPa. De formatos variados, os arames de pressão intertravam-se entre si e garantem ao tubo resistência à pressão interna, além de contribuírem para o aumento da resistência ao colapso.

A quarta camada também é fabricada utilizando os mesmos aços que a armadura de pressão, porém apresenta geometria distinta e é conhecida como **ARMADURA DE TRAÇÃO**. Os arames apresentam seção transversal retangular e são instalados de forma helicoidal sobre a armadura de pressão, em ângulos que variam entre 15 e 55° em relação ao eixo longitudinal do tubo. A armadura de tração

é composta por duas camadas instaladas em direções opostas, e tem por objetivo resistir à tração e torção, mantendo ainda a flexibilidade do tubo.

A **CAMADA EXTERNA**, última a ser instalada no tubo, tem como função garantir a integridade das demais camadas durante a operação. Ela serve como barreira aos agentes externos abrasivos, protege de possíveis impactos durante a instalação, além de isolar a estrutura metálica do tubo do ambiente marinho. Assim como a segunda camada, ela também é fabricada em material polimérico através do processo de extrusão, utilizando os mesmos polímeros.

Segundo Santos (2011), além das camadas básicas acima apresentadas, os tubos flexíveis levam ainda camadas complementares, tais como:

- Camada anti-atrito: fitas poliméricas, em geral poliéster, de finas espessuras que são enroladas no tubo para minimizar o atrito e o desgaste entre as camadas metálicas, porém não apresentam grandes contribuições na resistência final do tubo.
- Camada anti-flambagem: fitas poliméricas reforçadas por fibras de aramida (Kevlar) que são enroladas no tubo logo após a instalação das armaduras de tração. Estas fitas também são conhecidas como fitas ABC (Anti-Bird Caging), e visam conter uma possível expansão da armadura de tração, decorrente do efeito de compressão súbita do duto.
- Camada isolante térmica: fitas poliméricas com adição de microesferas de vidro que, assim como as demais fitas, são enroladas no tubo. Esta por sua vez é instalada após a camada anti-flambagem, antes da camada externa, e tem por objetivo promover o isolamento térmico do fluido de produção, geralmente aquecido, do meio externo, com baixas temperaturas.
- Camada de projeto: instaladas no tubo flexível para atender objetivos específicos de cada projeto.

2.2. Aços Inoxidáveis

Os aços inoxidáveis são ligas de ferro (Fe), carbono (C) e cromo (Cr) com um mínimo de 10,50% de Cr. Outros elementos metálicos também compõem estas ligas, porém o Cr é considerado o elemento mais importante entre eles, por garantir aos aços inoxidáveis uma elevada resistência à corrosão (Garbó, 2008).

De acordo com Fedele *et al.* (1999), estes materiais são os mais utilizados na construção de peças e equipamentos que demandem boa propriedade mecânica e elevada resistência à corrosão. No caso da carcaça dos tubos flexíveis, o aço inoxidável mais aplicado é o duplex, com ótima combinação de propriedades.

A presença de um filme fino (1-3 nm), aderente e contínuo de óxido hidratado na superfície do metal, é a responsável pela resistência à corrosão dos aços inoxidáveis. Este filme é conhecido como camada passiva e tem como principal constituinte o Cr, por ser facilmente oxidado, porém pode ainda possuir outros elementos em sua constituição, dependendo da composição química do aço inoxidável e do pH do meio no qual está exposto. Seu crescimento na superfície do aço ocorre em segundos ou minutos ao ar ou em meio oxidante (Olsson e Landolt, 2003; Carmezim *et al.*, 2005).

De acordo com Chiaverini (2005), a passividade dos aços inoxidáveis depende da composição química, condições de oxidação, susceptibilidade à corrosão localizada ou “*pitting*” e susceptibilidade à corrosão intergranular. É esta camada a principal responsável por conferir aos inoxidáveis a alta resistência à corrosão.

2.2.1. Classificação dos Aços Inoxidáveis

Os aços inoxidáveis são classificados pela ASM International (2000) de acordo com a microestrutura presente à temperatura ambiente, que por sua vez é definida em função do tipo e quantidade de elementos de liga presentes na composição. São classificados como aços inoxidáveis austeníticos, aços inoxidáveis ferríticos e aços inoxidáveis martensíticos. Além desses três de microestrutura única, existem outras duas variantes destes grupos, os aços inoxidáveis duplex, de fases ferrítica e austenítica, e os aços inoxidáveis endurecíveis por precipitação. Cada uma destas ligas apresenta propriedades e aplicações específicas.

Os aços inoxidáveis são também classificados pelos sistemas AISI (*American Iron and Steel Institute*), UNS (*Unified Numbering System*) ou por identificação própria do fabricante da liga. Entre estes, o sistema AISI é o mais utilizado e sua classificação consiste de três dígitos. Exemplo: AISI 304, AISI 316L, referem-se às ligas austeníticas.

A série UNS, sistema conjunto da ASTM (*American Society for Testing and Materials*) com a SAE (*Society of Automotive Engineers*) (ASTM E527, 2012), possui um maior número de ligas classificadas que a AISI, por incorporar todos os da série AISI com os aços recentemente desenvolvidos.

Neste sistema, os aços inoxidáveis são representados pela letra S, seguida de cinco algarismos. Os três primeiros dígitos representam seu similar AISI, caso seja classificado. Os dois últimos dígitos serão 00 se for um aço comum da designação AISI, ou não, se tiverem características especiais reconhecida pela UNS.

A seguir, será apresentada uma breve descrição de cada uma das famílias dos aços inoxidáveis, incluindo suas composições químicas, principais características e tipos, de acordo com as normas classificadoras.

2.2.2. Aços Inoxidáveis Ferríticos

São ligas Fe-Cr em que a fase ferrítica é predominante e não se altera com o aumento da temperatura por não serem endurecíveis por têmpera. Apresentam percentual de cromo entre 12 e 30%, com baixo teor de carbono, abaixo de 0,2%. Possuem estrutura cristalina cúbica de corpo centrado (CCC). Como o teor de carbono é baixo, não há precipitação de austenítica e, em consequência, esses aços não são endurecíveis por têmpera. Alguns tipos podem conter Mo, Si, Ti e Nb para conferir características particulares de acordo com a necessidade de aplicação. Geralmente apresenta pequenos percentuais de enxofre ou selênio que são adicionados para melhorar a trabalhabilidade (ASM Handbook, 1990).

Segundo Castro e Cadenet (1975), nestes aços a recristalização só é possível após deformação mecânica e recozimento. Teores de cromo muito elevados podem causar a formação da fase sigma (s), que se forma durante aquecimento prolongado entre 400 e 500°C, porém se solubiliza em temperaturas mais altas. Esta fase intermetálica de Fe-Cr provoca queda de tenacidade e da ductilidade, que somente mediante tratamento térmico a temperaturas entre 800-850°C são capazes de resolubilizá-los na ferrita, restaurando assim suas boas propriedades mecânicas.

De acordo com a designação do sistema AISI-SAE, os aços inoxidáveis ferríticos são da série 4XX, assim como os martensíticos. Na Tabela 2 tem-se os

principais tipos de aços inoxidáveis ferríticos e suas composições químicas (ASTM A240).

Tabela 2 - Tipos de aços inoxidáveis ferríticos e suas composições químicas

Tipo	UNS No.	Composição química (%)					
		C	Cr	Mn	Ni	Mo	Si
405	S40500	0,08	13	1,0	-	-	1,0
430	S43000	0,12	16-18	1,0	-	0,5	1,0
430F	S430XX	0,12	16	1,25	-	0,6	1,0
446	S44600	0,20	23-27	1,5	0,25	-	1,0

Fonte: ASTM A240 (2017)

2.2.3. Aços Inoxidáveis Austeníticos

São ligas Fe-Cr-Ni com baixos percentuais de carbono, abaixo de 0,08%. Apresentam microestrutura predominantemente austenítica, devido a influencia do níquel sobre a estabilidade da fase austenita (γ) à temperatura ambiente. Do mesmo modo que os aços inox ferríticos, os austeníticos não sofrem transformação alotrópica de fase com a mudança de temperatura (Chiaverini, 2005).

Apresentam estrutura cristalina cúbica de face centrada (CFC), boa ductilidade e tenacidade, não são magnéticos, porém apresentam sensibilidade à corrosão intergranular, fenômeno conhecido como sensitização. Quando expostos por longo tempo à temperaturas relativamente altas, principalmente quando os teores de carbono e cromo são maiores na liga, ocorre a formação de carbonetos de cromo nos contornos de grãos, reduzindo nesta região a resistência à corrosão (Silva e Mei, 2011).

Tomoyuki *et al.* (2018) afirma que, para minimizar o efeito da sensitização, geralmente adiciona-se pequenos percentuais de titânio e nióbio, que, assim como o cromo, tem afinidade com o carbono, formando assim seus carbonetos TiC e NbC, e diminuindo o efeito do empobrecimento do cromo na matriz e consequente sensitização.

A partir dos aços austeníticos, desenvolveram-se os aços nitrônicos, com adição de 0,14 a 0,32% de nitrogênio à matriz austenítica. Assim como o níquel, o

nitrogênio amplia o campo austenítico e reduz a velocidade crítica de resfriamento acima da qual forma-se martensita. Sendo assim, o N acaba substituindo parte do Ni, desde que o teor de N não seja alto o suficiente para provocar excessiva formação de nitretos, que endurecem e prejudicam as propriedades da liga (Avnish *et al.*, 2015)

Diversos autores, como Chiaverini (1986), Rodriguez e Chidambaram (2015) e Avnish *et al.* (2015) afirmam que a adição do nitrogênio em altos teores nos aços austeníticos podem levar à precipitação de nitretos, fases frágeis e duras que comprometem as propriedades do aço. Porém, quando este mesmo elemento é adicionado em baixos percentuais, promove um aumento da resistência mecânica em geral e à corrosão dos tipos padrão austeníticos.

Segundo a classificação AISI, esta família é classificada pela série 300 e 200, onde neste último, o níquel, por questões econômicas, é parcialmente substituído por manganês e/ou nitrogênio. Na Tabela 3 tem-se os principais tipos de aços inoxidáveis austeníticos e suas composições químicas (ASTM A240).

Tabela 3 - Tipos de aços inoxidáveis austeníticos e suas composições químicas

Tipo	UNS No.	Composição química (%)					
		C	Cr	Ni	Mn	Mo	Si
304	S30400	0,08	18-20	8,0-10,5	2,0	-	1,0
309	S30900	0,20	23	14	2,0	-	1,0
316	S31600	0,08	16-18	10-14	2,0	2-3	1,0
317	S31700	0,08	18-20	11-15	2,0	3-4	1,0

Fonte: ASTM A240 (2017)

2.2.4. Aços Inoxidáveis Martensíticos

Basicamente são ligas Fe-Cr, com teores de cromo de 11-18%, carbono de 0,15-1,0%, e características ferromagnéticas. Existem ainda os chamados supermartensíticos, com carbono abaixo de 0,1% e extra-baixo teores de elementos residuais. Suas composições químicas interceptam o campo austenítico, sendo, portanto, endurecíveis por tratamento térmico de têmpera (Potgieter *et al.*, 1991).

Estes aços em altas temperaturas apresentam microestrutura austenítica, porém, quando submetidos ao subsequente resfriamento rápido conhecido como têmpera, a austenita transforma-se em martensita, e confere a este alta dureza e resistência mecânica (Chiaverini, 1986).

De acordo com o ASM Specialty Handbook (1994), após serem trabalhados a frio e/ou tratados termicamente, adquirem microestrutura tetragonal de corpo centrado (TCC), que confere a estas ligas elevadas durezas. A resistência obtida pelo tratamento térmico dependerá do teor de carbono da liga. O aumento do teor de carbono aumenta o potencial de força e dureza, mas diminui a ductilidade e a tenacidade. Ligas com maior concentração de carbono chegam a alcançar dureza de 60 HRC após a têmpera.

Gulyaev (1975) e Geng *et al.* (2008) afirmam que o silício e o alumínio reduzem a temperabilidade dos aços inoxidáveis martensíticos e, conseqüentemente, a dureza, devido ao seu efeito ferritizante. O manganês abaixo de 1% pouco altera as características dos aços inox martensíticos. O cobre contribui para aumentar a resistência à corrosão e age de modo semelhante ao níquel, porém com menor intensidade. O molibdênio melhora a resistência à corrosão, porém reduz a temperabilidade.

Estas ligas são classificadas pela AISI como série 400, assim como os ferríticos. Na Tabela 4 têm-se os principais tipos de aços inoxidáveis martensíticos e suas composições químicas (ASTM A240).

Tabela 4 - Tipos de aços inoxidáveis martensíticos e suas composições químicas

Tipo	UNS No.	Composição química (%)					
		C	Cr	Mn	Si	Ni	Others
403	S40300	0,15	11,5-13	1,00	0,50	-	-
410	S41000	0,15	11,5-13,5	1,00	1,00	-	-
416	S41600	0,15	12-14	1,25	1,00	-	0,60 Mo
420	S42000	0,15	12-14	1,00	1,00	-	-
440A	S44000	0,60-0,75	16-18	1,00	1,00	-	0,75 Mo

Fonte: ASTM A240 (2017)

2.2.5. Aços Inoxidáveis Endurecidos por Precipitação

São ligas de ferro, cromo (12-17%), níquel (4-7%), molibdênio (0-2%), com matriz martensítica de baixo carbono, endurecida pela precipitação de compostos inter-metálicos formados pela adição de elementos como alumínio, cobre, titânio, nióbio, através de envelhecimento. Possuem resistência à corrosão comparável à dos austeníticos e resistência mecânica comparável à dos martensíticos. São subclassificados em martensíticos, austeníticos e semi-austeníticos (Silva e Mei, 2010).

O tratamento térmico dos aços inox endurecíveis por precipitação consiste na solubilização seguida de envelhecimento. Na solubilização, os compostos intermetálicos à base de cobre, nióbio e alumínio são dissolvidos na matriz austenítica, e então se resfria rapidamente, mantendo a solução sólida supersaturada metaestável, martensítica ou austenítica (ASM Specialty Handbook, 1994).

Durante o envelhecimento, à temperatura mais baixa do que a solubilização, ocorre a precipitação, com tempo e temperatura controlados, até se obter o tamanho ideal dos precipitados. Estes, por sua vez, que garantem o aumento da dureza do aço, sem provocar distorções, empenos e trincas como na têmpera (ASM Specialty Handbook, 1994).

Na Tabela 5 têm-se os principais tipos de aços inoxidáveis endurecíveis por precipitação e suas composições químicas (ASTM A240).

Tabela 5 - Tipos de aços inoxidáveis endurecíveis por precipitação e suas composições químicas

Tipo	UNS No.	Composição química					
		C	Cr	Ni	Cu	Nb+Ta	Al
15-5 PH	S15500	0,07%máx	15%	4,5%	3,5%	0,45%máx	-
17-4 PH	S17400	0,07%máx	16,5%	4%	4,0%	0,45%máx	-
13-8 PH	S13800	0,045%máx	13%	8%	2,5%	-	1%

Fonte: ASTM A240 (2017)

2.2.6. Aços Inoxidáveis Duplex

Os aços inoxidáveis duplex (AID) são conhecidos por apresentar microestrutura bifásica, com frações volumétricas aproximadamente iguais de ferrita e austenita. Apresentam baixos teores de carbono, cromo entre 18 e 32%, níquel de 4 a 7%, molibdênio entre 0 e 4% e pequenas adições de nitrogênio, menores que 0,3% (Silva e Mei, 2010).

A microestrutura mista faz com que esse aço apresente uma combinação favorável das propriedades dos aços inoxidáveis ferríticos e austeníticos, conferindo-lhes uma elevada resistência à corrosão sob tensão, se comparados com os aços inoxidáveis austeníticos e uma maior ductilidade, quando comparados aos aços inoxidáveis ferríticos (Zhong *et al.*, 2012)

Segundo Damin *et al.* (2017) e Alvarez-Armas (2008), os aços inoxidáveis duplex foram descobertos e inicialmente desenvolvidos entre 1927 e 1932, quando Bain e Griffith relataram seus resultados de pesquisa sobre o efeito de frações volumétricas crescentes de ferrita nas propriedades dos aços inoxidáveis austeníticos. Verificou-se, por exemplo, que este aumento da fração de ferrita proporcionava um aumento do limite de escoamento destes materiais.

A introdução do cobre e do molibdênio, por volta de 1940, permitiu que os aços inoxidáveis duplex fossem endurecidos por precipitação. Nesta fase inicial do desenvolvimento dos aços inoxidáveis duplex, verificou-se que a resistência mecânica dos aços duplex era bem mais alta do que a dos aços inoxidáveis austeníticos (Alvarez-Armas, 2008).

De acordo com Solomon e Devine (1984), os aços duplex eram bastante suscetíveis à corrosão por pites. Os elementos de liga como cromo e molibdênio, se precipitavam preferencialmente na fase ferrítica, causando o empobrecimento da austenita. Mesmo aumentando os teores destes elementos a resistência à corrosão por pites da austenita do duplex permanecia baixa. Até que os desenvolvimentos mostraram que a introdução de maiores percentuais de nitrogênio ajudava a estabilizar a austenita, resolvendo assim este problema.

A Tabela 6 apresenta os principais tipos de aços inoxidáveis duplex e suas composições químicas (ASTM A240).

Tabela 6 - Tipos de aços inoxidáveis duplex e suas composições químicas

Tipo	UNS No.	Composição química (%)					
		C	Cr	Ni	Mn	Mo	N
2101	32101	0,03	21,5	1,5	5	0,3	0,22
2205	31803	0,03	21-23	4,5-6,5	2	2,5-3,5	0,10-0,2
	32205	0,03	22-23	4,5-6,5	2	3,0-3,5	0,14-0,2
2304	32304	0,03	22-24	3,5-5,5	2	0,1-0,6	0,10-0,2
2507	32750	0,03	24-26	6-8	1-2	4-5	0,20-0,3

Fonte: ASTM A240 (2017)

2.2.6.1. Tipos de Aços Inoxidáveis Duplex

Messer *et al.* (2007), Ribeiro (2016) e Nilsson (1992) mostraram que existem basicamente três subtipos de AID: os duplex de baixa liga (lean duplex), os duplex de média liga (simplesmente duplex), e os duplex de alta liga (superduplex).

- Aços inoxidáveis duplex de baixa liga (23%Cr-4%Ni-0,10%N): possuem menor teor de elemento de liga e não possuem molibdênio. São materiais mais econômicos e podem substituir os graus austeníticos 304 e 316L.
- Aços inoxidáveis duplex de média liga (22%Cr-5%Ni-3%Mo-0,17%N): são os mais aplicados na indústria. Por apresentarem maior teor de nitrogênio, apresentam maior resistência à corrosão por pites em ambientes agressivos.
- Aços inoxidáveis duplex de alta liga ou superduplex 25%Cr-6,8%Ni-3,7%Mo-0,27%N, com ou sem adições de W e Cu. São geralmente projetados para condições severas, onde requerem maior resistência à corrosão e elevadas propriedades mecânicas.

A seguir será dada ênfase nas características e propriedades dos aços inoxidáveis duplex de média liga, em especial o UNS S32205, foco do presente trabalho.

2.3. Aços Inoxidáveis Duplex (AID)

Neste tópico serão apresentados os tipos de aços inoxidáveis duplex, a influência dos principais elementos de liga que os compõe, aplicações industriais, bem como as propriedades mecânicas, físicas, resistência à corrosão por pite.

Também serão detalhadas suas características metalúrgicas, microestruturais, possíveis fases secundárias durante o processo de solidificação e seus efeitos.

2.3.1. Influência dos Principais Elementos de Liga

- Cromo: aumenta as propriedades mecânicas, resistência à tração e dureza, bem como melhora a resistência à corrosão da liga e à oxidação a altas temperaturas. Atua como elemento alfaceno, estabilizando a fase ferrítica (Schweitzer, 1999; Chiaverini, 2005).
- Níquel: quando adicionado à liga, melhora a ductilidade, tenacidade à fratura, além de proporcionar maior percentual de alongamento. Atua como elemento de refino dos grãos e tem efeito gamaneno, promovendo a estabilização da austenita (Chiaverini, 2005).
- Manganês: em quantidades moderadas, tem efeito similar ao do níquel, mas por formar sulfetos na microestrutura de aços susceptíveis à corrosão seletiva, seu uso é limitado. O manganês melhora a resistência do duplex, melhora a resistência à trinca a quente (Smith, 1998).
- Molibdênio: estabiliza o filme de óxido de cromo na superfície do aço inoxidável, aumentando a passividade. Aumenta a resistência à tração e à corrosão por pites, particularmente em ambiente marítimo. Estabiliza a ferrita delta (δ) (Folkhard, 1988).
- Nitrogênio: de acordo com a Aperam Inox Brasil, a adição de nitrogênio aos aços inoxidáveis duplex permite aumentar a tenacidade e a resistência à corrosão da ZTA (Zona Termicamente Afetada) comparativamente à do metal base na condição soldada. Estabiliza a fase austenítica e retarda a formação de fases intermetálicas, além de melhorar a soldabilidade do aço (Folkhard, 1988).

2.3.2. Aplicação dos AIDs

De acordo com Lima (2011), os aços inoxidáveis duplex foram desenvolvidos para atender às necessidades da indústria química e petroquímica, que necessitam de materiais mais resistentes que os aços inoxidáveis comuns, tanto aos meios corrosivos, quanto às altas temperaturas e pressões.

Os aços inoxidáveis duplex surgiram da necessidade de uso em situações onde exigem-se, além de resistência à corrosão, uma boa resistência mecânica, alta tenacidade e ductilidade, combinando assim as qualidades dos aços ferríticos e austeníticos (Lima, 2011).

O duplex é vastamente aplicado na indústria química, em equipamentos como vasos de pressão, trocadores de calor, reatores, bombas, tanques de produtos químicos, bem como no segmento petroquímico, em reatores tubulares com revestimento de aço carbono, unidades de dessalinização e destilação, carcaças de bombas de dessulfuração, tubulação para meios contendo Cl e HCl (Generoso e Damin, 2018).

De acordo com Silva (2008), outra importante área de aplicação dos duplex é na indústria naval, em que uma grande parte dos navios cisterna é construída para o transporte de produtos químicos variados. Esses produtos são frequentemente corrosivos e exigem uma enorme preocupação na escolha do material de construção a ser empregado.

Vários tipos de aço inoxidável são usados para enfrentar estas condições altamente corrosivas, como os aços duplex, em particular, que estão sendo utilizados pela sua combinação de resistência à corrosão e resistência mecânica. Valores mais elevados de resistência tornam possível a utilização de espessura de parede reduzida em vasos de pressão (ABINOX).

Produtos químicos básicos são transportados em grandes quantidades entre continentes. A maneira mais econômica de fazer isso envolve a utilização de navios com grande capacidade de tanques de armazenamento, que podem alcançar até 5.000 toneladas. Estes tanques muitas vezes são projetados em aço inoxidável duplex e superduplex (ABINOX).

Por conseguir aliar boas características tanto do ponto de vista mecânico, quanto corrosivo, o AID torna-se bastante atraente para vários ramos da indústria. Em particular, para a indústria de petróleo e gás, Fruytier (1991) aponta o AID como um material comumente usado em ambientes aquosos e conteúdo cloretos em alternativa aos austeníticos que sofrem tanto com a corrosão sob tensão (CST), quanto com a corrosão generalizada (Menezes, 2005).

Segundo Wallen e Henrikson (1986), dentre os tipos de aços inoxidáveis, os superduplex (AISD) são os mais resistentes às altas concentrações de oxigênio e cloretos das condições marítimas.

Entre outras aplicações dos AID pode-se citar: tubulação de trocadores de calor em refinarias, tanques de armazenamento de produtos químicos, separadores gás/óleo, tubulações subterrâneas de produção de petróleo e etc.

2.3.3. Propriedades Físicas

De acordo com Gunn (1997), os AID têm baixo coeficiente de expansão térmica. Quando comparado ao aço carbono e aos aços inoxidáveis austeníticos, observa-se um coeficiente intermediário, Figura 3. Isso reduz o requisito de juntas de expansão e torna as ligas duplex adequadas para condições termocíclicas.

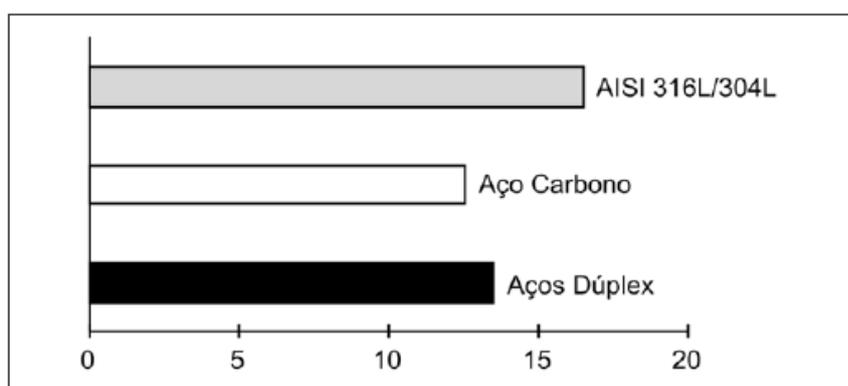


Figura 3 - Expansão térmica $\times 10^{-8} / ^\circ\text{C}$, variando de 30°C a 100°C . Adaptado de Senatore *et al.* (2007).

A Tabela 7 apresenta as propriedades físicas do aço duplex UNS S32205.

Tabela 7 - Propriedades físicas do aço inoxidável duplex UNS S32205.

Densidade	7,8 g/cm ³	
Módulo de Elasticidade	200 GPa	
Coeficiente de Expansão Térmica Médio	De 0°C a 100°C	13,7 $\mu\text{m}/\text{m}\cdot^\circ\text{C}$
	De 0°C a 538°C	14,8 $\mu\text{m}/\text{m}\cdot^\circ\text{C}$
Condutividade Térmica à 100°C	16 W/m.K	
Calor Específico	460 J/kg.K	
Resistividade Elétrica	0,8 $\mu\Omega\text{m}$	
Temperatura de Fusão	1460 $^\circ\text{C}$ – 1465 $^\circ\text{C}$	

Fonte: ASM Speciality Handbook – Stainless Steels

2.3.4. Propriedades Mecânicas

As propriedades mecânicas são resultado da composição química, do tratamento térmico e mecânico que foram realizados no AID em questão. De modo geral, os AIDs apresentam como principais características sua alta tensão de escoamento. No caso do UNS S32205, o escoamento entre 630 e 800MPa é bem superior aos ferríticos, chegando a ser o dobro da média dos austeníticos (ASM Metals Handbook, 1994).

Gunn (1997) publicou que a principal característica dos aços inoxidáveis duplex é seu alto limite de escoamento, quase o dobro dos austeníticos. Seu alongamento pode chegar a valores superiores a 25%, porém não supera os dos austeníticos. A Tabela 8 apresenta as propriedades mecânicas de alguns aços duplex, na condição após tratamento térmico de solubilização.

Tabela 8 - Comparação das propriedades de tração de diferentes aços inoxidáveis duplex.

Tipo	Grau	Limite de Escoamento (MPa)	Limite de Resistência (MPa)	Alongamento (%)	Dureza (HB)
Duplex	S31200	450	690	25	293
	S32205	450	620	25	293
	S32304	400	600	25	290
	S32750	550	795	15	310

Fonte: Gunn (1997)

O aço inoxidável duplex UNS S32205 na condição recozida, segundo a norma ASTM E-8M (2011), após laminação a frio ganha consideravelmente resistência mecânica, podendo alcançar um aumento de até 38% em seu limite de resistência.

A Tabela 9 apresenta valores típicos das propriedades mecânicas de uma amostra perpendicular ao sentido de laminação após recozimento, com $L_0 = 80$ mm.

Tabela 9 - Propriedades mecânicas do aço inoxidável duplex UNS S32205 após laminação e recozimento.

Grau UNS	Limite de escoamento 0,2% (MPa)	Limite de Resistência (MPa)	Alongamento (%)	Dureza (HRC)
⁽¹⁾ S32205	620	840	29	20-21
⁽²⁾ S32205	585	860	30	27
⁽³⁾ S32205	630	840	30	24-25

Fonte: Aperam Inox Brasil (1); ATI Metals (2); Outokumpu Steels (3)

Quando soldados, os aços duplex perdem sua morfologia e propriedades mecânicas adquiridas através do processo de fabricação. Sua microestrutura dificilmente retorna aos padrões de fabricação e, por isso, é necessário o estudo mais aprofundado da influência dos parâmetros de soldagem sobre as propriedades mecânicas das soldas.

Paulraj e Gaug (2015) se propuseram a justamente investigar este efeito sobre as propriedades mecânicas de soldas de Duplex 2205 com adição de metal. Eles observaram que o aporte térmico tem influência direta na resistência à tração das soldas. Quanto menor o aporte térmico, maior a resistência à tração e dureza. Isso se deve a maior taxa de resfriamento promover um maior percentual de ferrita e grãos mais finos.

No estudo sobre aços duplex, elaborado por Floreen e Hayden (1968) e apresentado pela Figura 4, foi observado que, independente da temperatura do ensaio de tração, o percentual volumétrico de ferrita contribui diretamente para o aumento do limite de escoamento. Observa-se também a influência do aumento de temperatura na queda da resistência.

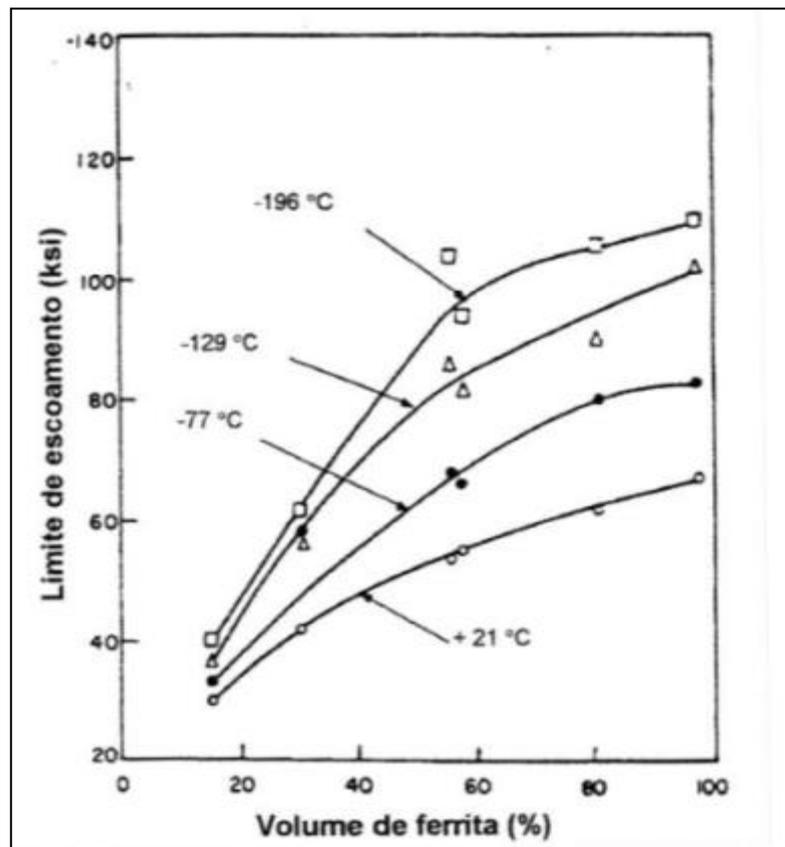


Figura 4 - Limite de escoamento em função do volume de ferrita. Adaptado de Floreen e Hayden (1968).

Segundo Santos *et al.* (2007), os valores de microdureza Vickers das fases ferrita e austenita do aço duplex, não apresentam variações significativas para uma barra solubilizada. Os valores são mais influenciados pela composição química de cada fase, devido ao processo de endurecimento por solução sólida substitucional ou intersticial. Para o mesmo nível de elementos intersticiais, a ferrita é geralmente mais dura quando comparada à austenita. No entanto, dependendo do teor de Nitrogênio dissolvido na austenita, sua dureza pode se aproximar a da ferrita.

Senatore *et al.* (2007) afirma que o comportamento mecânico dos aços inoxidáveis dúplex está intimamente relacionado com a característica de cada fase, por isso o balanceamento entre as frações volumétricas de austenita e ferrita deve estar próximo de 50% para cada uma das fases.

Mais detalhes sobre as características microestruturais dos aços inoxidáveis duplex com ênfase na fabricação de fitas finas, entre 0,6 e 3,2mm, destinadas à aplicação em carcaças de tubos flexíveis serão apresentadas no próximo item.

2.3.5. Microestrutura

A microestrutura típica de um AID produzido por laminação é constituída por proporções aproximadamente iguais de ferrita e austenita dispostas em forma de lamelas alternadas, como representado na Figura 5. A microestrutura formada depende diretamente da composição química da liga, do tratamento termomecânico, bem como das condições de resfriamento até temperatura ambiente.

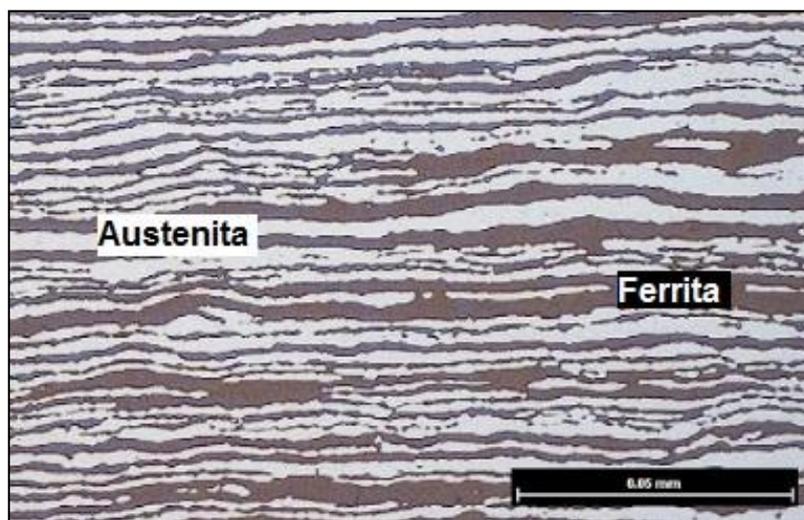


Figura 5 - Microestrutura típica de um aço duplex após laminação a frio. Disponibilizado pelo autor.

Essa microestrutura confere ao duplex uma ótima combinação de resistência mecânica e resistência à corrosão, fazendo do duplex, um material apropriado ao uso em vários tipos de indústrias, particularmente, indústria de óleo e gás, petroquímica, de papel e de controle de poluição (Outokumpu, 2013).

De acordo com a Outokumpu, produtora de aços inoxidáveis, os duplex são mais propensos à precipitação de fases secundárias, do que os aços austeníticos, causando fragilização e redução da resistência à corrosão. A formação de fases intermetálicas, como a fase sigma, ocorre na faixa de temperatura 600-950°C e a decomposição da ferrita entre 350-525°C.

Exposições a estas temperaturas devem, portanto, ser evitadas. Nas operações de soldagem e tratamento térmico adequado, o risco de fragilização é minimizado. Contudo, para chapas e fitas de grande espessura, acima de 10mm, em condições de resfriamento lento, o risco de formação de sigma no interior do produto é relativamente maior (Outokumpu, 2013).

2.3.6. Metalurgia Física

Neste item serão discutidos os diagramas de equilíbrio de fases do sistema ternário Fe-Cr-Ni e sua projeção pseudobinária com percentual de Ferro fixado em 70%, que mais se aproximam da condição de solidificação real do aço duplex UNS S32205.

A sequência de solidificação e de transformações no estado sólido, responsáveis pelo desenvolvimento da microestrutura típica final com frações aproximadamente iguais de ferrita e austenita, também serão assuntos apresentados neste item.

2.3.6.1. Diagrama de Equilíbrio Ternário

Como os aços inoxidáveis duplex são ligas baseadas no sistema Fe-Cr-Ni, a compreensão sobre a formação das microestruturas principais pode ser realizada através do diagrama de equilíbrio ternário, apresentado na Figura 6.

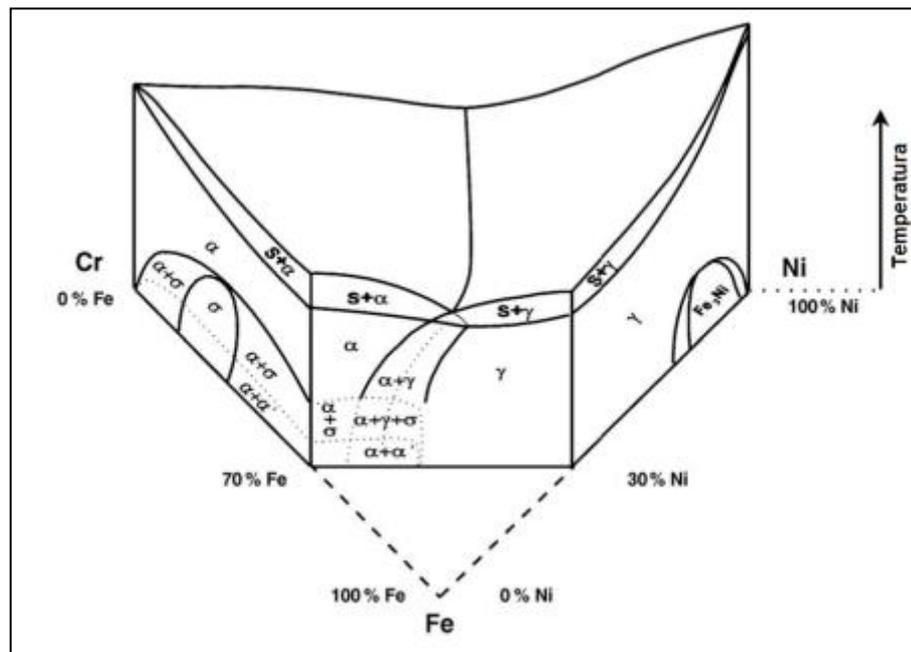


Figura 6 - Diagrama de equilíbrio ternário Fe-Cr-Ni. Adaptado de Pohl *et al.* (2006).

No diagrama da Figura 6, pode-se observar que existem 5 possíveis fases para se precipitar durante a solidificação em estado de equilíbrio (Ribeiro, 2016). São elas:

- Austenita primária (γ), formada a partir do resfriamento no estado líquido;
- Ferrita delta (δ), também formada a partir do resfriamento no estado líquido;
- Ferrita alta (α), formada a partir do resfriamento no estado sólido;
- Sigma (σ), formada quando se tem alto teor de Cr, de estrutura tetragonal, é uma fase frágil e de elevada dureza;
- Fe_3Ni , formada quando a liga apresenta maior teor de Ni.

Através da simulação pelo programa Thermo-Calc[®], na Figura 7, pode-se notar com clareza as fases precipitadas e suas frações relativas à medida que ocorre o processo de solidificação do aço duplex 2205. Para se evitar a formação das fases deletérias, como sigma, chi, nitretos e carbetos, recomenda-se o tratamento térmico de solubilização à temperaturas em torno de 1050-1100°C, seguido de resfriamento rápido.

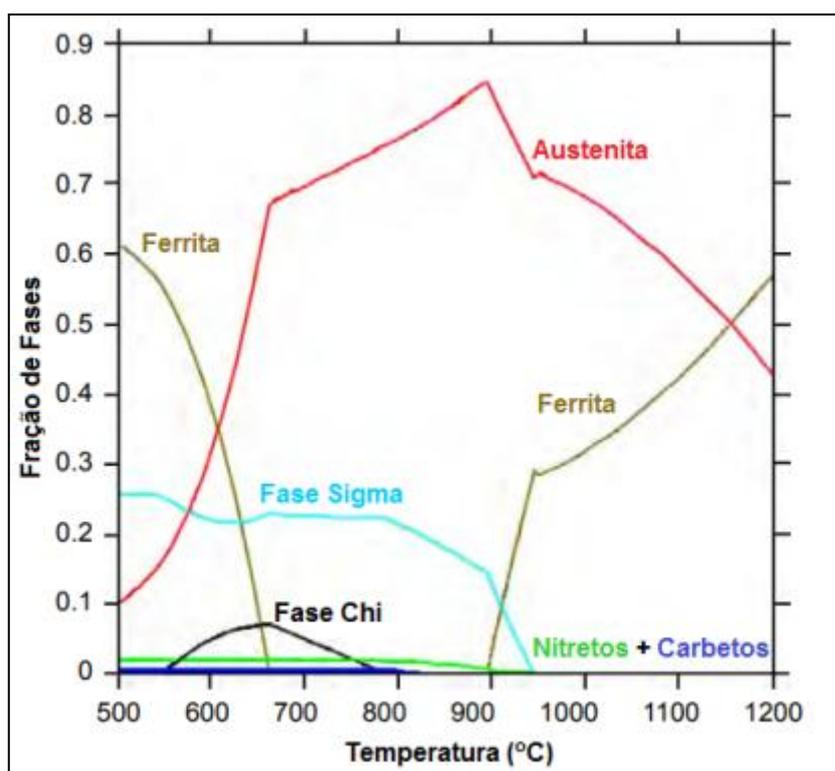


Figura 7 - Fração de fases em equilíbrio para o Duplex 2205, em função da temperatura. Simulação por Thermo-Calc[®]. Adaptado de Shirachinda *et al.* (2010).

2.3.6.2. Diagrama de Equilíbrio Pseudo-binário

Mesmo com a existência de outros elementos de liga na composição química dos aços inoxidáveis duplex, as transformações que ocorrem durante o processo de

solidificação do duplex, podem ser analisadas pelo diagrama pseudobinário Fe-Cr-Ni, através da Figura 8. Extraído do diagrama ternário, este diagrama apresenta, de forma mais simplificada, a microestrutura bifásica dos aços inoxidáveis duplex.

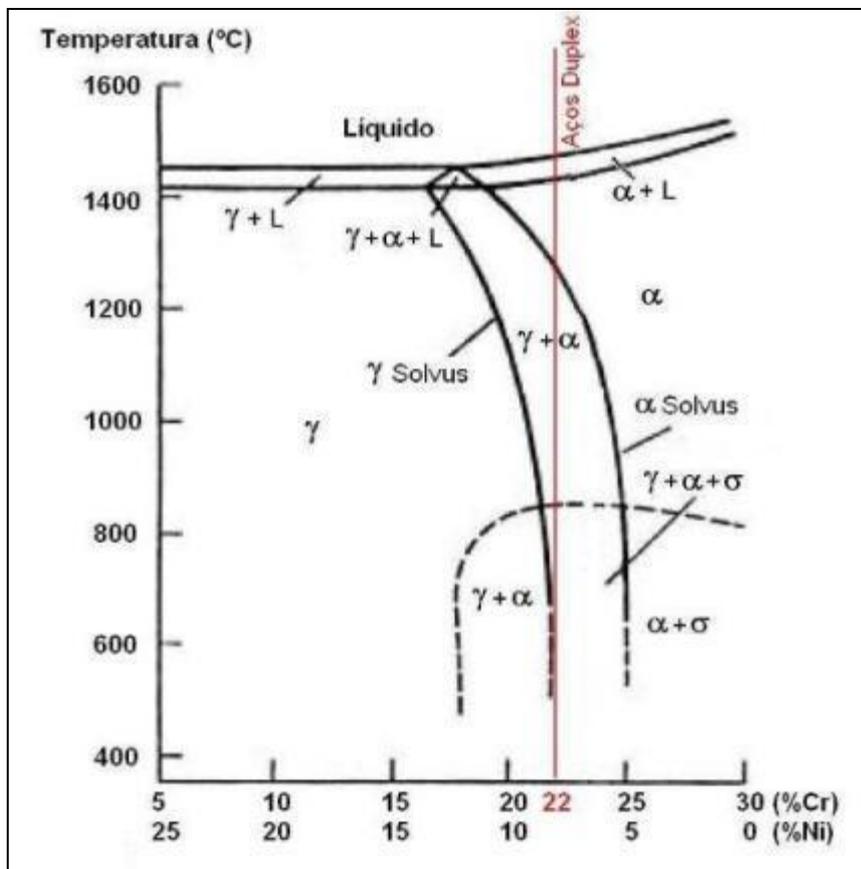


Figura 8 - Diagrama pseudobinário Fe-Cr-Ni contendo 70% de Fe. Adaptado de Pohl *et al.* (2007).

Neste diagrama pode-se observar que a solidificação do material é completamente ferrítica, e à medida que o resfriamento segue, a matriz ferrítica, paulatinamente, transforma-se em grãos austeníticos que nucleiam e crescem, primeiramente, nos contornos de grão ferríticos e, depois ao longo de direções cristalográficas preferenciais dentro da ferrita (Menezes, 2005; Alves, 2011; Ribeiro, 2016).

Segundo Alves (2011), a solidificação dos aços inoxidáveis duplex ocorre a partir da ferrita devido ao maior percentual de elementos formadores de ferrita (Cr, Mo, Si, W) do que de elementos formadores de austenita (Ni, C, Mn, N).

Assis (2011) afirma que a razão entre as fases ferrita e austenita é influenciada pelo teor de elementos alfacênicos (que favorecem a formação da

ferrita) e dos elementos gamagênicos (que favorecem a formação da austenita). A Tabela 10 apresenta os principais elementos de liga e seus efeitos na formação de cada uma das fases presentes do duplex.

Tabela 10 - Classificação dos elementos de liga.

Elementos Ferritizantes									Elementos Austenitizantes					
Cr	Mo	Ti	Si	Al	Nb	V	W	B	Ni	Cu	C	N	Mn	Co

Fonte: Assis (2011)

Diante da complexidade dos sistemas envolvidos na formação da microestrutura do duplex, um dos enfoques empíricos mais bem sucedidos e simplificados foi o proposto por Schaeffler (1949), referenciado por Fedele *et al.* (1999), através do diagrama representado na Figura 9, onde se observa os possíveis tipos de aços inoxidáveis em função do percentual de Cr e Ni equivalentes.

Nele, Schaeffler propõe, através de fórmulas, que todos os elementos ferritizantes sejam computados em um valor de “Cr equivalente”, e os austenitizantes em um valor de “Ni equivalente”, como indicado pelas relações:

- Conceito de Cr equivalente: $Cr_{(Eq.)} = Cr + Mo + 1,5xSi + 0,5 Nb$
- Conceito de Ni equivalente: $Ni_{(Eq.)} = Ni + 30 C + 0,5 Mn$

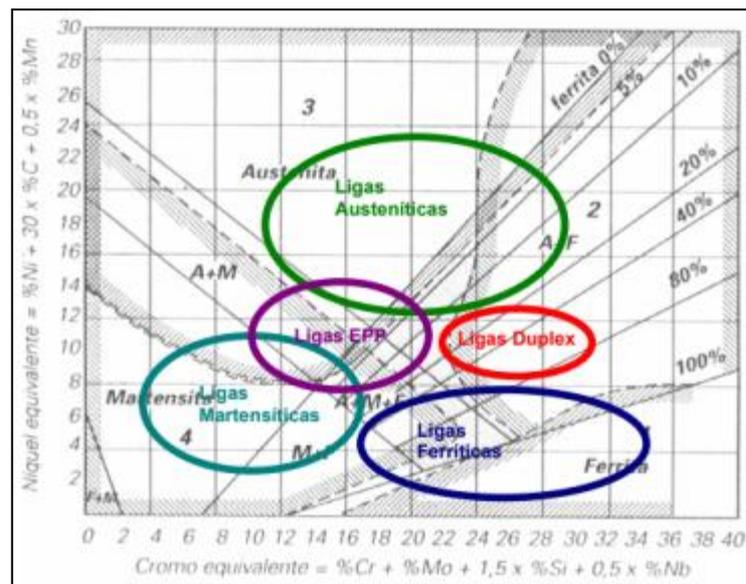


Figura 9 - Diagrama de Schaeffler. Adaptado de Fedele *et al.*(1999; *apud* Schaeffler, 1949).

O diagrama WRC (1992), representado na Figura 10, especifica o campo das ligas duplex do diagrama de Schaeffler, inferindo assim o provável percentual de ferrita e austenita, de acordo com a composição química e cálculo no Cr e Ni equivalentes. A região representada pelo polígono azul estipula os possíveis percentuais de ferrita pós-soldagem de aço duplex UNS S32205.

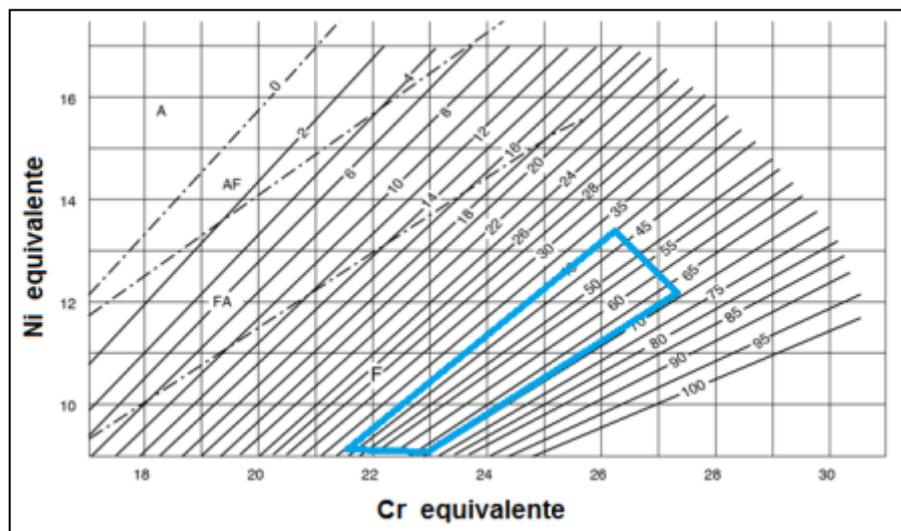


Figura 10 - Diagrama de De Long, WRC-1992. Adaptado pelo autor.

2.3.7. Resistência à Corrosão

Os aços inoxidáveis são reconhecidos por sua alta resistência à corrosão. Uma forma de prever a resistência à corrosão dessas ligas é através do cálculo do número equivalente de resistência a pites (*PREN – pitting resistance equivalent number*).

Há várias fórmulas de calcular o PREN dos aços inoxidáveis. A mais comum dentre elas é a especificada pelo UHLIG'S Corrosion Handbook (2011):

$$\text{PREN} = \%Cr + 3,3 \%Mo + 16 \%N$$

No entanto, prever a resistência à corrosão de um aço através de um número, não é tão simples quanto parece. Há outras variáveis que influenciam diretamente na resistência à corrosão da liga, como por exemplo, a relação austenita/ferrita, presença de precipitados e fases intermetálicas, partição elementar entre as duas

fases, além da própria microestrutura, morfologia da liga. A condição de superfície do metal e o meio ao qual este é exposto também são determinantes na evolução do processo corrosivo (Weibull, 1987).

Devido ao diferente particionamento de elementos e à fração de volume, ambas as fases possuem diferentes valores PREN. A resistência ao pite do duplex é controlada pelo valor PREN da fase mais fraca. Foi observado que a melhor resistência à corrosão é alcançada quando ambas as fases atingem o mesmo valor PREN (Yang *et al.*, 2012).

Paulraj e Garg (2016) investigaram o efeito de alguns parâmetros de soldagem sobre a resistência à corrosão de soldas TIG com metal de adição. Com base nos experimentos e resultados de testes, uma melhor resistência à corrosão foi observada para as soldas realizadas com baixo aporte térmico (0,75 a 1,10KJ/mm), menores temperaturas de interpasse (120°C), maior teor de nitrogênio no gás de proteção (2 a 3%) e maiores taxas de resfriamento.

Através de análise da composição química por EDS, também avaliaram o PREN equivalente a cada fase, ferrítica e austenítica, Figura 11, e concluíram que a ferrita apresenta nível de saturação limitado a 0,05% para o Nitrogênio, enquanto a austenita absorve o restante, apresentando, assim, maior PREN (Paulraj e Garg, 2016).

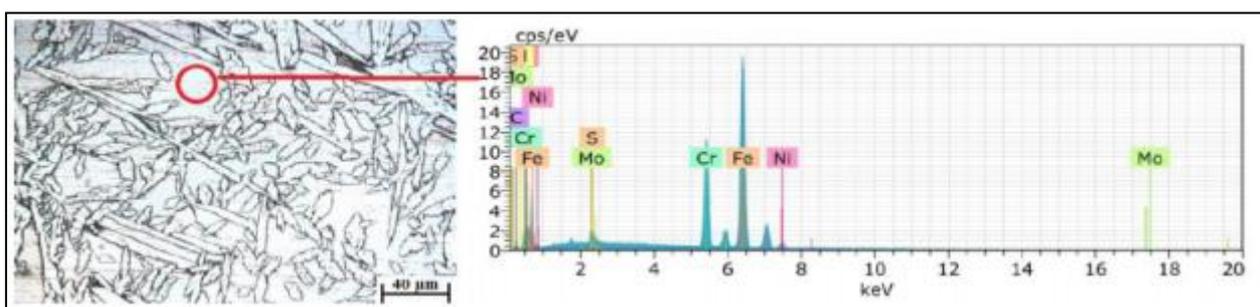


Figura 11 - Análise EDS da zona fundida da solda do Duplex 2205. Adaptado de Paulraj e Garg (2016).

Paulraj e Gaug (2016) constataram que a taxa de corrosão aumenta em função do aumento do aporte térmico. Provavelmente este efeito está relacionado à grande quantidade de calor imposta na região da solda, até que esta atinja a faixa de sensitização, onde ocorre a formação da austenita secundária e outras fases intermetálicas.

A austenita secundária contém baixas quantidades de Cr e Mo, o que acaba promovendo locais preferenciais de corrosão por pite, devido a fácil quebra da camada passiva. Na Figura 12 pode-se observar que tanto para o aço duplex (*Low PREN*) quanto para o superduplex (*High PREN*), a 22°C, não houve evidência de corrosão, enquanto que para temperatura de 28°C, já é constatada a formação de pites nas soldas (Paulraj e Gaug, 2016).

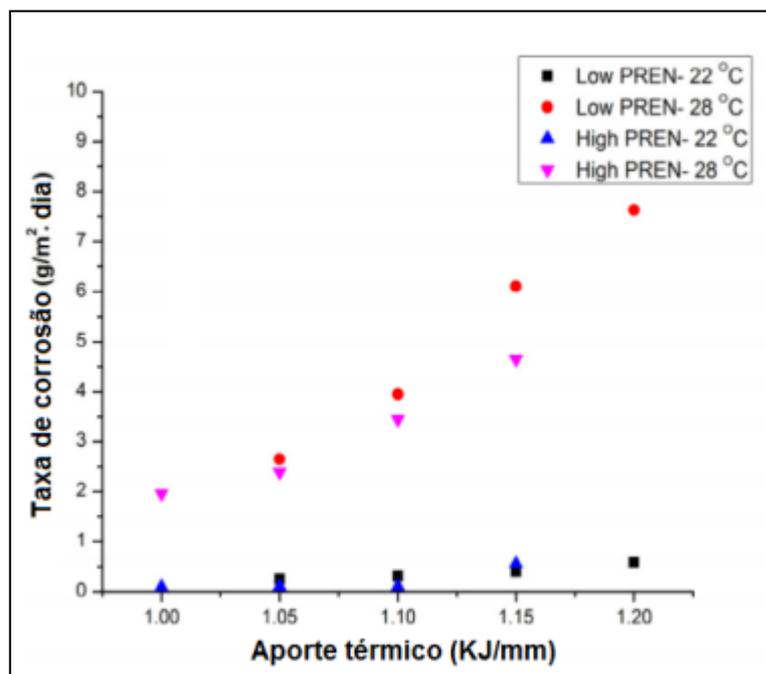


Figura 12 - Variação da taxa de corrosão em função do aporte térmico em soldas de um AID. Adaptado de Paulraj e Garg (2016)

Os AIDs apresentam ótima resistência à corrosão, principalmente à corrosão sob tensão (CST) e por pite. Isso faz com que estas ligas possam ser utilizadas com bom desempenho em ambientes altamente agressivos como: ácido sulfúrico, fosfórico, nítrico e até meios com presença de cloreto (Menezes, 2005).

De acordo com Schlapfer e Weber (1986), para assegurar uma boa resistência à corrosão por pites, o PREN deve ser superior a 31, o que torna o duplex 2205 uma das ligas mais adequadas quando comparada aos demais aços inoxidáveis. A Figura 13 apresenta um comparativo da resistência à corrosão do tipo duplex (em amarelo) em relação aos ferríticos (em azul) e austeníticos (em rosa).

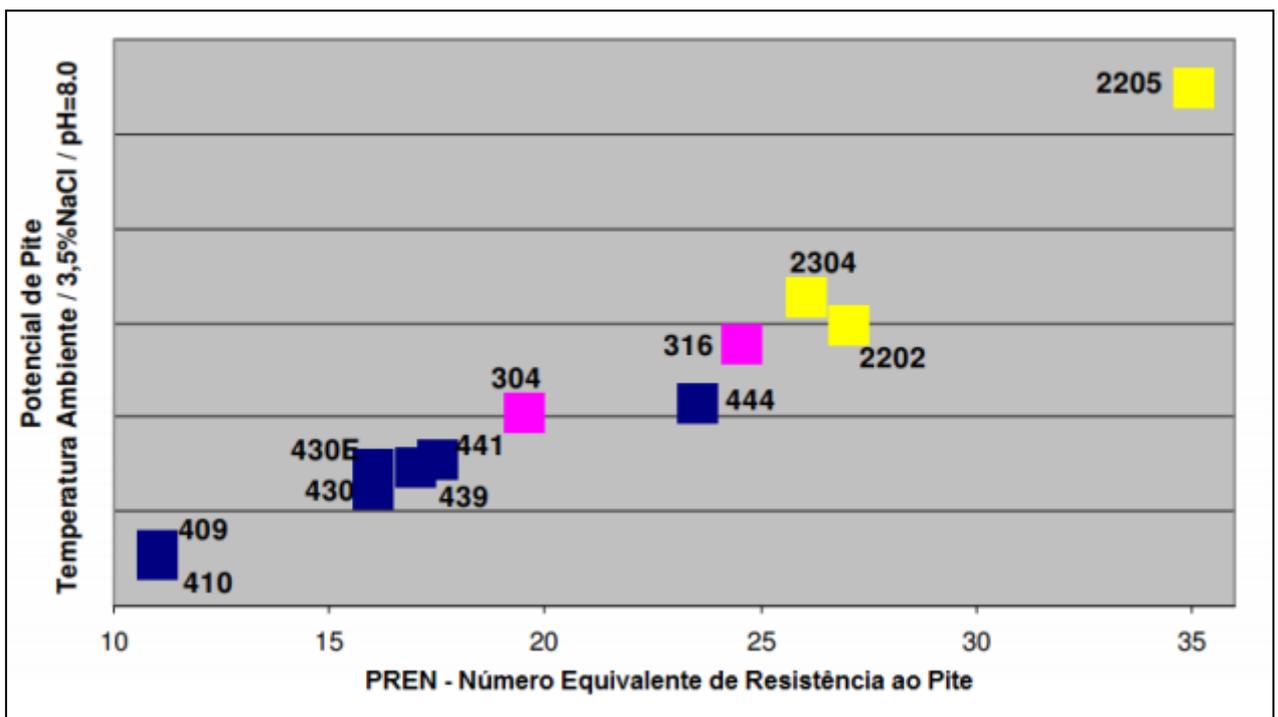


Figura 13 - Quadro comparativo da resistência ao pite dos aços inoxidáveis. Adaptado da ArcelorMittal.

2.3.8. Fases Secundárias e Deletérias

De acordo com Escriba *et al.* (2006), quando submetidos a tratamentos térmicos que objetivam o aumento de dureza, as propriedades primárias dos aços inoxidáveis podem ser afetadas pela precipitação de fases intermetálicas. Dentre as mais comuns tem-se os carbonetos (MiC_j), nitretos (Cr_2N), fase sigma (σ), fase chi (χ), dentre outras.

Pohl *et al.* (2006) e Silva (2015) disseram que a precipitação de fases intermetálicas é fortemente influenciada pelo aumento dos teores de elementos de liga. Através da Figura 12, Zucato (2002, *apud* Sedriks, 1996) mostra a influência do tempo e temperatura na precipitação das fases secundárias do aço duplex 2205.

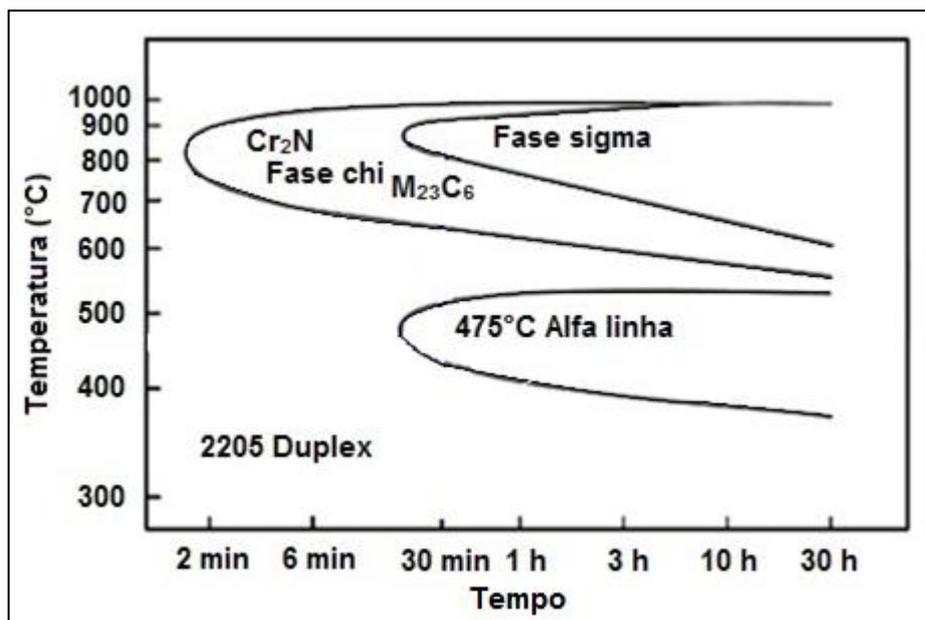


Figura 14 - Diagrama de precipitação do aço duplex 2205. Adaptado de Sedriks (1996)

De acordo com vários autores, dos quais pode-se citar Teodoro e Wolynech (1995), Davis (1994), Raynor e Rivlin (1988), Song *et al.* (1996), Kain e De (2003), Fritz (2003), as fases secundárias podem ser definidas da seguinte forma:

Fase Alfa linha (α') – a precipitação da fase alfa linha (α'), rica em cromo, ocorre entre 300°C e 550°C, tendo na temperatura de 475°C seu efeito mais pronunciado, com uma diminuição brusca da resistência à corrosão dos aços inoxidáveis. A formação da fase α' provoca o endurecimento dos aços duplex devido a partículas finamente dispersas desta fase na ferrita original. O aumento da dureza dos aços com a formação da fase α' é acompanhado da diminuição da tenacidade (Fontes *et al.*, 2008).

Segundo Alves (2011), existem dois mecanismos para formação da fase alfa linha: nucleação e crescimento, quando o teor de Cr na ferrita é baixo, e decomposição espinoidal, quando o teor de Cr é alto.

Austenita secundária (γ_2) – forma-se sob condições de resfriamento rápido, especialmente em regiões de solda, onde o balanço das fases ferrita/austenita é modificado após soldagem dos aços inoxidáveis duplex. O reaquecimento, à temperatura inferior à de têmpera, da solda permite uma difusão adicional que pode

resultar no crescimento da austenita existente ou nucleação de novos grãos austeníticos. Estes novos grãos são denominados austenita secundária.

Segundo Londoño (1997), Lippold e Kotecki (2005) e Silva (2015), existem duas formas distintas de se formar a austenita secundária. O primeiro tipo é a partir do crescimento dos grãos da austenita primária pré-existentes, na interface ferrita-austenita, em temperaturas de 800-900°C.

O segundo tipo forma-se a partir da nucleação dentro dos grãos ferríticos, em formato de partículas finas e aciculares, em temperaturas de 700-900°C, onde além da austenita secundária, ocorre também a precipitação de nitretos de cromo (Lippold e Kotecki, 2005).

Carbonetos de cromo (M_yC_x) – denomina-se “sensitização” dos aços inoxidáveis a formação de carbonetos complexos de cromo, resultantes da combinação do cromo com o carbono livre existentes nos aços. Este fenômeno ocorre quando os aços cromo-níquel, em geral são submetidos a temperaturas entre 450°C e 850°C, por um tempo suficiente, como consequência de tratamentos térmicos ou soldagem. Nessas condições o material fica susceptível à corrosão intergranular. Quatro tipos básicos de carbonetos são encontrados: MC (cúbica), M_6C (cúbica de face centrada), $M_{23}C_6$ (cúbica de face centrada) e M_7C_3 (hexagonal) (onde M representa um ou mais elementos metálicos).

Para que os carbonetos se precipitem nos aços duplex, este precisa ter teor de carbono elevado, normalmente até 0,5%. A Figura 15 apresenta o formato de um carboneto de cromo no contorno de grão entre ferrita e austenita.



Figura 15 - Microscopia eletrônica de transmissão de um carboneto de Cromo na interface ferrita/austenita. Adaptado de Horvath *et al.* (1995)

Nitretos (Cr_2N) – forma-se com aumento do teor de N no AID, seja através de adição desse elemento de liga na produção do aço, ou nos processos de soldagem em que se utiliza proteção gasosa com misturas que contenham o nitrogênio. A precipitação dos nitretos geralmente ocorre nos contornos da matriz ferrítica, no intervalo de temperaturas de 900-700°C, ou de forma intragranular em condições de resfriamento rápido, como no processo de soldagem, como mostra a Figura 16 (Santos, 2016).

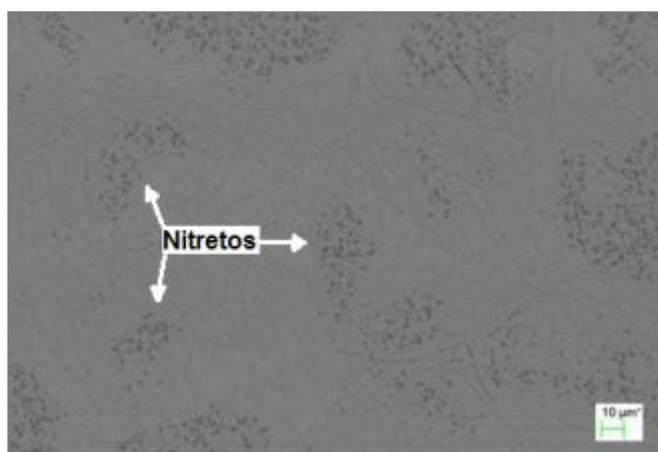


Figura 16 - Nitretos de cromo da zona fundida de um aço duplex. Adaptado de Santos (2016).

Sigma (σ) – fase de elevada dureza, podendo alcançar em alguns casos 68 HRC. A transformação da ferrita delta durante a soldagem multipasse em fases intermetálicas, tal como sigma, depende da composição química do material que está sendo soldado. Em aços inoxidáveis com teor de molibdênio, nota-se esta transformação, enquanto em ligas sem molibdênio, esta transformação parece não ocorrer. A fase sigma se forma por resfriamento contínuo e lento a partir de 1000°C, ou por exposição isotérmica no intervalo de 600°C a 1000°C. Comumente, a fase sigma surge a partir da ferrita delta, onde se concentra os elementos Cr e Mo, que favorecem a formação de sigma.

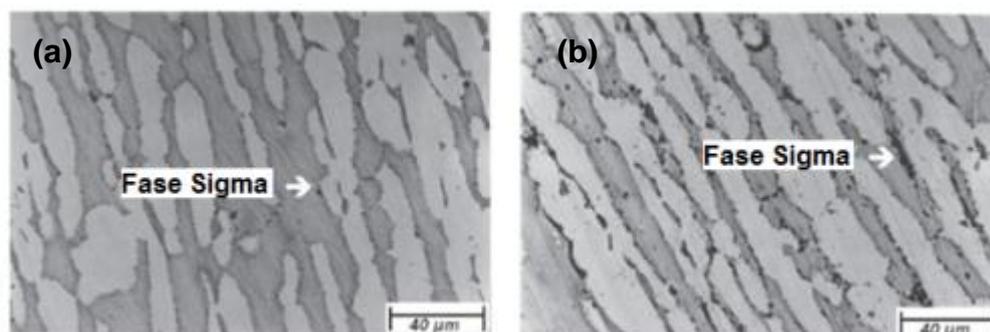


Figura 17 - Evolução dos carbonetos de Cr no contorno de grão da austenita com ferrita do aço duplex (a) envelhecido a 850°C por 6min e (b) por 40min e em seguida temperado em água. Adaptado de Zucato *et al.* (2002).

Chi (χ) – a fase chi (χ), assim como a sigma, é também frágil e indesejável na microestrutura do aço inoxidável por comprometer tanto a tenacidade quanto a resistência à corrosão. Com composição - Fe; 25%Cr; 2%Ni; 15-20%Mo; 1%Mn - sua formação está sempre associada à presença de fase sigma, particularmente no envelhecimento entre 600 e 700°C por períodos de 6 a 10 horas. No entanto, apesar da fase chi formar-se tanto nas interfaces ferrita-austenita quanto na ferrita delta, esta se transforma rapidamente em sigma. Geralmente, a ocorrência desta fase está condicionada a um teor mínimo de 1,5% de molibdênio (Isern *et al.*, 2016).

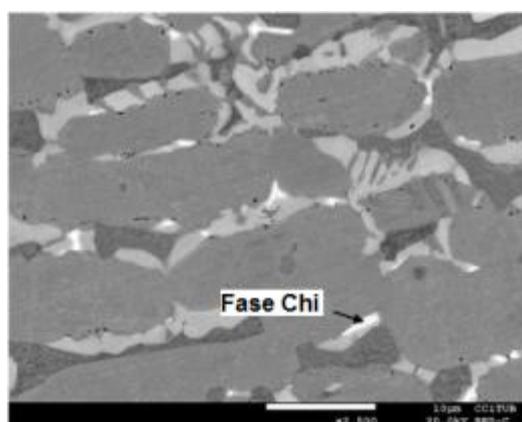


Figura 18 - Fase Chi em um aço duplex UNS S32205 após recozimento a 1080°C, seguido de um aquecimento isotérmico a 830°C por período de até 9h. Adaptado de Isern *et al.* (2016).

2.4. Soldagem dos Aços Inoxidáveis Duplex

A grande maioria das aplicações atuais dos aços inoxidáveis duplex envolve algum processo de soldagem. Este motivo faz com que sua soldabilidade e parâmetros de soldagem sejam amplamente estudados.

O processo de soldagem envolve ciclos térmicos que alteram o balanço de fases de modo a resultar em uma microestrutura mais ferrítica do que austenítica, tanto no metal de solda, quanto nas regiões adjacentes à solda, o que pode levar a fragilização local e conseqüente deterioração das propriedades da solda (Handbook of Stainless Steel, 2013).

Por isso, é de suma importância que os parâmetros de soldagem sejam propriamente especificados e controlados de acordo com a faixa qualificada da norma ASME IX ou outra norma de referência.

2.4.1. Processos de Soldagem

Em relação aos processos de soldagem, praticamente todos os convencionais a arco voltaico podem ser aplicados aos AID. Segundo Folkhard (1988) e Modenesi (2001), os três processos mais utilizados para a soldagem de aços inoxidáveis são SMAW, GMAW e GTAW.

O processo SMAW é utilizado em serviços em geral, particularmente no campo e em diferentes posições. O processo GMAW é utilizado para juntas mais espessas, sendo um processo de maior produtividade. Transferências spray (com misturas Ar-2%O₂ ou 5%O₂) e por curto circuito (com misturas Ar-CO₂ e Ar-He-CO₂) podem ser usadas. Arames tubulares para a soldagem destes aços estão se tornando mais comuns nos últimos anos.

O processo GTAW é amplamente utilizado na soldagem de aços inoxidáveis de chapas de espessura fina e equipamentos que exijam maior controle da geometria do cordão e melhor acabamento da solda (Palácio, 2011).

Geralmente, todos os métodos de soldagem por fusão podem ser utilizados para a soldagem dos aços inoxidáveis duplex, desde que procedimentos adequados de soldagem e consumíveis compatíveis sejam utilizados. As propriedades do metal de solda, como resistência, tenacidade e resistência à corrosão, podem ser prejudicadas por um desvio excessivamente grande do equilíbrio de fases em comparação com o metal original (Westin, 2010).

2.4.1.1. Soldagem TIG (GTAW)

A soldagem a arco com eletrodo não consumível (*Gas Tungsten Arc Welding - GTAW*) ou, como é mais conhecida no Brasil, TIG (*Tungsten Inert Gas*), é um processo de união através do aquecimento dos materiais por um arco elétrico formado entre um eletrodo não consumível de tungstênio e as peças a serem soldadas. A proteção do eletrodo de tungstênio e da peça de fusão é feita por um gás inerte, normalmente argônio, ou mistura de gases inertes (Santos, 2016).

A soldagem TIG pode ser usada para quase todos os metais e o processo pode ser manual ou automático. A soldagem TIG é largamente utilizada para solda com alumínio e com ligas de aço inoxidável, onde a integridade da solda é de extrema importância (ESAB).

O processo GTAW é considerado um dos processos de soldagem a arco de melhor qualidade. O processo é versátil e pode ser usado de forma manual ou automatizado. Geralmente é mais aplicado para aços ligados, aços inoxidáveis e ligas não-ferrosas (Modenesi, 2011).

A Figura 19 ilustra o esquema de funcionamento do processo de soldagem TIG e seus componentes. Note que nesta ilustração é utilizado o metal de adição, que é fundido pelo arco elétrico e adicionado à poça de solda. No entanto, a depender da necessidade de cada equipamento/peça, o uso do metal de adição pode ser dispensado. Neste caso, tem-se o processo TIG autógeno.

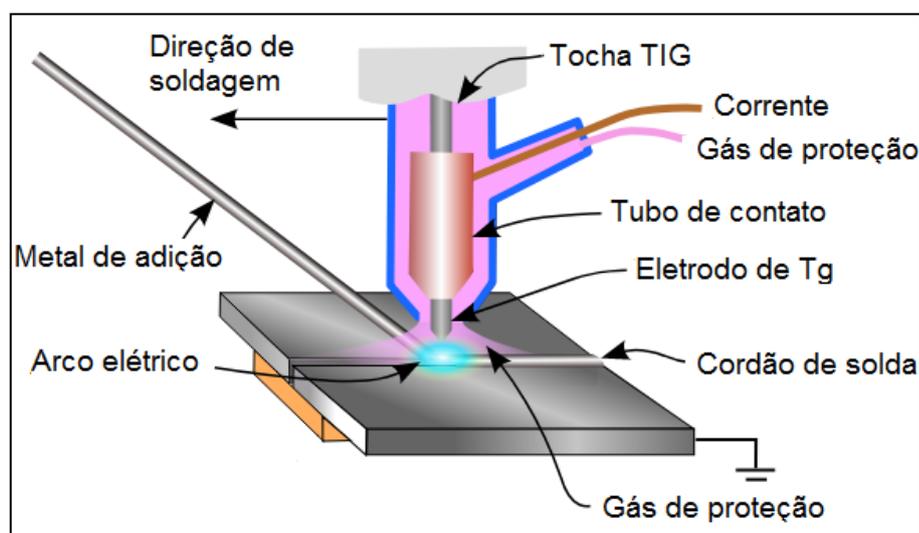
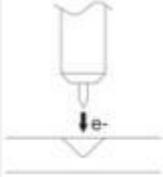
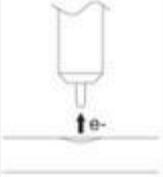
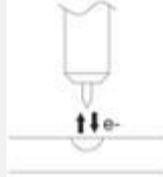


Figura 19 - Esquema ilustrativo do processo de soldagem TIG (GTAW). Adaptado de Merkle Group.

A soldagem TIG pode ser feita utilizando corrente contínua (CC- ou CC+) ou corrente alternada (CA). Cada uma dessas alternativas irá influenciar diretamente nos mecanismos de emissão de elétrons e conseqüentemente as características de soldabilidade (ESAB).

Tabela 11 - Tipos de correntes e suas características.

TIPO DE CORRENTE	CONTÍNUA		ALTERNADA
Características	Direta CC-	Inversa CC+	CA
Objetivo	Alta penetração Preservação do Tg	Baixa penetração	Preservação do Tg
Capacidade do eletrodo de Tg suportar corrente sem fundir	Alta (podem-se usar altos valores de corrente)	Baixa (somente para baixos valores de corrente)	Boa (usam-se valores intermediários de corrente)
Balanco de calor no arco (aprox.)	70% na peça, 30% no eletrodo	30% na peça, 70% no eletrodo	50% na peça, 50% no eletrodo
Fluxo de elétrons - Penetração			

Fonte: ESAB

Ainda existe uma variação da corrente contínua bastante utilizada no ambiente industrial, principalmente para soldagem de chapas finas, que é a corrente pulsada. Esta corrente envolve a variação repetitiva da corrente do arco entre um valor máximo (corrente de pico) e um valor mínimo (corrente de base), controlando-se o tempo total do ciclo, tempo do pulso em alta e baixa intensidade, bem como os valores de corrente máxima (pico) e mínima (base), como representado na Figura 20 (Bracarense, 2002).

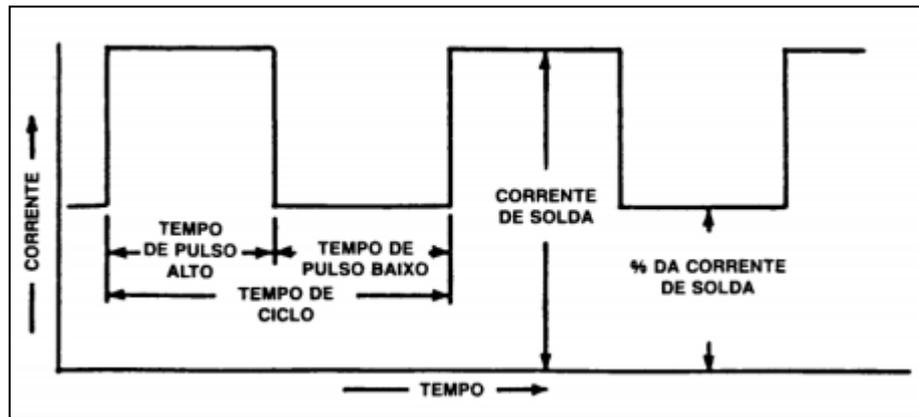


Figura 20 - Gráfico de tensão para fonte pulsada. Adaptado de Bracarense (2002).

A principal vantagem da corrente pulsada é permitir uma combinação da força, boa penetração e fusão do pulso, enquanto mantém a área de soldagem relativamente fria. Assim, é possível obter maiores penetrações do que em corrente contínua constante e trabalhar com materiais mais sensíveis ao aporte de calor com minimização das distorções (Bracarense, 2002).

O processo TIG apresenta várias vantagens em relação aos demais. Dentre elas a ESAB (2018) cita as seguintes:

- Ótimo controle da poça de fusão;
- Soldas de alta qualidade superficial;
- Boas propriedades mecânicas e acabamento;
- Baixa probabilidade de defeitos;
- Livre de respingos e escória que ocorrem em outros processos a arco;
- Permite excelente controle na penetração de passes de raiz;
- Determinadas espessuras e preparações não necessitam de material de adição;
- Permite um controle preciso das variáveis da soldagem;
- Solda praticamente todos os metais de aplicação industrial;
- Ótima adequação a soldagem de chapas muito finas, abaixo de 1 mm;
- O processo pode ser automatizado;
- Solda em todas as posições;
- Pouca geração de fumos de solda.

No entanto o processo TIG também tem suas limitações e dificuldades quando comparado a outros processos. Baixas taxas de deposição, dificuldade de

coordenação manual do soldador no controle da poça de fusão, dificuldade de se manter a proteção gasosa em ambientes externos, com vento, e baixa tolerância à contaminantes são algumas delas (ESAB).

No processo TIG autógeno especificamente, é fundamental adotar alguns cuidados e medidas para se obter uma solda com geometria retangular, isenta de defeitos e com microestrutura menos fragilizada possível. Dentre estas medidas, está o perfeito alinhamento da junta, para minimizar o efeito de concavidade superficial inerente à falta de metal de adição, e a adoção de misturas gasosas austenitizantes, como tentativa de manter o balanço entre fases.

2.4.2. Metalurgia da Soldagem

Os ciclos térmicos, presentes durante o processo de soldagem dos AID's, apagam o histórico dos processos termomecânicos, aos quais o aço foi submetido na fabricação. No caso das fitas de inox utilizadas na fabricação de carcaça de tubo flexível, todo refino de grãos e ganho de propriedade mecânica nos processos de laminação e recozimento são anulados pela soldagem.

A microestrutura do aço torna-se grosseira após a solda, apresentando grãos maiores, típicos do processo de fusão. Esse tipo de estrutura tem efeito direto nas propriedades mecânicas do aço, diminuindo sua tenacidade e resistência à tração. Além disso, a alteração do balanço de fases 50/50, muitas vezes promovida pela solda, promove uma série de complicações microestruturais, que não só prejudica a propriedade mecânica, como também a resistência à corrosão localizada da junta.

A seguir, serão detalhados os efeitos dos parâmetros: energia de soldagem, variada em função da velocidade de soldagem e intensidade de corrente; temperatura de pré-aquecimento; gás de proteção, sobre as propriedades mecânicas e microestruturais do duplex UNS S32205 em várias condições de soldagem.

2.4.2.1. Efeito da Energia de Soldagem

A energia de soldagem, definida como sendo a energia liberada pela fonte de calor por unidade de comprimento da solda, é útil na avaliação dos efeitos metalúrgicos da operação de soldagem sobre o material soldado e na comparação

de diferentes procedimentos e processos de soldagem. Nesse último caso, a energia líquida de soldagem, também chamada de calor imposto (*heat input*) é um parâmetro mais adequado (Marques e Modenesi, 2014).

Calculada com base nos principais parâmetros de soldagem, corrente, tensão e velocidade de soldagem, a energia de soldagem, também conhecida como aporte térmico ou simplesmente termo em inglês *heat input*, serve para estimar a quantidade de calor imposto no processo de soldagem.

$$E_s = \frac{\eta \cdot V \cdot I}{v_s}$$

onde ***E_s*** é a energia de soldagem, em J/cm; ***V*** é a tensão de soldagem, em Volts; ***I*** é a corrente de soldagem, em Ampéres; ***v_s*** é a velocidade de soldagem, em mm/s; e ***η*** é um fator adimensional de rendimento, que depende do processo, dos parâmetros de soldagem e de diversos outros aspectos, incluindo as propriedades físicas dos materiais e a geometria das peças (Marques e Modenesi, 2014).

Somente uma parcela da energia do arco é absorvida pela peça, pois grande parte da energia sofre perdas para o ambiente e outra serve simplesmente para manter o eletrodo aquecido. Para calcular a energia absorvida pela peça, é necessária a utilização de um coeficiente de transferência de calor do processo de soldagem, sendo que este varia conforme cada processo. Na tabela abaixo constam valores de ***η*** para alguns processos de soldagem.

Tabela 12 - Valores típicos do fator de rendimento ***η***.

Processo de Soldagem	Eficiência (η)
Eletrodo Revestido	0,65 – 0,85
GMAW	0,65 – 0,85
SAW	0,80 – 0,99
GTAW (CA)	0,20 – 0,50
GTAW (CC)	0,50 – 0,80

Fonte: Kou (2003)

Nos aços inoxidáveis duplex, a energia de soldagem está diretamente associada às transformações microestruturais e ao desempenho da junta soldada.

Uma elevada energia de soldagem provoca uma baixa velocidade de resfriamento, favorecendo a precipitação de austenita, mas também resultando em precipitação de fases secundárias (intermetálicas). Por outro lado, uma baixa energia de soldagem, resulta em uma maior velocidade de resfriamento, menor precipitação de austenita e consequente precipitação de nitretos dentro dos grãos ferríticos (Modenesi, 2001).

Jang *et al.* (2011) investigou a soldagem de um tubo de aço superduplex durante o resfriamento, usando o método GTAW, e constatou que a alta taxa de resfriamento associada ao baixo aporte de calor, causa o aumento da fase ferrítica e precipitados Cr_2N , tanto no metal de solda, quanto na zona afetada pelo calor. Em contra partida não foi identificada a precipitação de compostos intermetálicos.

Fonseca *et al.* (2016) também afirma que quanto maior o aporte térmico utilizado no processo de soldagem do aço inoxidável duplex SAF2205, menor é a quantidade de ferrita. Ambas as análises foram justificadas pela mesma lógica de Jang *et al.* (2011) e de Nunes *et al.* (2011), uma vez que, quanto maior o aporte térmico, menor a velocidade de resfriamento, e isso proporciona maior tempo para a formação de austenita.

Olaya-Luengas *et al.* (2016) estudaram por simulação do software Gleeble, a formação e características da ZTA do aço inoxidável duplex SAF2205, soldado por dois aportes de calor distintos, 15 e 30kJ/cm, em duas condições de têmpera, resfriando até 500°C e até 250°C.

Os autores observaram que a quantidade de austenita formada até os 500°C é praticamente a mesma que a formada na têmpera até 250°C. No entanto, a contagem da ferrita e da austenita se alteram com a variação do aporte térmico. Quanto maior o aporte de calor, maior a formação de austenita, conforme Figura 21.

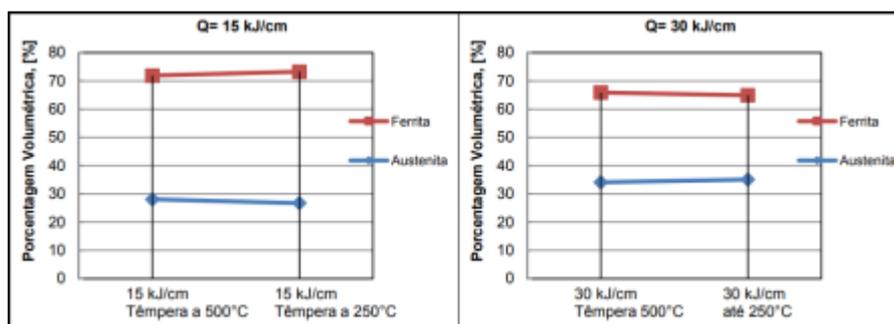


Figura 21 - Efeito do aporte térmico sobre a formação de fase. Adaptado de Olaya-Luengas *et al.*(2016)

Segundo Kotecki (2010), aportes térmicos muito baixos podem resultar em uma quantidade excessiva de ferrita, enquanto que aportes excessivos podem resultar na precipitação de fases intermetálicas.

Kotecki ainda sugere as faixas de aporte térmico para o aço inoxidável duplex com 22%Cr, de 0,5 a 2,5 kJ/mm, e de 0,5 a 1,5 kJ/mm, para o aço inoxidável superduplex com 25%Cr.

A norma Petrobras N-133, no entanto, prevê a variação do aporte térmico de acordo com a espessura do material de base a ser soldado. No caso da soldagem dos aços inoxidáveis duplex, recomenda-se um aporte entre 0,5 a 1,2 kJ/mm para espessuras de junta inferiores a 7mm, de 0,7 a 1,5 kJ/mm para espessuras entre 7mm e 20mm, e de 1,0 a 2,0 kJ/mm para espessuras acima de 20mm.

Os aportes térmicos investigados neste trabalho variam entre 0,53 e 0,64 kJ/mm.

2.4.2.2. Efeito da Temperatura de Pré-aquecimento

Como afirmado por Marques *et al.* (2009) e ESAB (2005), os metais em sua maioria são bons condutores de calor. Conseqüentemente o calor na região de soldagem é rapidamente escoado por toda a massa envolvida no processo, acarretando um resfriamento relativamente rápido. Em alguns metais, esse resfriamento rápido pode contribuir para a formação de microestruturas prejudiciais na região de soldagem.

Na soldagem de aços com alto teor de carbono e outros elementos de liga, por exemplo, o pré-aquecimento, é bastante utilizado. Neste caso, seu objetivo é diminuir o efeito do resfriamento rápido da junta soldada, evitando assim, soldas com dureza alta e baixa ductilidade (Perez, 2007).

Para os aços inoxidáveis duplex, geralmente esta prática não é recomendada. Porém, Menezes (2005) afirma que quando o material a ser soldado tem espessura de parede grossa e baixa concentração de nitrogênio em sua composição, o pré-aquecimento se faz necessário, a fim de se evitar uma microestrutura de solda com alto teor de ferrita.

Para os AIDs altamente ligados, o pré-aquecimento é totalmente desaconselhado, pois esta prática tende a aumentar a quantidade de compostos

intermetálicos precipitados, reduzindo assim, a resistência mecânica e a corrosão do metal (Menezes, 2005).

No caso de chapas finas de aços inoxidáveis duplex, com espessuras entre 0,5 e 5,0 mm, o pré-aquecimento a baixas temperaturas pode ser uma boa alternativa para garantir um efeito retardado do resfriamento da junta e, conseqüentemente, alcançar um maior percentual de austenita na solidificação. A temperatura de pré-aquecimento pode variar, porém a faixa mais comumente aplicada nas especificações de procedimentos de soldagem (EPSs) está entre 60°C e 200°C (Ferreira, 2012).

2.4.2.3. Efeito do Gás de Proteção

A escolha do gás de proteção tem grande influência nas características e propriedades da junta soldada. Segundo Neto (2011; *apud* Cunat, 2007), estes efeitos estão relacionados às:

- Propriedades mecânicas e microestruturais da junta soldada, através da perda ou enriquecimento de elementos de liga;
- Resistência à corrosão da solda, também através da perda ou enriquecimento de elementos de liga;
- Geometria e penetração do cordão de solda;
- Aparência e acabamento da superfície soldada;
- Emissão de gases e fumos de solda;
- Ignição e estabilização do arco.

O gás de proteção mais utilizado no processo TIG é o argônio (Ar). Para melhorar a geometria do cordão, bem como as propriedades finais da solda, o argônio pode ser misturado a outros gases como H₂, He, CO₂ ou o N₂. Dependendo do gás adicionado, a mistura pode até adquirir um efeito ativo e, além de proteger, pode também interagir com a poça de fusão e resultar em melhor penetração e balanço de fases.

Durante a soldagem autógena com o uso de argônio puro como gás de proteção, são esperadas perdas de nitrogênio nos aços inoxidáveis com este elemento de liga. Com isso, pequenas quantidades de nitrogênio, adicionadas ao

gás de proteção, são bem-vindas para neutralizar esse efeito, porém deve-se atentar para evitar a formação de bolhas (DuToit e Pistorius, 2003).

Com a fusão do metal no processo de soldagem, o nitrogênio intersticial, presente na estrutura do aço em formato atômico, se difunde e associa-se a outro átomo de nitrogênio, transformam-se em moléculas gasosas de N_2 e deixa a poça de fusão. Esta perda, se não repostada com o gás de proteção, pode implicar em vários fatores, dentre eles desequilíbrio do balanço de fases e a piora da resistência à corrosão (Menezes, 2005).

O balanço de N, dentro do máximo suportável pela solda, tem efeito positivo. Porém deve atentar para os limites, mínimo e máximo, de solubilidade de N na ferrita, uma vez que, se adicionado nitrogênio em excesso, pode gerar porosidade e respingos no cordão, enquanto a escassez de nitrogênio pode resultar na redução da resistência à corrosão por pite, como mostra a Figura 22.

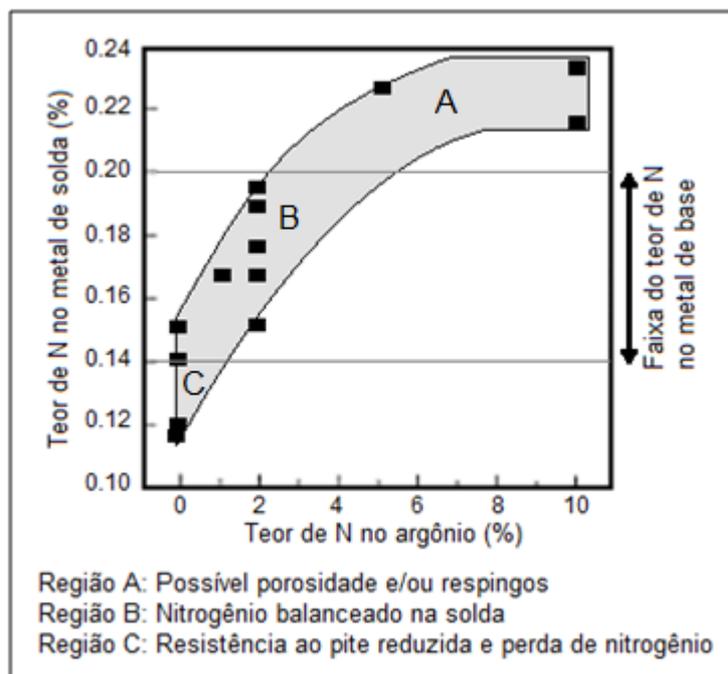


Figura 22 - Efeito da adição de N no gás de solda no aço Duplex 2205. Adaptado de Gunn (1997).

DuToit e Pistorius (2003) investigaram o efeito de diferentes concentrações de N, variando de 0% a 24,5%, no argônio, como gás de proteção, e concluíram que o teor de nitrogênio da solda inicialmente aumenta à medida que o teor de nitrogênio do gás de proteção aumenta e, em seguida, atinge uma concentração constante no

estado estacionário que é independente da pressão parcial do nitrogênio, como confirmado por Gunn (1997), na Figura 22.

Lacerda (2007) constatou que a adição de nitrogênio ao argônio como gás de proteção da solda promove resultados de resistência ao impacto na ZF aproximadamente o dobro daqueles sem a presença de nitrogênio. Como o nitrogênio é um elemento austenitizante, o seu aumento acarreta em uma fração volumétrica maior de austenita na solda (Still, 1994).

De acordo com Kim (2011), as soldas em aços duplex, obtidas com a adição de N_2 no gás de proteção, mesmo em ambientes com alta concentração de cloretos, tem a sua resistência a corrosão por pite aumentada. Além de todas essas vantagens, o nitrogênio ainda aumenta o potencial de ionização da mistura gasosa, estabilizando o arco elétrico.

Gooch (2000) afirma que o nitrogênio atua como elemento endurecedor nos aços inoxidáveis, particularmente em materiais trabalhados a frio. O autor ainda afirma que durante a soldagem, a poça de fusão sofre expansões e contrações restritas, levando a um aumento da densidade local e conseqüente endurecimento localizado, dificultando, assim, o atendimento aos requisitos de dureza, especificados pela norma NACE MR0175 (2001).

Por fim, Paulraj e Garg (2015) investigaram o efeito do percentual de nitrogênio no gás de proteção sobre as propriedades mecânicas e concluíram que, para uma mistura de argônio com 5% N_2 , a resistência à tração é levemente maior, se comparado à mistura com 2% N_2 .

2.4.2.4. Balanço Ferrita-Austenita

O balanço austenita/ferrita (α/γ) tem grande influência nas propriedades químicas e mecânicas. Em operações de soldagem, como conseqüência do processo de solidificação relativamente rápido, a zona fundida pode apresentar uma microestrutura com quantidade desbalanceada entre as fases ferrita e austenita. Para que as características positivas dos AIDs se mantenham, o balanço das fases primárias deve ser preservado, controlando os parâmetros de soldagem que mais influenciam, como o aporte térmico e o gás de proteção (Viller *et al.*, 2013).

Verma e Taiwade (2017) também afirmam que a alteração no balanço de fases afeta diretamente a resistência à corrosão do aço inoxidável duplex, e por isso é importante a microestrutura durante a soldagem. Teor de ferrita acima do recomendado resulta na formação de fases deletérias, como nitretos e carbonetos.

A relação ferrita/austenita, obtida em várias condições de soldagem TIG, é dada pela Tabela 13. Observa-se que o processo de soldagem autógena, em ambos os casos de alto e baixo aporte térmico, condições (3) e (7) respectivamente, apresenta balanço de fases desproporcional, tendendo à maior percentual de ferrita.

Comparando as condições (5) e (6), onde a única variável é o percentual de N no gás de proteção, pode-se observar que à medida que se adiciona mais N a soldagem, maior é a formação de austenita (Jebaraj *et al.*, 2017).

Tabela 13 - Relação α/γ em diversas condições de soldagem.

Tipo de Processo de Soldagem			Aporte Térmico (kJ/mm)	Balanço % α / % γ
Processo	Metal de adição	Gás de proteção		
(1) TIG	ER-2205	Ar	0,528	53 / 47
(2) TIG	ER-2209	Ar	1,44	58 / 42
(3) TIG autógeno	-	Ar	1,44	78 / 22
(4) TIG	ER-2209	Ar	0,36	43 / 57
(5) TIG	ER-2209	Ar + 5%N ₂	0,36	35 / 65
(6) TIG	ER-2209	Ar + 10%N ₂	0,36	29 / 71
(7) TIG autógeno	-	Ar	0,24	64 / 36

Fonte: Jebaraj *et al.* (2017).

Quase todos os processos de soldagem que utilizam metal de adição ER-2209 enriquecido com níquel, fornecem uma boa relação α/γ na soldagem. Verifica-se que a composição química no preenchimento da solda desempenha um papel predominante na reforma da austenita do que o aporte térmico e consequente taxa de resfriamento envolvida (Jebaraj *et al.*, 2017).

2.4.2.5. Microestrutura dos AIDs após soldagem

Como já salientado nos demais tópicos anteriores, a microestrutura dos aços duplex após o processo de soldagem, especificamente autógena, sofre

consideráveis mudanças microestruturais que levam a quedas em sua resistência mecânica e à corrosão.

Quando se utiliza metal de adição, geralmente estas mudanças são melhores controladas, impedindo a fragilização imposta pelo aporte de calor localizado. Muitas vezes, dependendo do consumível utilizado, obtém-se até melhores propriedades mecânicas e microestruturais, do que o próprio metal de base.

O efeito dos parâmetros de soldagem sobre a microestrutura da zona fundida (ZF) e da zona termicamente afetada (ZTA) é de suma importância para entender e prever o comportamento da solda quando solicitada mecanicamente e em ambientes severos de corrosão.

Santos (2016) estudou a influência da temperatura de pré-aquecimento, do tipo de corrente e do gás de proteção na soldagem de chapas de AID com espessura 1,8mm, através do processo TIG autógeno. Foram estabelecidas 12 condições distintas, e para cada uma delas analisaram-se as mudanças microestruturais nas ZF e ZTA's, bem como no balanço a/g. As amostras também foram submetidas ao ensaio de duplo ciclo de reativação química potenciodinâmica (DL-EPR) para avaliar a resistência à corrosão.

Para condição de soldagem com argônio puro como gás de proteção, observaram-se microestruturas com o balanço das fases ferrita-austenita alterado, tanto na zona fundida, quanto na zona termicamente afetada, conforme a Figura 23.

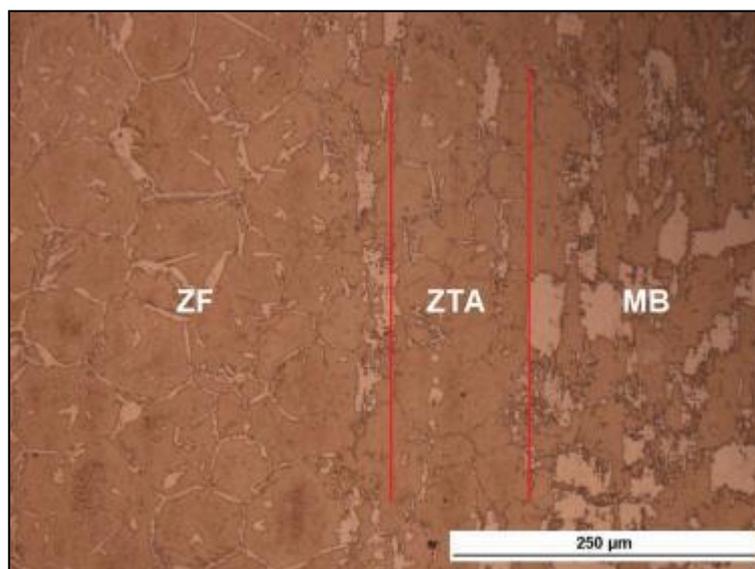


Figura 23 - Microestrutura da região soldada da amostra de aço duplex UNS31803 soldado com TIG autógeno, corrente pulsada, argônio puro e pré-aquecimento de 200°C. Adaptado de Santos (2016).

Olaya-Luengas *et al.* (2016) afirma que a ZTA obtida por simulação do *software* Gleeble apresenta modificações na morfologia das fases iniciais, austenita e ferrita. Após soldagem, ocorre a formação das austenita Widmanstätten e intragranular na matriz ferrítica, além de algumas com estruturas dendríticas, como mostra a Figura 24.

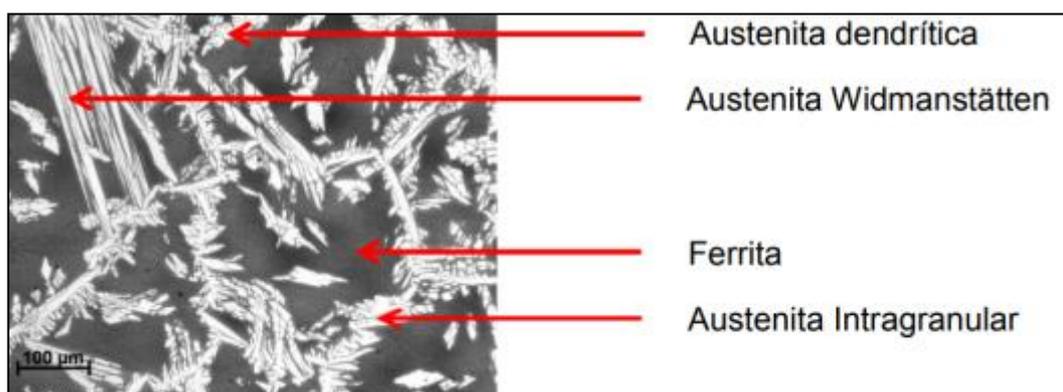


Figura 24 - ZTA simulada pelo Gleeble de um AID UNS S32205.

A microestrutura da ZF, obtida ao final do processo de soldagem, depende não somente da composição química do metal de adição, quando este é utilizado, como também dos parâmetros de soldagem e do gás de proteção. Já a microestrutura da ZTA será apenas influenciada pelos ciclos térmicos impostos no processo. Portanto, sendo os ciclos térmicos realizados dentro da faixa crítica de temperatura dos AID, estes podem causar a precipitação de fases secundárias (Chen e Yang, 2002).

Ainda sobre o estudo realizado por Santos (2016), observou-se que as análises das condições soldadas sob proteção gasosa de argônio puro revelaram maior percentual de ferrita na ZTA e menor precipitação de nitretos, do que quando comparadas a condição soldada com o gás de proteção com adição de 10% de nitrogênio. Pode-se concluir que o nitrogênio favoreceu o crescimento da austenita, mas também promoveu maior precipitação de nitretos na ferrita.

Desta forma, o autor sugere que seja estudada uma mistura gasosa com valores de nitrogênio inferiores a 10%, uma vez que o nitrogênio teve efeito positivo, mas em grande quantidade favoreceu a formação de nitretos.

A Figura 25 apresenta uma microestrutura típica da zona termicamente afetada (ZTA), com adição de 10% de nitrogênio no gás de proteção e pré-

aquecimento de 200°C. Podem-se observar tanto os diferentes tipos de austenita formada, quanto as nuvens de nitretos de cromo dentro dos grãos ferríticos.

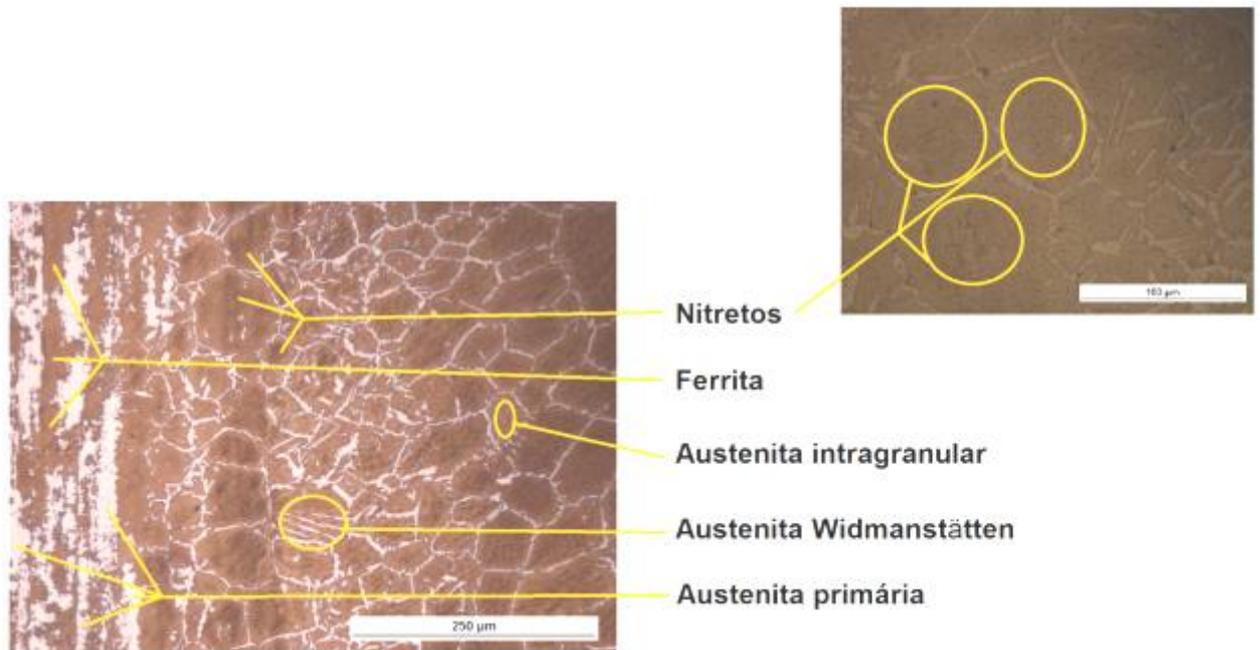


Figura 25 – Microestrutura da ZTA de uma amostra soldada com corrente contínua, argônio com 10%N e pré-aquecimento de 200°C. Adaptado de Santos (2016).

De modo geral, todas as condições soldadas apresentaram mudanças no balanço, porém, tanto o nitrogênio quanto o pré-aquecimento, contribuíram para o aumento da fase austenita, melhorando assim a relação final α/δ . A Figura 26 mostra a diferença da fração de austenita para as 12 condições soldadas por Santos (2016).

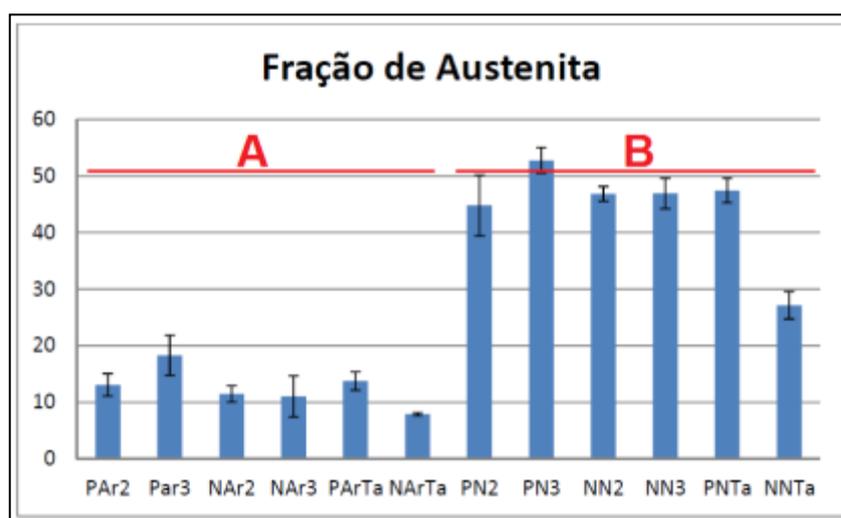


Figura 26 - Fração de austenita para diferentes condições soldadas. Adaptado de Santos (2016).

No grupo A, as amostras foram soldadas, variando o tipo de corrente (convencional e pulsada) e a temperatura de pré-aquecimento (ambiente, 200°C e 300°C), e o argônio puro como gás de proteção. No grupo B, no entanto, foram soldadas variando os mesmos parâmetros, mas sob proteção gasosa de argônio com adição de 10% de nitrogênio. Nota-se que o efeito do nitrogênio sobre a fração de austenita é bem maior do que o efeito do tipo de corrente e da temperatura de pré-aquecimento.

Santos (2016), no entanto, não avaliou a influência da energia de soldagem sobre a quantidade de nitretos de Cromo. Porém Londoño (2001) o fez, investigou e concluiu que, apesar de pequena, a fração de nitretos na ZTA aumenta em função do aumento da energia. O gráfico da Figura 26 mostra este efeito. Neste caso, a investigação se deu sobre o AISD UNS32550.

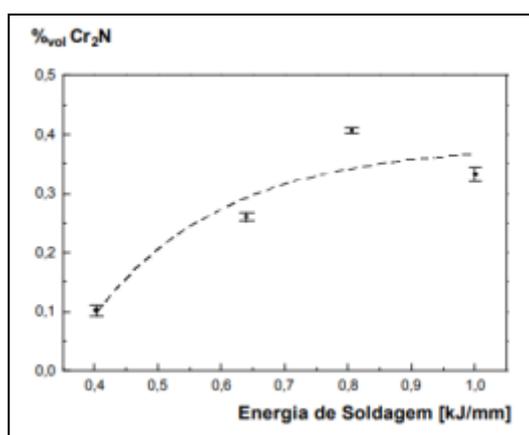


Figura 27 – Fração volumétrica de Cr₂N precipitada no AISD UNS 32550 em função da energia de soldagem simulada. Adaptado de Londoño (2001).

Londoño (2001) não investigou o efeito da energia de soldagem sobre o tamanho de grão da ferrita e austenita, porém Olaya-Luengas *et al.* (2016) o fez. Comparou as micrografias de amostras do AID SAF2205 simuladas com aportes de calor de 15 kJ/cm (temperadas a 500 e 250°C) e 30 kJ/cm (temperadas a 500 e 250°C) e constatou que à medida que ocorre o incremento do aporte térmico, o tamanho de grão, tanto da austenita quanto da ferrita, tende a aumentar, como mostra a Figura 28.

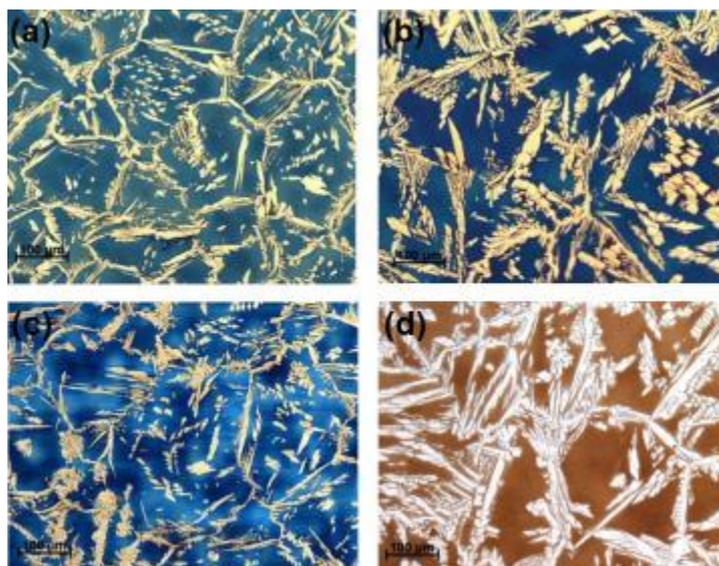


Figura 28 - Micrografias das ZTA's simuladas com aportes de calor de (a) 1,5kJ/mm e têmpera a 500°C, (b) 3,0kJ/mm e têmpera a 500°C, (c) 1,5kJ/mm e têmpera a 250°C, (b) 3,0kJ/mm e têmpera a 250°C. Adaptado de Olaya-Luengas *et al.* (2016).

De acordo com Santos (2016), o efeito do pré-aquecimento sobre a precipitação de austenita é positivo. A condição soldada sem pré-aquecimento apresentou menor precipitação de austenita, como mostra a Figura 29(a). Enquanto que, a mesma condição quando pré-aquecida a 300°C, mostrou uma maior formação de austenita secundária, Figura 29(b).

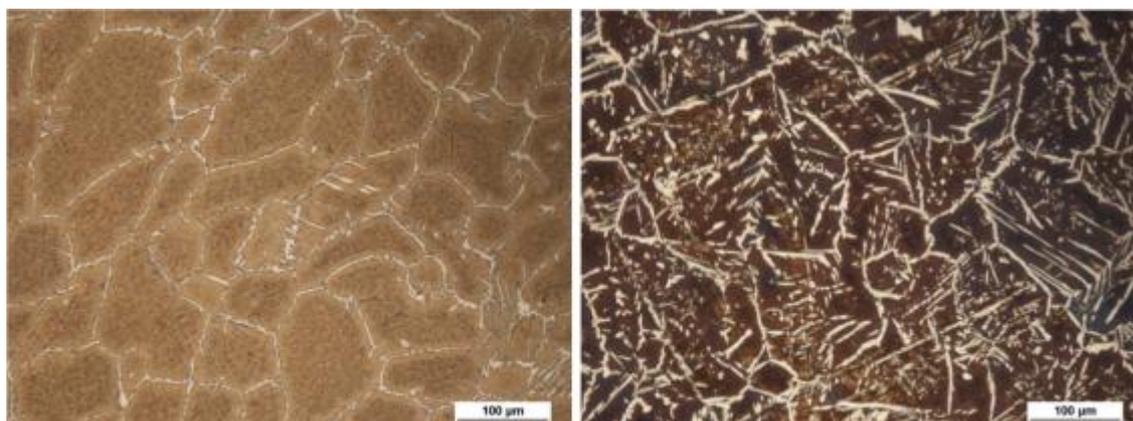


Figura 29 – Metalografia da ZF de (a) uma amostra soldada com corrente pulsada, argônio puro, sem pré-aquecimento e (b) com pré-aquecimento de 300°C. Adaptado de Santos (2016).

No capítulo 3 a seguir, serão apresentados os materiais utilizados para preparação dos corpos de prova soldados, bem como a metodologia de preparação e teste aplicada para execução e análise dos resultados dos ensaios mecânicos e avaliações microestruturais propostas.

CAPÍTULO 3 – MATERIAIS E MÉTODOS

Neste capítulo serão apresentados os materiais e métodos empregados na preparação dos corpos de prova soldados, bem como especificados os ensaios e métodos aplicados à inspeção não destrutiva, caracterização microestrutural da solda e avaliação das propriedades mecânicas.

3.1. Materiais

O processo de fabricação das fitas metálicas consiste basicamente das seguintes etapas: lingotamento, laminação a quente, laminação a frio, recozimento e novamente laminação a frio, até alcançar o dimensional final da chapa. Em seguida, a chapa já na espessura final especificada pelo cliente é cortada em tiras (também chamada de fitas) de largura variada e enrolada em formato de bobinas para realização do transporte.

Na elaboração deste trabalho, foram utilizadas fitas de aço inoxidável duplex UNS S32205, comercialmente conhecida como Duplex 2205, com espessura de 2,7 mm e largura de 135 mm, fabricadas pela siderúrgica Outokumpu, em Nyby, Suécia. Estas fitas foram disponibilizadas por um fabricante de tubos flexíveis do Porto do Açú.

A composição química da fita é especificada na Tabela 14 e suas propriedades são informadas na Tabela 15. Estas informações foram extraídas do certificado de matéria-prima.

Tabela 14 - Composição química da fita de aço inoxidável duplex UNS S32205 em percentual.

Valores informados pelo certificado de matéria-prima.

Duplex UNS	Cr	Ni	Mo	Mn	N	C	Si	P	S
S32205	22,5	5,7	3,2	1,35	0,18	0,023	0,36	0,026	0,001

Tabela 15 - Propriedades mecânicas e microestruturais da fita de aço inoxidável duplex UNS

S32205. Valores informados no certificado de matéria-prima.

Tensão de Escoamento (MPa)	Tensão Máxima à Ruptura (MPa)	Alongamento (%)	Dureza (HV)	Ferrita (%)
686	869	28	279	47

3.2. Preparação dos Corpos de Prova

Pedaços de fitas de aproximadamente 140 mm de comprimento foram cortados de bobinas de aço duplex e, em seguida, posicionados e alinhados entre si sobre a mesa da máquina de solda, de modo a não haver espaço entre eles, Figura 30(a).

Pequenas chapas auxiliares foram posicionadas nas extremidades das fitas, como mostrado na Figura 30(b), para que a solda de união das fitas não fosse comprometida pela abertura e fechamento de arco elétrico.

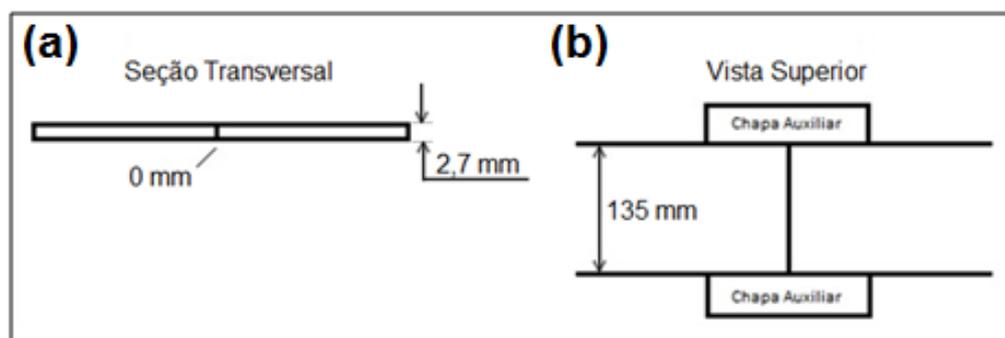


Figura 30 - Esquema ilustrativo da montagem da junta de solda com (a) vista lateral e (b) superior.

3.2.1. Cuidados antes da Soldagem

Antes da soldagem foram necessárias algumas medidas e cuidados, como:

- Corte das fitas com chanfro reto e preciso de $90 \pm 1^\circ$;
- Lixamento da face cortada das fitas e remoção de eventuais rebarbas;
- Limpeza das fitas e da mesa de soldagem com solvente e trapo;
- Remoção de eventuais resíduos de trapo nas bordas das fitas;
- Ajuste fino das fitas nas três dimensões e na angulação;
- Posicionamento das chapas auxiliares de abertura e fechamento de arco;
- Ponteamento das fitas com as chapas auxiliares.

3.3. Configuração da Máquina de Solda

Na etapa de configuração da máquina de solda, alguns parâmetros de soldagem foram mantidos constantes em todas as condições soldadas, de modo a não haver outras variáveis envolvidas na investigação. A Tabela 16 apresenta as

características do processo de soldagem, bem como outros parâmetros que foram fixados.

Tabela 16 - Parâmetros de soldagem fixos durante a soldagem.

Características e Parâmetros do Processo de Soldagem			
Corrente e Polaridade	CC-	Diâmetro do Bocal de Gás	12,7 mm
Frequência do Pulso	5 Hz	Fluxo de Gás da Tocha	14 L/min
Tensão	10 V	Fluxo de Gás da Purga	5 L/min
Diâmetro do Eletrodo	2,4 mm	Distância Eletrodo/Peça	1,5 mm
Tipo do Eletrodo	WLa15 – ponta dourada, com 1,5% de Lantânio		
Posição de Soldagem	Plana		

3.3.1. Parâmetros de Soldagem Variados

Os parâmetros de soldagem que foram variados para investigação das diferentes condições soldadas foram:

- Gás de proteção: Tipo 1 – 95% Argônio + 5% Nitrogênio;
Tipo 2 – Argônio puro, com grau de pureza 4.8 (99,998%);
- Temperatura de pré-aquecimento: temperatura ambiente de 25°C; 80°C; 100°C; 160°C;
- Energia de soldagem (*heat input*): 0,53 kJ/mm; 0,59 kJ/mm; 0,64 kJ/mm

Para se obter as energias de soldagem (E_s) estipuladas, foram necessários ajustes na intensidade de corrente média (I_{cm}) e velocidade de soldagem (V_s), sendo elas calculadas pela fórmula apresentada por Marques e Modenesi (2014) sem o fator de correção η , conforme abaixo:

- V_s : 120 mm/min + I_{cm} : 105,0 Amperes → E_s : 0,53 kJ/mm
- V_s : 100 mm/min + I_{cm} : 98,2 Amperes → E_s : 0,59 kJ/mm
- V_s : 80 mm/min + I_{cm} : 85,5 Amperes → E_s : 0,64 kJ/mm

3.4. Soldagem dos Corpos de Prova

A soldagem foi realizada pelo processo TIG autógeno (sem metal de adição) através de um único passe. A Figura 31(a) mostra o sistema de mecanização da Ideal-Werk, modelo LBS-045, onde as fitas são posicionadas para realização das soldas. A Figura 31(b) mostra a máquina de solda Fronius, modelo *MagicWave 3000 Confort*, que fornece os parâmetros elétricos para que o arco elétrico se forme e realize a solda.

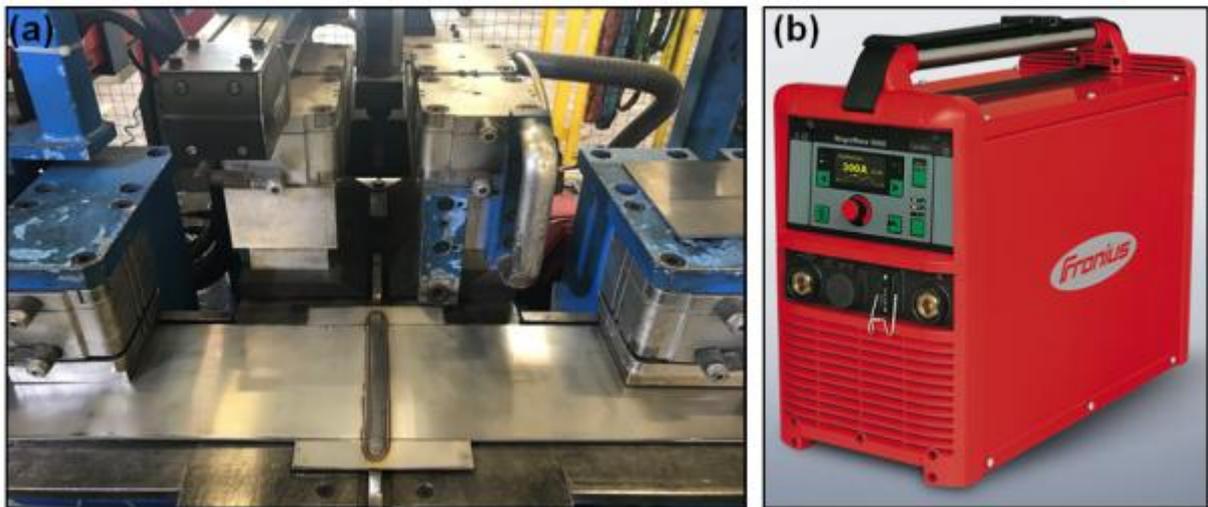


Figura 31 - Sistema de mecanização Ideal-Werk (a) e a máquina de solda Fronius (b).

Para o estudo da influência dos parâmetros variáveis, 7 condições de soldagem foram estabelecidas, sendo a condição 1 mantida como referência, e as demais condições, como variações da mesma. Cada parâmetro avaliado foi oscilado para mais e para menos a partir da condição 1. O objetivo foi promover mudanças mínimas, porém, sensíveis à posterior análise e sem gerar defeitos de soldagem, como perfuração e falta de penetração.

O fluxograma da Figura 32 apresenta cada uma das sete condições estudadas.



Figura 32 - Condições de soldagem investigadas.

Para o estudo isolado da influência da temperatura de pré-aquecimento, 3 condições serão comparadas a condição 1, são elas: condição 2, 3 e 4.

Para estudo isolado da influência da energia de soldagem, 2 condições serão comparadas a condição 1, são elas: condição 5 e 6.

Para estudo isolado da influência do nitrogênio no gás de proteção, 2 condições serão comparadas, são elas: condição 1 e 7.

Para cada condição foram realizadas 8 soldas, totalizando 56 soldas ao todo. As soldas foram enumeradas para os ensaios e análises da seguinte forma: solda 1 e 2 para ensaio de tração, solda 3 e 4 para dobramento de face, solda 5 e 6 para dobramento de raiz, solda 7 e 8 para avaliação dimensional do cordão de solda, macrografia e análise metalográfica. A Figura 33 mostra as 8 soldas de cada uma das 7 condições soldadas.



Figura 33 - Corpos de prova soldados pelo processo TIG autógeno.

3.4.1. Cuidados após a Soldagem

Após a soldagem também foram necessárias algumas medidas, como:

- Remoção das chapas auxiliares através de guilhotina manual;
- Acabamento das laterais da solda por lixamento rotativo com lixa de 120 meshes.

Realizados os procedimentos acima, os corpos de prova foram encaminhados para os ensaios não destrutivos e destrutivos.

3.5. Ensaio Não Destrutivos

Os ensaios não destrutivos tem por objetivo principal a detecção de possíveis descontinuidades presentes no cordão de solda. As mesmas inspeções especificadas pela API 17J para solda de fitas de carcaça de tubo flexível foram adotadas neste trabalho, são elas: inspeção visual e inspeção por líquido penetrante. Toda extensão da solda de todas as condições soldadas foram inspecionadas.

A inspeção visual e por líquido penetrante foram conduzidas por inspetores certificados de acordo com o sistema de qualificação e certificação americana, regidos pela norma ASNT-SNT-TC-1A (2016).

3.5.1. Inspeção Visual

A inspeção visual foi conduzida ao longo de todo cordão de solda, da região da face, raiz e laterais da mesma. As zonas termicamente afetadas (ZTA) de todos os corpos de prova também foram inspecionadas.

O objetivo da inspeção visual é detectar a olho nu, ou com auxílio de lupa e lanterna, as possíveis descontinuidades superficiais presentes na solda, tais como trincas, incrustações, porosidade, alinhamento da junta, falta de penetração, penetração excessiva, além de outras alterações dimensionais ao longo do cordão de solda.

Para realização da inspeção visual, usou-se como referência o procedimento estipulado pela norma ISO 17637. O critério de aceitação para inspeção visual dos corpos de prova adotado foi de nenhuma descontinuidade ser aceitável, independente do tamanho.

3.5.2. Inspeção por Líquido Penetrante

Assim como a inspeção visual, o ensaio por líquido penetrante foi conduzido em todo cordão de solda dos corpos de prova, a fim de detectar descontinuidades superficiais, porém, muitas vezes não detectáveis ao olho nu, tais como micro trincas e pequenos poros.

Os materiais penetrantes utilizados, tais como líquido penetrante, revelador e limpador foram de marca Spotcheck, do fornecedor Magnaflux. Todos foram testados em relação à sensibilidade com auxílio do bloco padrão JIS de 20 μ m.

Para realização da inspeção por líquido penetrante, usou-se como referência o procedimento estipulado pela norma ISO 3452-1. O critério de aceitação para inspeção visual dos corpos de prova adotado foi de nenhuma descontinuidade ser aceitável, independente do tamanho.

3.6. Avaliação Dimensional

A avaliação dimensional foi realizada em uma solda de cada condição soldada. Inicialmente mediu-se por paquímetro a largura do cordão na face e na raiz da solda, como indicado na Figura 34 por Lf (largura da face) e Lr (largura da raiz).

No total, 5 medidas foram realizadas de forma equidistante ao longo do cordão de solda.

Após medição do cordão de solda, a região que apresentou maior concavidade de superfície sensível ao tato, foi selecionada e, então, uma seção da solda foi extraída por corte, embutida em resina e preparada por lixamento de 100, 220 e 320 meshes.

Em seguida, foram medidas a espessura da solda (E_s), a seção resistiva mínima (SR_m), a penetração (P) e a concavidade de superfície (C_s). Para medição utilizou-se um software de edição de imagem, com auxílio de uma grade quadrangular. A Figura 34 exemplifica como foi realizada as medidas.

O objetivo desta medição foi visualizar o efeito dos parâmetros sobre a geometria da solda, através da observação da concavidade de superfície, penetração e seção resistiva mínima, para então eleger o cordão com menor distorção geométrica.

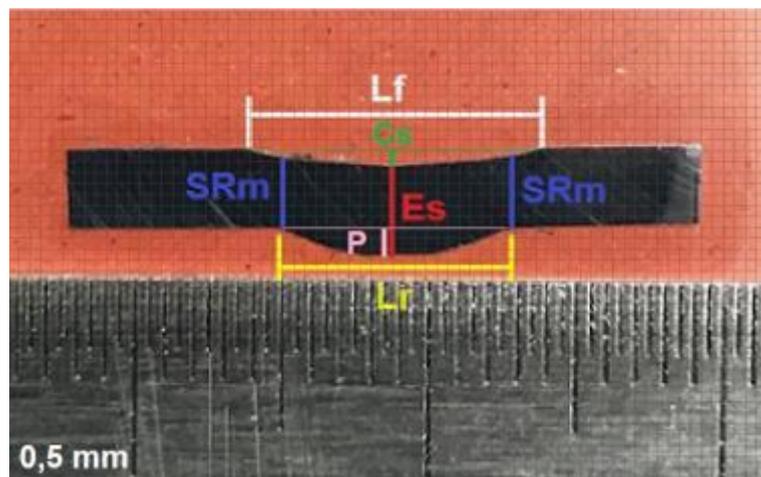


Figura 34 - Esquema de medição da solda.

3.7. Preparação Metalográfica

Para iniciar a caracterização metalográfica das soldas, fez-se necessário a preparação metalográfica de 2 amostras para cada condição soldada, de acordo com as seguintes etapas:

- Corte: pequenas seções transversais ao cordão de solda foram cortadas através da máquina Struers Labotom-5.

- Embutimento: as seções foram embutidas em resina epóxi utilizando-se a máquina Struers CitoPress-1.
- Lixamento: as amostras foram lixadas a úmido de forma semi-automática em lixas de granulometria que variaram de 120 a 2000 meshs, através da máquina Struers Tegramin-20.
- Polimento: o polimento ocorreu de forma semi-automática com panos, utilizando pastas diamantadas com granulometrias de 3 e 1 μm , através da mesma máquina Struers Tegramin-20.
- Ataque Metalográfico: as amostras foram atacadas por imersão em duas soluções, uma de 40% de hidróxido de sódio (NaOH) em água, para avaliar revelar a microestrutura da austenita, ferrita e possíveis fases intermetálicas, e outra de 10% de ácido oxálico também em água, para relevação de nitretos e carbonetos. Ambos os ataques foram realizados de forma eletrolítica, a uma tensão de 4 a 6 Volts por um tempo de 5 a 10 segundos.

3.8. Macrografia

Após preparação metalográfica, iniciou-se a macrografia das amostras metalográficas. O intuito desta análise foi avaliar de forma qualitativa a influência dos diferentes parâmetros de soldagem sobre o aspecto morfológico da solda.

Foi utilizado o microscópio estereoscópico Nikon SMZ 800N para realização das macrografias. O aumento utilizado foi de 10x, de modo a contemplar toda área do cordão de solda.

3.9. Caracterização Microestrutural

A caracterização microestrutural das soldas foi realizada em quatro partes, sendo estas a avaliação qualitativa da microestrutura do metal base (MB), da microestrutura da zona termicamente afetada (ZTA) e da zona fundida (ZF), a avaliação qualitativa de possíveis precipitados, como nitretos e carbonetos, e por último, a avaliação quantitativa do balanço de fases.

Para análise qualitativa da microestrutura do MB, uma breve análise foi realizada com aumentos de 500 e 1000x. Para análise da ZF, ZTA e dos

precipitados, uma varredura de toda região da solda foi realizada com aumentos entre 200 e 500x, utilizando o microscópio óptico Olympus, modelo GX41, e confocal Lext, modelo OLS4000. Imagens representativas foram extraídas de cada amostra com objetivo final de comparar a microestrutura obtida em cada uma das condições soldadas.

Para quantificação das fases, um total de 20 imagens foram extraídas de cada amostra, sendo 10 da ZF e 10 da ZTA. As imagens também foram obtidas pelo microscópio óptico Olympus, modelo GX41, todas com aumento de 200x. Utilizou-se o método de contagem de pontos, especificado na norma ASTM E562 (2017). Sobre cada imagem, sobrepôs-se uma malha de 100 pontos (10x10), para realizar a contagem. Ao todo, foram analisadas 140 imagens com 100 pontos cada, resultando em 2.000 pontos analisados por amostra e 14.000 pontos no total.

Por fim, os resultados obtidos pela análise da microestrutura e da quantificação de fases da caracterização microestrutural, foram comparados entre si e correlacionados com o parâmetro de solda utilizado para cada condição soldada.

3.10. Ensaios Destrutivos

Após aprovação nos ensaios não destrutivos, os corpos de prova soldados foram numerados e, em seguida, submetidos aos ensaios mecânicos de: tração, dobramento de face e raiz, e dureza. A seguir serão detalhados cada um desses ensaios.

3.10.1. Ensaio de Tração

O ensaio de tração foi realizado tanto para fita de AID como recebida, quanto para as demais condições soldadas. Para avaliar a matéria-prima, 2 corpos de prova foram extraídos do início e final da bobina de aço inoxidável duplex e, em seguida, preparados e ensaiados em tração uniaxial.

Os corpos de prova de tração foram extraídos da fita soldada através de estampagem, como mostra a Figura 35(a). As dimensões finais estavam em conformidade com a norma ASTM A-370, como mostra a Figura 35(b). O comprimento útil definido foi de 70 mm, com pequenas variações de espessura,

devido ao cordão de solda, e largura, devido ao lixamento das laterais, para remoção de eventuais defeitos de borda. A máquina utilizada foi a Instron Universal, com capacidade de 100 kN.

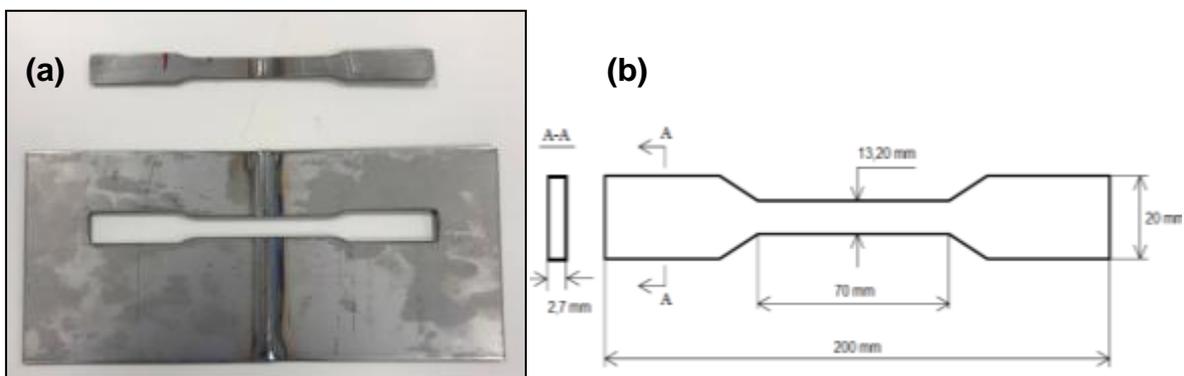


Figura 35 - Corpo de prova de tração: (a) após estampagem e (b) dimensões conforme ASTM A-370.

O ensaio de tração das juntas soldadas teve por objetivo verificar a resistência máxima à ruptura do material, o tipo e local da fratura. Um corpo de prova de tração foi extraído das soldas 1 e 2 de cada condição soldada. Ao todo, foram realizados 2 ensaios de tração para cada condição.

O critério de aceitação adotado conforme especificação do próprio fabricante de tubos flexíveis, 750 MPa.

3.10.2. Ensaio de Dobramento

O ensaio de dobramento tem por objetivo avaliar a ductilidade da solda pelo alongamento imposto à região tracionada. Descontinuidades como falta de fusão, falta de penetração, inclusões de escória, trincas e porosidades na solda propagam-se e se abrem durante a execução do ensaio.

Quatro das oito soldas preparadas por cada condição foram destinadas ao ensaio de dobramento, sendo duas para dobramento de face e duas para dobramento de raiz. Diferente do ensaio de tração, em que há a extração de um corpo de prova na solda, no dobramento todo cordão de solda foi ensaiado. As dimensões dos corpos de prova eram as mesmas da fita após soldagem, ou seja, de 270 x 135 x 2,7 mm. A Figura 36(a) mostra a máquina de dobramento executando o dobramento da fita soldada.

Os cutelos utilizados no ensaio tinham 10,8 mm de diâmetro de ponteira, conforme estabelecido pela ASTM A-270, onde o diâmetro da ponteira deve ter no máximo 4x a espessura do material a ser dobrado. O ensaio foi conduzido de forma que o corpo de prova tivesse toda região da solda dobrada a 180°, conforme Figura 36(b).

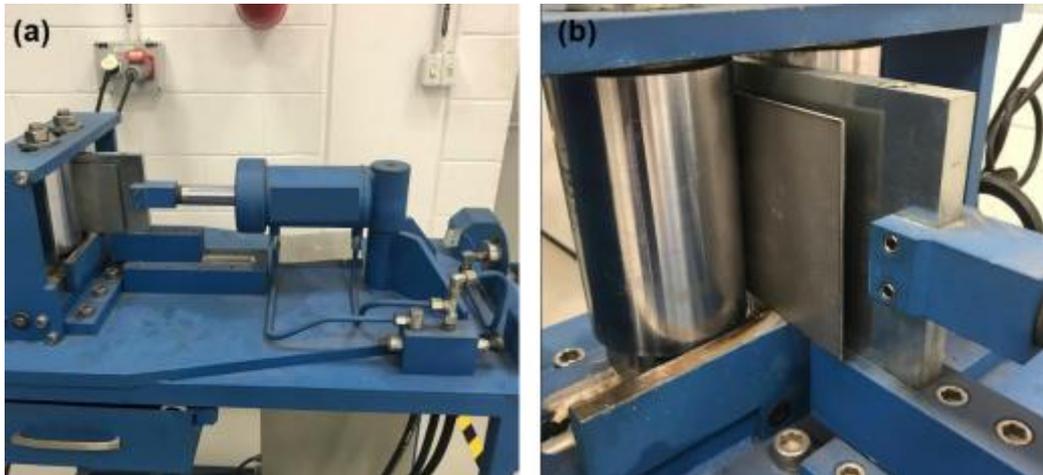


Figura 36 - Máquina de dobramento (a) e (b) corpo de prova ensaiado.

Após dobramento das amostras, o cordão de solda e as ZTAs foram inspecionados visualmente a olho nu, com auxílio de lupa com aumento de 5x. O critério de aceitação adotado foi conforme ASME IX, complementada pela API 17J, assim sendo, nenhuma descontinuidade permitida.

3.10.3. Dureza

Uma amostra foi retirada de cada condição soldada, preparada metalograficamente e submetida ao ensaio de dureza Vickers, utilizando carga de 10kg. A distância mínima estipulada entre as endentações foi de 700 μ m, equivalente a 3x a diagonal do losango endentado pela ponteira de diamante. Este cuidado foi necessário para garantir que não houvesse influência das regiões adjacentes deformadas plasticamente sobre os valores das demais endentações.

Os ensaios de dureza foram realizados ao longo da seção transversal da solda, passando pelo metal base, ZTA e metal de solda, em uma amostra de cada condição soldada. Ao todo, 15 endentações foram realizadas, conforme indica a Figura 37.

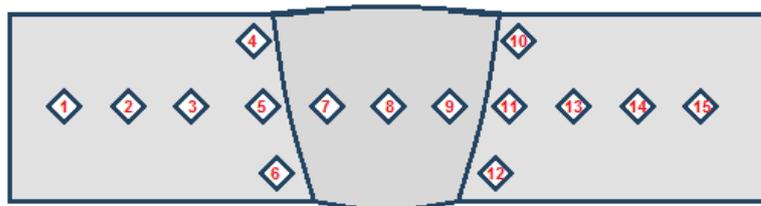


Figura 37 - Perfil de dureza Vickers HV-10.

Os resultados obtidos foram comparados ao do metal base, que giram em torno de 280 HV e tem como critério de aceitação um máximo de 302 HV10, de acordo com a ASTM A370 (2017). O durômetro utilizado foi o Zwick Roell ZHV-10, com capacidade de carga entre 0,1 e 10 kg, como mostra a Figura 38.



Figura 38 - Durômetro Vickers Zwick Roell ZHV-10.

CAPÍTULO 4 – RESULTADOS E DISCUSSÃO

Neste capítulo, os resultados serão apresentados, comentados e correlacionados, entre si e entre outros trabalhos afins.

4.1. Ensaio Não Destrutivo

Os resultados obtidos, tanto na inspeção visual quanto na por líquido penetrante, não evidenciaram a presença de descontinuidades, como mostrado na Figura 39. Tanto a face quanto a raiz das soldas se mostraram uniformes, sem indicações superficiais. Na inspeção por líquido penetrante, após revelação da solda, não foi detectada nenhuma indicação sobre o cordão de solda.

Todas as 56 soldas foram então consideradas aprovadas para as etapas seguintes de avaliação dimensional, caracterização microestrutural e ensaios destrutivos.

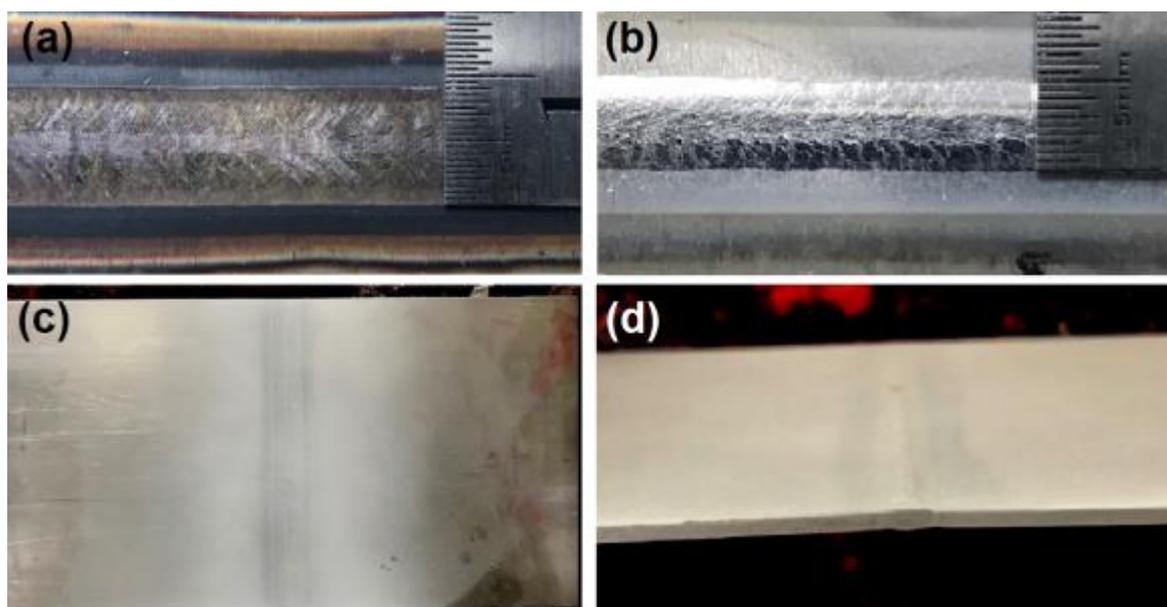


Figura 39 - Registro típico da inspeção visual (a) da face e (b) raiz, e inspeção por líquido penetrante (c) da face, (d) raiz e lateral da solda.

4.2. Avaliação Dimensional

A Tabela 17 e a Figura 40 apresentam a média e o desvio padrão dos valores de largura da face (L_f), largura da raiz (L_r), espessura da solda (E_s), seção resistiva mínima (SR_m), penetração (P) e concavidade (C_s) para cada condição soldada.

Todas as condições apresentaram cordão de solda com dimensões próximas umas às outras, com exceção da condição 4, soldada com maior temperatura de pré-aquecimento (160°C), sinalizada pelo retângulo vermelho na Figura 40. Nesta condição, tanto a largura da face quanto da raiz da solda aumentaram, devido ao efeito da maior poça de solda, consequência do maior aquecimento.

Também se pode observar um mesmo comportamento para a concavidade de superfície e penetração. Quanto maior a concavidade de superfície, maior a penetração, e vice-versa. Já a seção resistiva mínima apresenta comportamento oposto em relação à estas duas dimensões.

Tabela 17 - Avaliação dimensional das soldas de cada condição.

Condição Soldada	Lf (mm)	Lr (mm)	Es (mm)	SRm (mm)	P (mm)	Cs (mm)
1	9,23	5,46	3,16	2,54	0,68	0,30
2	9,19	5,39	3,09	2,67	0,49	0,18
3	9,09	4,76	3,14	2,46	0,86	0,43
4	9,72	7,07	3,10	2,25	0,91	0,61
5	9,07	4,64	3,14	2,60	0,60	0,24
6	9,10	5,79	3,11	2,40	0,78	0,42
7	9,15	5,22	3,28	2,69	0,54	0,06

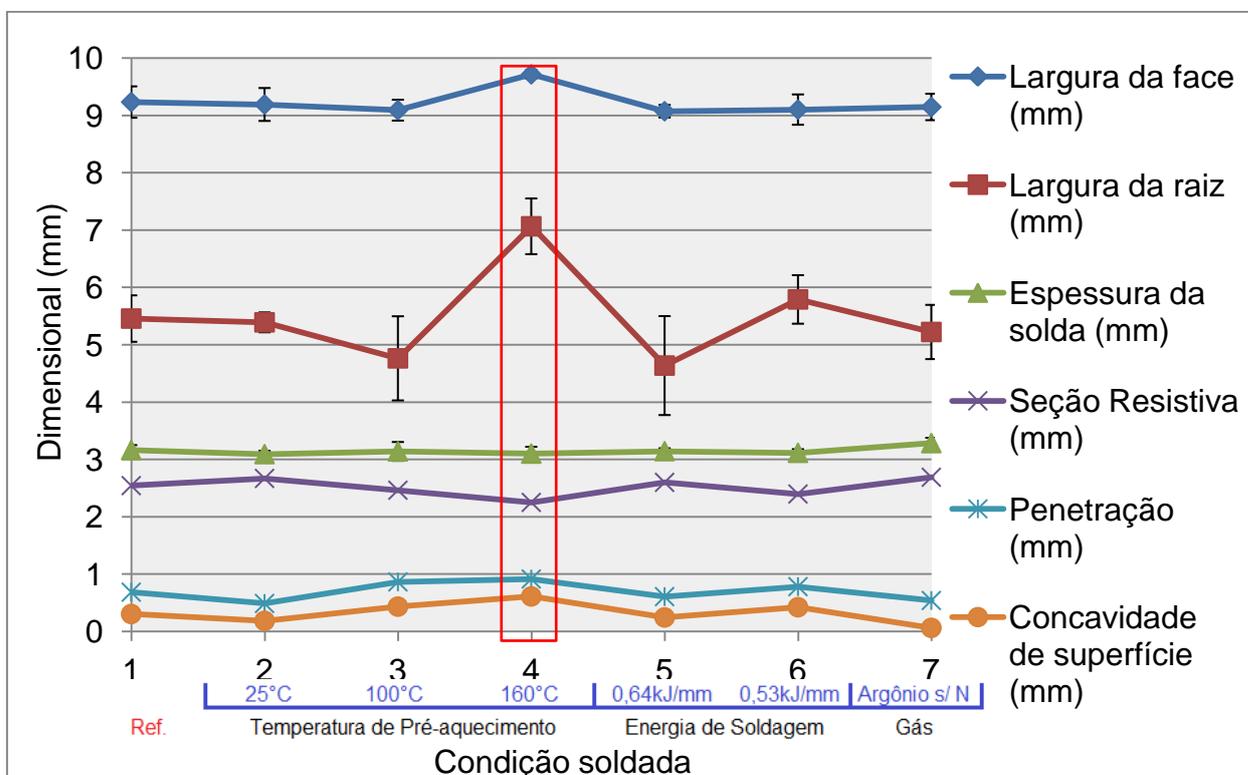


Figura 40 – Avaliação dimensional do cordão de solda.

A Figura 41 apresenta a seção transversal da solda da condição 4, que apresentou dimensões destoante das demais, devido a ter sido soldada com maior temperatura de pré-aquecimento (160°C). Observa-se que uma maior temperatura de pré-aquecimento promove na geometria da solda uma maior largura do cordão de solda, tanto na face quanto na raiz, associada a uma menor seção resistiva (em azul). Além disso, também nota-se uma maior penetração (em rosa) e concavidade de superfície (em verde), como consequência do grande aporte térmico.

Apesar de não haver critério definido para penetração e concavidade de superfície, grandes distorções geométricas, como a observada na solda da condição 4 não são recomendadas. Nota-se que a espessura da fita chega a reduzir 0,5 mm, de 2,7 mm inicialmente para 2,2 mm após a solda. Isso se deve ao excesso de calor imposto na junta. Essas distorções na espessura da fita podem resultar não só em queda da resistência à tração, como também ruptura da solda durante a conformação da fita no processo de fabricação da carcaça. Sendo assim, esta solda não seria recomendada, do ponto de vista prático, para aplicação em tubos flexíveis.

Como possibilidade à obtenção de um cordão de solda com menor distorção geométrica, poderia se aplicar uma menor intensidade de corrente na soldagem.

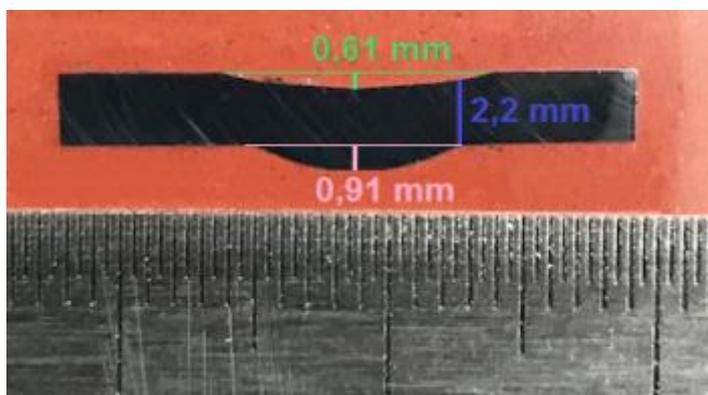


Figura 41 - Seção transversal com excesso de concavidade.

4.3. Macrografia

A Figura 42 apresenta a macrografia do perfil do cordão de solda de cada uma das condições soldadas. As macrografias permitiram pré-avaliar de forma qualitativa as variações de morfologia dos grãos ao longo da solda. A fase clara, em formato de veios ramificados são austenitas, já a fase escura que envolve estes veios é a ferrita.

Os parâmetros de temperatura de pré-aquecimento, energia de soldagem e composição do gás de proteção resultaram em soldas com macroestruturas similares, e, portanto, aceitáveis. Nenhuma macrografia apresentou falta de penetração, trincas ou descontinuidades volumétricas.

Comparando qualitativamente a microestrutura de todas as condições, pode-se perceber que a condição 7, soldada com argônio puro, é a mais diferente. Nota-se uma maior concentração de grãos ferríticos (azulados) ao centro superior do cordão, além de uma distribuição de grãos com tamanhos variados, indicados pela zona delimitada pela linha vermelha, Figura 42 (Condição 7). Grãos mais finos nas partes inferiores e próximos à ZTA, e grãos mais grosseiros ao centro da ZF. Esta característica granulométrica já havia sido evidenciada por Garcia (2011).

Nas condições 4 e 5, em que se tem maior temperatura de pré-aquecimento e maior energia de soldagem, respectivamente, pode-se observar que os grãos ferríticos se apresentam com maior tamanho no centro do cordão, Figura 42 (Condição 4 e 5). Isso provavelmente se deve aos menores gradientes térmicos destas regiões, permitindo assim um resfriamento mais lento.

Na condição 4, a zona delimitada pela linha vermelha indica uma maior concentração de grãos grosseiros no centro inferior do cordão, próximo à raiz da solda. Isso foi atribuído à maior eficiência na transferência de calor promovida pela mesa de soldagem, onde se encontra instalada a resistência elétrica que pré-aquece as fitas por condução.

Na condição 5, a zona delimitada pela linha vermelha indica a concentração de grãos grosseiros no centro da ZF, da raiz à face da solda. Essa característica demonstra um resfriamento mais lento ao centro da solda, permitindo assim, um maior crescimento dos grãos.

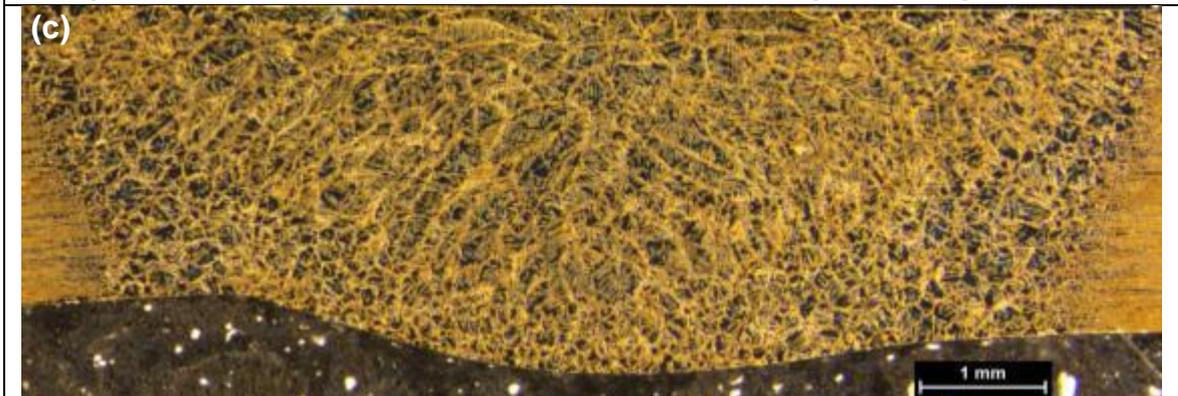
Em relação às macrografias das condições 5 e 6, em que se tem maior e menor energia de soldagem, respectivamente, pode-se perceber que há um aumento do tamanho da austenita de contorno de grão (veios claros) na solda com maior aporte térmico. Esse comportamento se deve à menor taxa de resfriamento, estabelecida pela maior energia de soldagem, que por sua vez, favorece o crescimento desse tipo de austenita.



Condição 1 – Gás: Ar + 5%N; Pré-aquecimento: $\sim 80^{\circ}\text{C}$; Energia de Soldagem: 0,59 kJ/mm



Condição 2 – Gás: Ar + 5%N; Pré-aquecimento: sem; $\sim 25^{\circ}\text{C}$; Energia de Soldagem: 0,59 kJ/mm



Condição 3 – Gás: Ar + 5%N; Pré-aquecimento: $\sim 100^{\circ}\text{C}$; Energia de Soldagem: 0,59 kJ/mm



Condição 4 – Gás: Ar + 5%N; Pré-aquecimento: $\sim 160^{\circ}\text{C}$; Energia de Soldagem: 0,59 kJ/mm

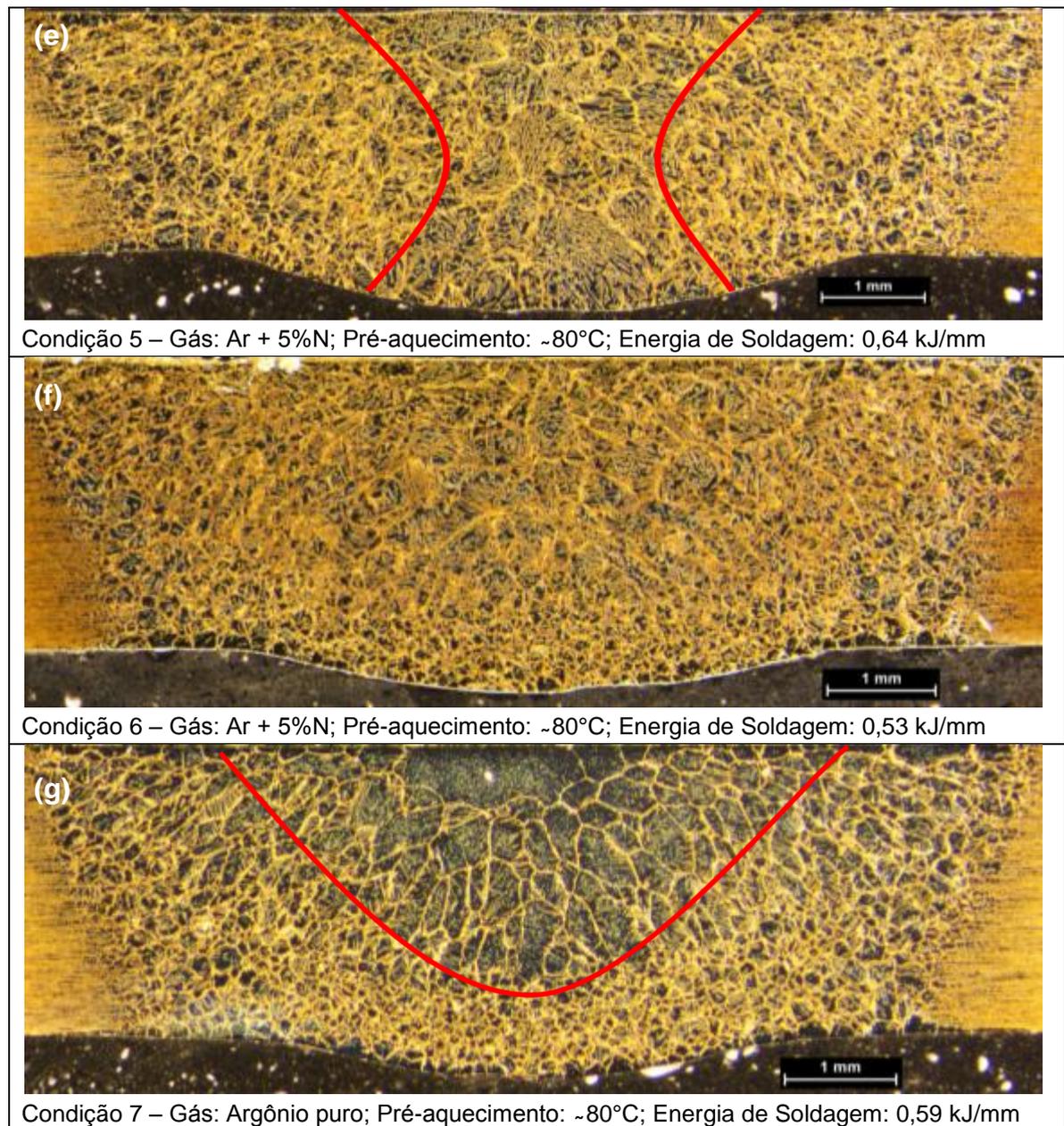


Figura 42 - Macrografias das soldas autógenas de AID.

Por fim, considerando apenas a macroestrutura, os perfis mais adequados são os das condições 1, 2, 3 e 6, que sofreram menor efeito do calor, apresentando grãos mais refinados. Dentre estes, e considerando os valores obtidos na avaliação dimensional, pôde-se eleger o perfil da condição 2 como mais adequado, por apresentar boa penetração, menores distorções geométricas, baixa concavidade, macroestrutura mais homogênea e grãos mais finos.

4.4. Caracterização Microestrutural

4.4.1. Quantificação do Balanço Ferrita-Austenita

A Tabela 18 e Figura 43 apresentam os valores de fração volumétrica de ferrita da ZF e ZTA de todas as condições soldadas. Observa-se que para todos os casos, o balanço de fases foi mantido próximo de 50/50. Exceto na condição 7 (soldada com argônio puro), onde o teor de ferrita ultrapassou os 65%, limite máximo admissível pelas normas N-133 (Petrobras, 2015) e MR-103 (NACE, 2012).

O maior teor de ferrita da condição 7 provavelmente se deve a não reposição do nitrogênio na composição química do aço. Como já afirmado por DuToit e Pistorius (2003), a adição de pequenos percentuais desse elemento no gás de proteção tem esse objetivo, e quando não feito, a microestrutura tende a ter mais ferrita.

Em relação às condições 5 e 6, em que se tem, respectivamente, maior e menor energia de soldagem, não há alteração no balanço de fases na ZTA, somente na ZF. Um leve incremento no percentual de austenita é percebido quando se tem maior energia de soldagem, indicado pela seta azul na Figura 43. Isso provavelmente se deve à menor taxa de resfriamento da poça de fusão, permitindo com que a solda leve um maior tempo no campo de formação da austenita.

Em relação às condições 1, 2, 3 e 4, em que se varia apenas a temperatura de pré-aquecimento, há um leve decréscimo do percentual de ferrita na ZTA à medida que se aumenta a temperatura, indicado pela seta vermelha na Figura 43. Isto provavelmente se deve à diminuição do gradiente térmico nesta região, que como resultado favorece a formação de austenita.

Tabela 18 - Teor de ferrita nas regiões ZF e ZTA de cada condição soldada.

Ferrita (%)		Condição soldada						
		1	2	3	4	5	6	7
ZF	Média	51,0	47,1	45,9	47,2	46,6	53,3	67,8
	Desvio padrão	4,3	4,9	5,5	2,8	4,4	4,2	5,3
ZTA	Média	54,7	57,1	56,2	52,2	55,6	56,8	62,3
	Desvio padrão	6,7	4,0	2,5	4,8	5,7	4,5	5,1

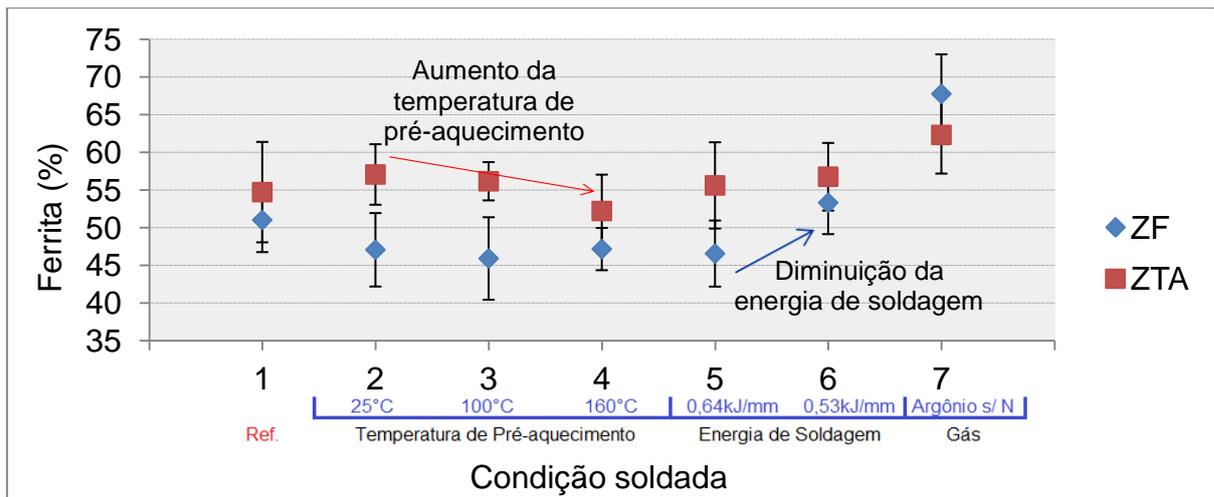


Figura 43 - Teor de ferrita nas regiões ZF e ZTA

4.4.2. Microestrutura do Metal Base

A Figura 44(a) apresenta a imagem da microestrutura da fita de aço inoxidável duplex UNS S32205, utilizado neste trabalho. Observa-se a orientação dos grãos alinhados na direção de laminação, onde os grãos de ferrita (cinza escuro) são intercalados com os de austenita (cinza claro). Também se observa um balanço de fases bem equilibrado, com proporções de fases aparentemente iguais.

A Figura 44(b) apresenta em formato tridimensional as seções transversais de um cubo extraído do metal de base. Tanto em (a) quanto em (b) observa-se que a microestrutura se encontra livre de fases intermetálicas e precipitados, sendo assim classificada como não afetada, de acordo com a norma ASTM A923, Método A (2014).

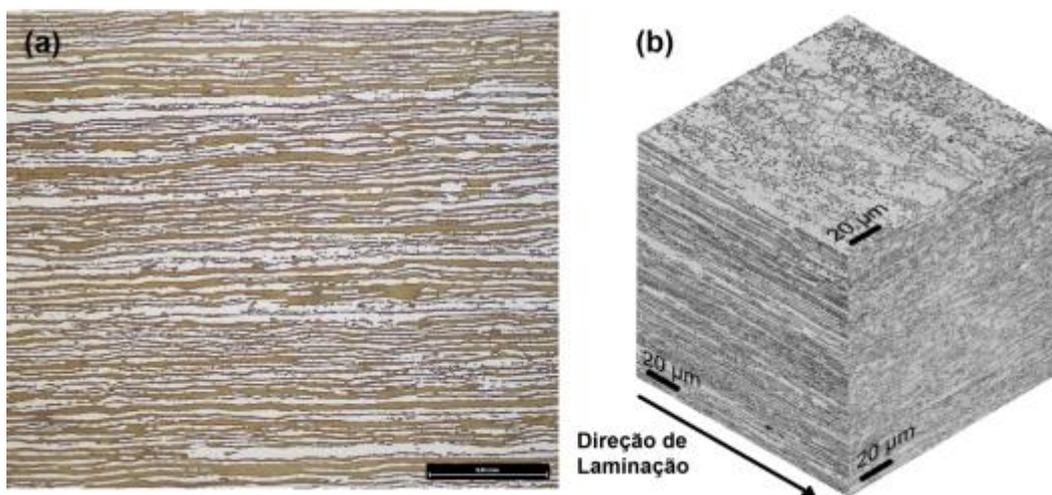


Figura 44 - Microestrutura do AID UNS S32205 como recebido.

4.4.3. Microestrutura da Solda – ZTA

A Figura 45 apresenta micrografias da região de transição do metal base (MB), passando pela zona termicamente afetada (ZTA) até a zona fundida (ZF). Observa-se com clareza a mudança da morfologia dos grãos do MB pra ZTA e ZF, além do aparente desbalanceamento de fases, provocada pela soldagem autógena.

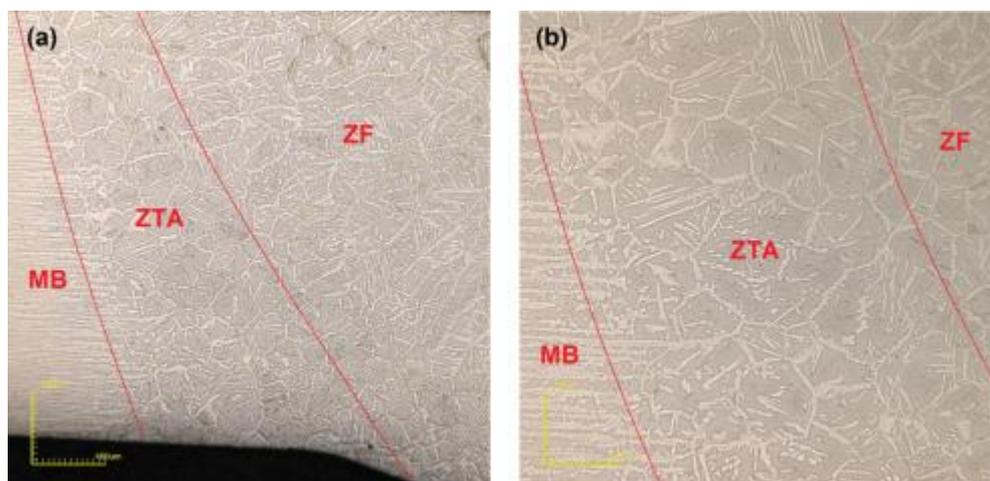


Figura 45 - Micrografia confocal da solda do AID UNS S32205 com (a) 54x e (b) 108x de aumento.

A Figura 46 apresenta as micrografias da ZTA de todas as condições soldadas. Os grãos mais claros são austenitas, enquanto a matriz que os envolve é ferrítica. Nota-se uma morfologia de grãos maiores e sem direção preferencial, como no MB. Este tipo de microestrutura grosseira, geralmente tem baixa resistência mecânica e tenacidade (Nunes *et al.*, 2011).

Em uma análise visual qualitativa, pode-se notar a perda da microestrutura refinada e balanceada que existia, para dar origem a uma microestrutura desbalanceada, heterogênea e com maior teor de ferrita (fase matriz, amarelo escuro) após a soldagem.

Associado à ferrita também ocorrem nuvens de nitretos, que, devido às altas taxas de resfriamento impostas à ZTA, dificulta a formação de austenita. Com isso a grande quantidade de ferrita formada, devido à solubilidade limitada, não é capaz de absorver o nitrogênio em solução, precipitando assim nitretos de cromo no centro dos maiores grãos ferríticos.

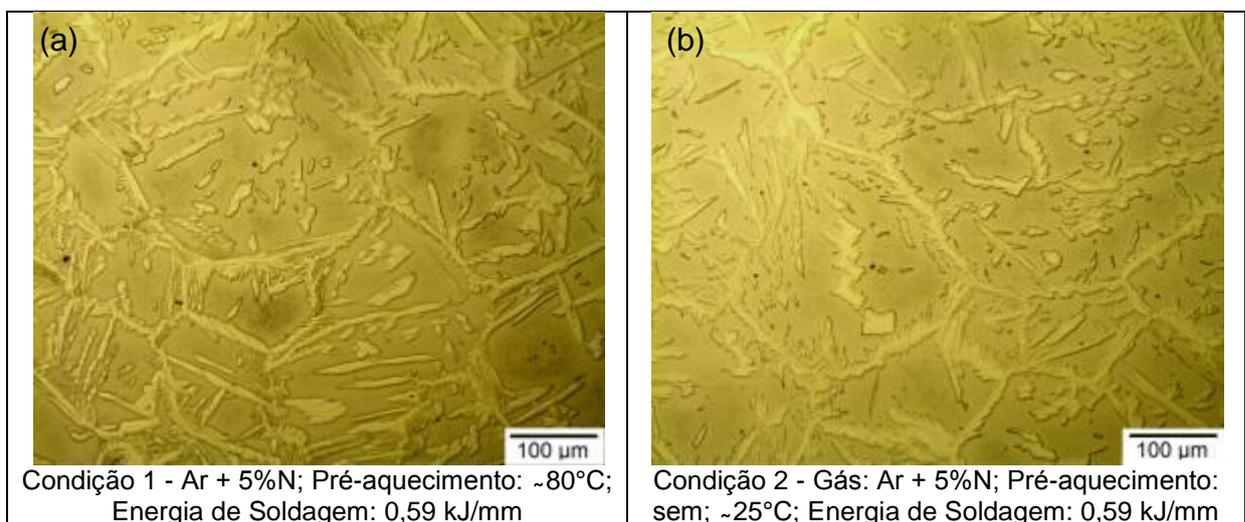
Observando a evolução da microestrutura da condição 1, 2, 3 e 4, Figura 46 (a-d), em que se tem a variação apenas da temperatura de pré-aquecimento,

percebe-se que esta variável tem efeito positivo no equilíbrio das fases. À medida que se aumenta a temperatura de pré-aquecimento, até 160°C, maior a quantidade de austenita formada. Como já discutido anteriormente, isso se deve à diminuição do gradiente térmico imposto à ZTA.

Para solda realizada sem pré-aquecimento (condição 2 – Figura 46b) pode-se perceber uma grande quantidade de austenita intragranular, com pequenos tamanhos, enquanto que sob temperatura de 160°C (condição 4 – Figura 46d) os grãos de austenita são maiores e preferencialmente de contorno de grão e Widmanstätten. Assim sendo, quanto maior o tempo para formação e crescimento da austenita, maior será a quantidade de austenita de contorno de grão e Widmanstätten.

Em relação às condições 1, 5 e 6, Figura 46(a,e,f), em que se tem variação da energia de soldagem, foi percebido uma maior quantidade de austenita intragranular, a medida que se aumentou o aporte térmico.

A solda realizada com argônio puro (condição 7 – Figura 46g) formou considerável quantidade de ferrita. A pouca austenita que se precipita é de contorno de grão. Praticamente não há austenita intragranular e com isso ocorre precipitação de nitretos nos grandes vazios de ferrita. Entre todas as condições, a 7 foi a que apresentou maior quantidade e densidade de nitreto de cromo (nuvens escuras).



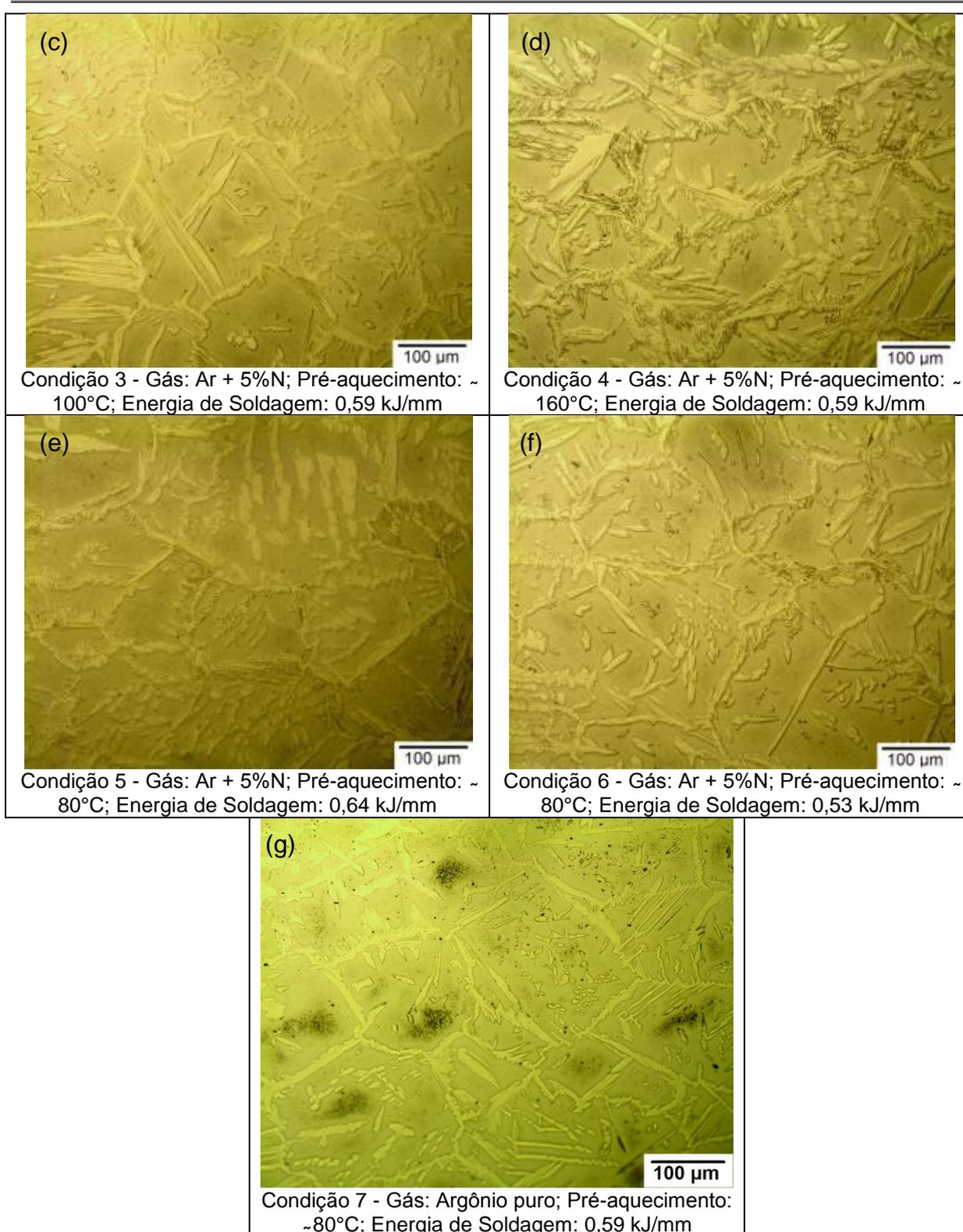


Figura 46 - Micrografias da zona termicamente afetada das soldas autógenas do AID UNS S32205.

4.4.4. Microestrutura da Solda – ZF

A Figura 47 apresenta micrografias com maior e menor aumento da zona fundida. Assim como na ZTA, percebe-se mudança na morfologia dos grãos, em comparação com a do metal base (MB). Setas e círculos indicam as formas da austenita se precipitar, sendo estas: austenita intragranular, austenita de contorno de grão e austenita Widmanstätten.

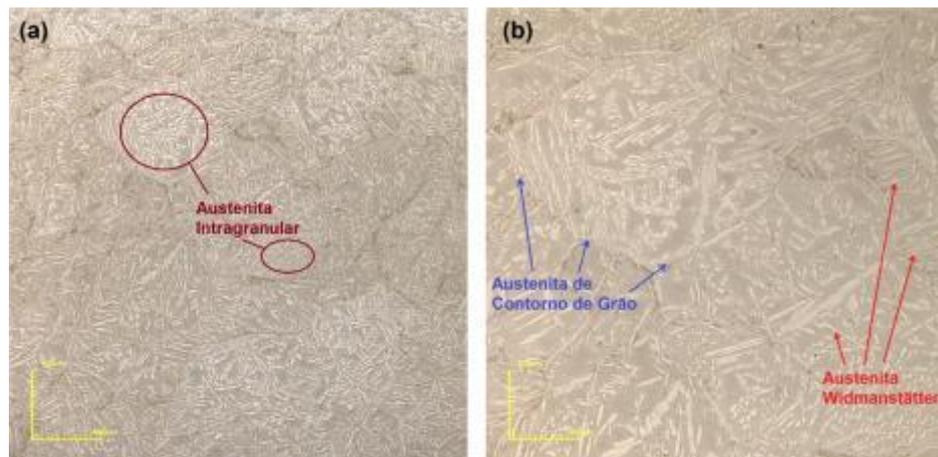


Figura 47 - Micrografia confocal da zona fundida da solda do AID UNS S32205 com (a) 108x e (b) 216x.

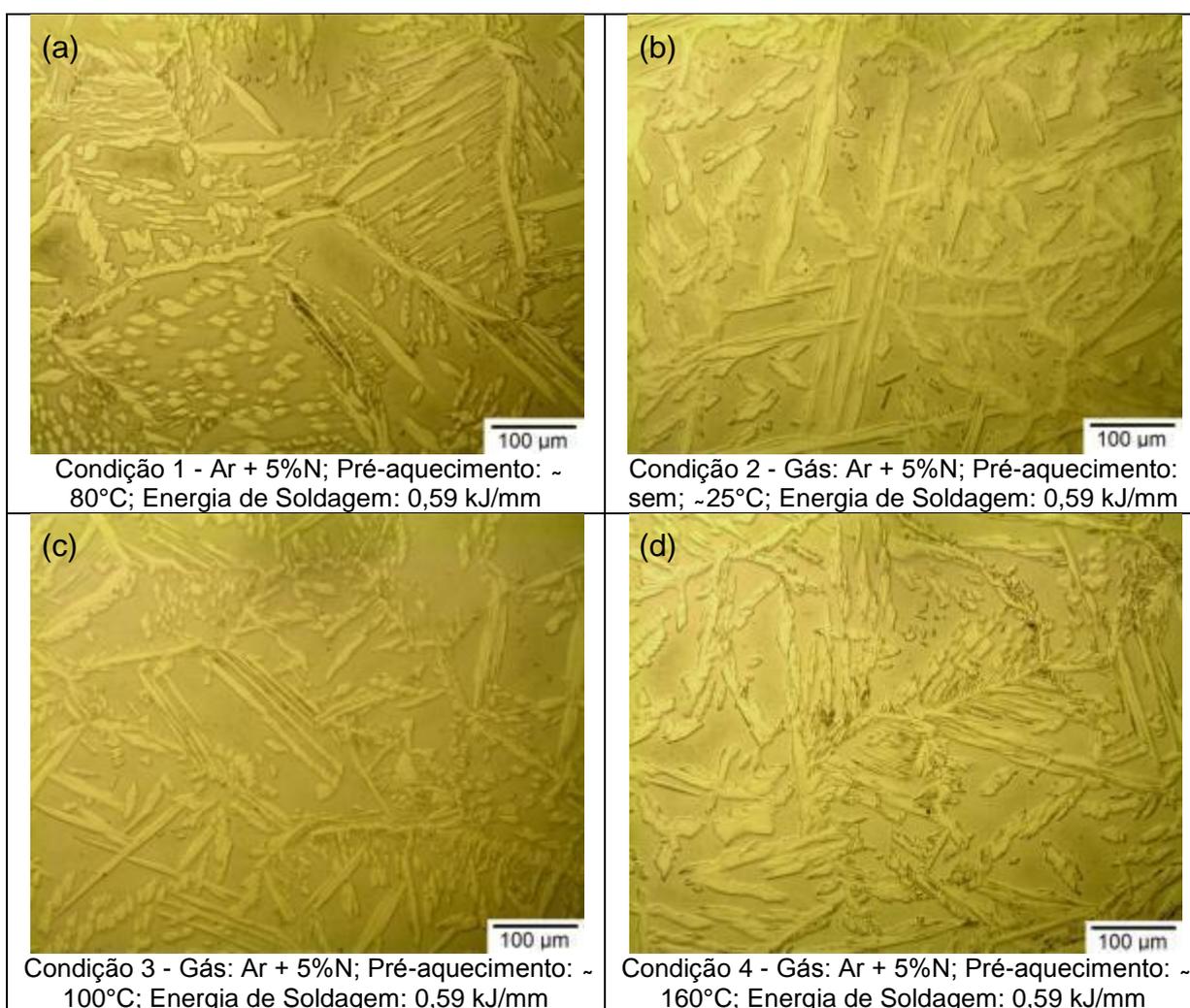
A Figura 48 mostra as micrografias das zonas fundidas (ZF) das 7 condições soldadas. Como já constatado pela contagem de ferrita, é visível o desbalanceamento das fases. Após a soldagem, mais ferrita se forma. Precipitados de nitretos também foram encontrados, porém com menor densidade de nuvens.

Comparando as condições de 1, 2, 3 e 4 (Figura 48a-d), em que se varia a temperatura de pré-aquecimento, não foi percebida diferença nas microestruturas, levando ao entendimento de que esta variável não influencia no balanço de fases, nem na morfologia da austenita.

Comparando as condições 5 e 6 (Figura 48e,f), com maior e menor energia de soldagem, respectivamente, nota-se que há um aumento dos grãos de austenita para a condição de maior energia de soldagem. Maior quantidade de austenita intragranular é vista na solda realizada com menor energia, enquanto que maior quantidade de austenita de contorno é observada na solda feita com maior energia de soldagem.

Zamprognò (2016) afirma que o aporte térmico influencia na quantidade e tipo de morfologia da austenita formada na região de solda. O presente estudo também comprova mudanças na morfologia, porém no balanço de fases não houve alteração. Talvez a pequena diferença de 0,11 kJ/mm entre as condições de menor e maior aporte térmico, não tenha sido suficiente para promover mudanças significativas no balanço.

Observando a condição 7 (Figura 48g), em que se utiliza o gás de proteção argônio puro, é evidente a menor quantidade de austenita formada, em comparação a condição 1 (Figura 48a), com adição de 5% de nitrogênio. Na condição 7, observa-se pequenos grãos de austenita, em sua maior parte de forma intragranular, enquanto que na condição 1, as austenitas são maiores sem forma de preferência. A solda sem adição de nitrogênio deu origem a nuvens de nitretos de maior densidade.



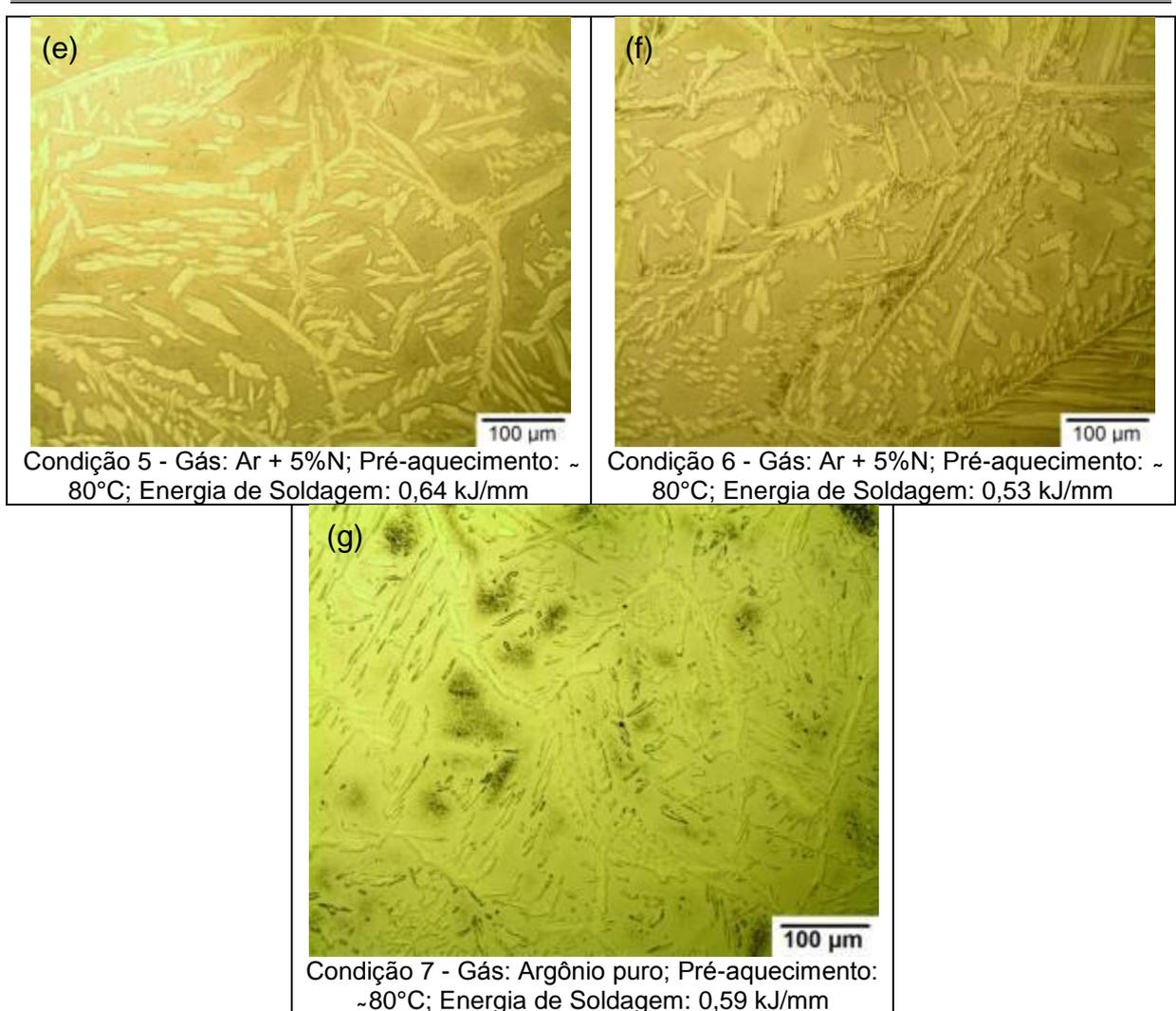


Figura 48 - Micrografias da zona fundida das soldas autógenas do AID UNS S32205.

4.4.5. Precipitação de Nitretos

A Figura 49 apresenta a microestrutura da solda realizada com gás de proteção com e sem adição de nitrogênio, respectivamente, condições 1 e 7. Nota-se uma maior concentração de nuvens escuras na solda da condição 7. De acordo com Lippold e Kotecki (2005), estas nuvens são nitretos de cromo, que se precipitam no interior do grão ferrítico quando não há reposição do nitrogênio que estava em solução sólida.

Ribeiro (2016) afirma que a adição de nitrogênio no gás de proteção melhora o balanço de fases, ao formar mais austenita, porém não é capaz de evitar a precipitação de nitretos de cromo. No entanto, em uma estrutura bifásica como a do

duplex, o aumento da austenita leva a redução da ferrita, e por sua vez, diminui a probabilidade de precipitação de nitretos.

Durante a análise dos precipitados, foi possível notar que todas as condições soldadas apresentaram nitretos, porém a condição 7 foi a que mais se destacou, com maior quantidade e intensidade de nuvens destes precipitados. Em todas as regiões da solda foi possível perceber as nuvens escuras.

Nas demais condições, soldadas com adição de 5% de nitrogênio ao argônio, os nitretos não eram percebidos sob baixo aumento (50x). Porém, em aumentos de 200x já podiam se notar precipitações.

Em todas as condições pôde-se perceber que os nitretos se apresentavam em maior intensidade nas regiões que foram submetidas a maior taxa de resfriamento, como face e raiz das soldas, seguida da ZTA e ZF. Provavelmente isto se deve a face e raiz estarem em contato direto com o fluxo de gás, sentindo assim um efeito maior de resfriamento, em especial a raiz, com purga de gás em toda extensão da solda.

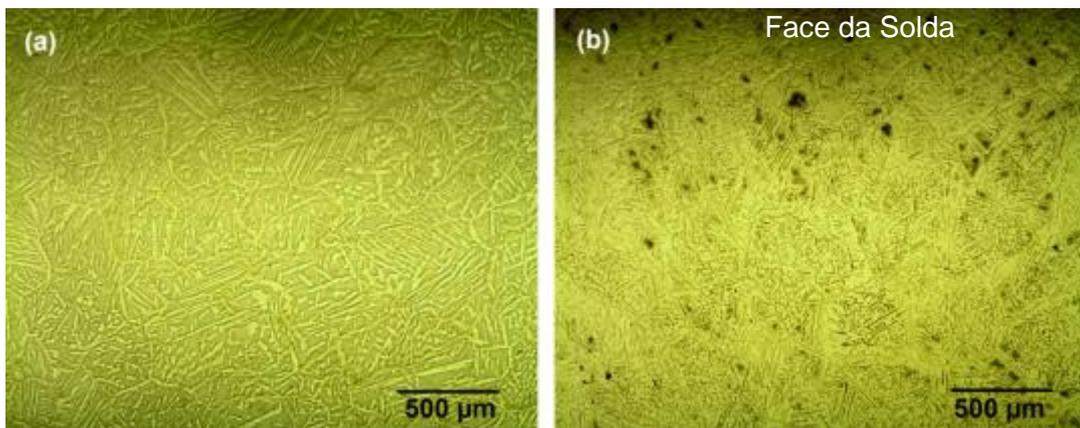


Figura 49 - Microestrutura da solda (a) com e (b) sem adição de nitrogênio no gás de proteção. Aumento de 50x.

A Figura 50 apresenta, em maior aumento, a microestrutura da solda realizada com e sem adição de nitrogênio ao argônio, como gás de proteção. Observa-se que a soldagem sem adição de nitrogênio, Figura 50b, apresenta uma concentração de nitretos bem maior do que na com 5% de nitrogênio ao argônio.

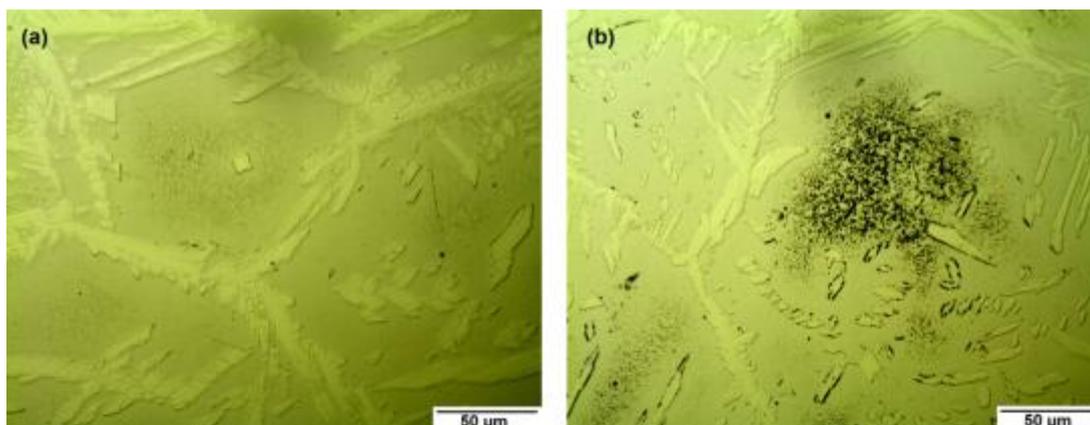


Figura 50 – Nuvens de nitretos de cromo da solda (a) com e (b) sem adição de nitrogênio no gás de proteção. Aumento de 500x.

A dissolução dos nitretos de cromo nas soldas que utilizaram adição de nitrogênio no gás (condições 1, 2, 3, 4, 5 e 6) pode ser relacionada ao aumento da quantidade de austenita, visto que nesta fase a solubilidade do nitrogênio é maior (Lippold e Kotecki, 2005).

4.5. Ensaios Destrutivos

Os resultados dos ensaios destrutivos, tanto da matéria-prima, quanto de cada uma das condições soldadas são apresentados e discutidos abaixo.

4.5.1. Ensaio de Tração

A Tabela 19 apresenta os valores médios de tensão de escoamento, tensão à ruptura e percentual de alongamento da fita como recebida, isenta de solda. Os valores encontrados estavam coerentes com os especificados no certificado de matéria-prima e de acordo com a norma ASTM A240 (2017).

Tabela 19 - Propriedades mecânicas em tração da fita de AID UNS S32205

Limite de Resistência (MPa)	Limite de Escoamento (MPa)	Alongamento (%)
886	725	32

Em relação ao ensaio de tração das condições soldadas, todos os corpos de prova romperam na solda, apresentando superfície de fratura dúctil.

A Figura 51 mostra os resultados do ensaio de tração e percentual de ferrita, para cada uma das condições soldadas. Nota-se que as condições 5, 6 e 7, apresentaram limite de ruptura (indicado pelas barras azuis) ligeiramente maior que as demais. Também há um leve aumento do percentual de ferrita (indicado pelos pontos vermelhos) para as condições 6 e 7. Como pode ser visto, para as condições de 1 a 4, em que se varia apenas a temperatura de pré-aquecimento, não houve significativas mudanças no limite de resistência. Já as condições 6 e 7, com maior percentual de ferrita, apresentou uma leve tendência de aumento na resistência à tração. A condição 5, no entanto, apresentou um comportamento atípico das demais, onde, mesmo com percentual médio de ferrita em torno de 50%, obteve resistência à tração acima de 900 MPa.

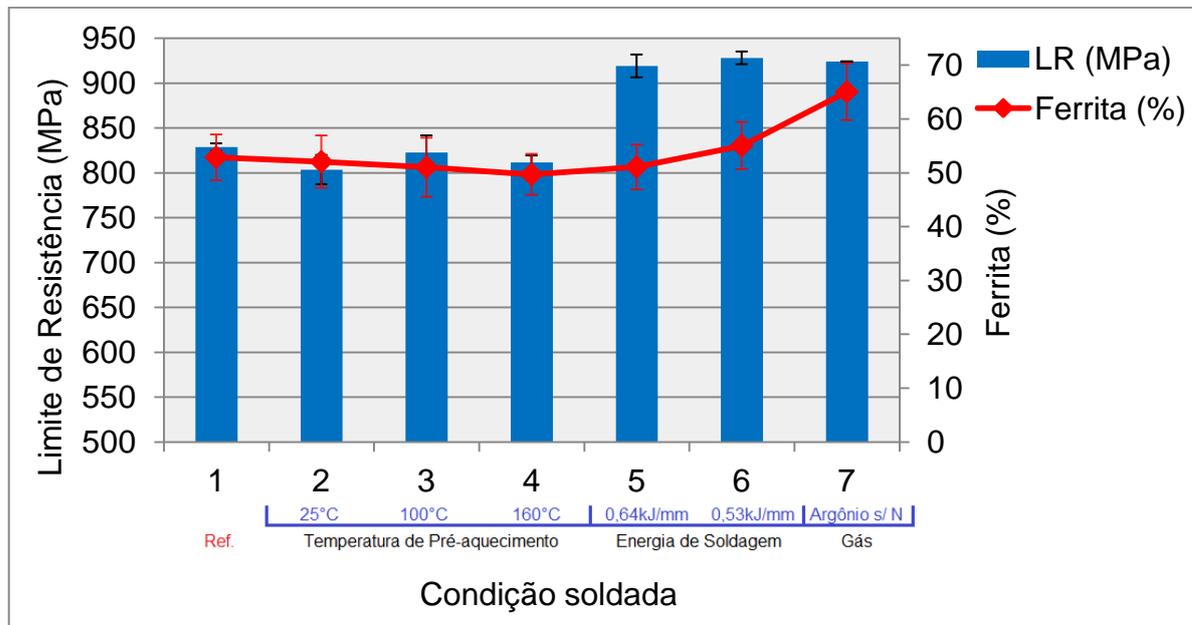


Figura 51 - Limite de resistência em função do percentual de ferrita.

Kotecki (1986) e Ribeiro (2016), afirmaram que o balanço de fases não tem grande influência sobre a resistência mecânica em tração das soldas. No entanto, no presente estudo foi constatada uma leve influência do percentual de ferrita sobre o limite de resistência das soldas. No entanto, não se pode afirmar que o incremento da resistência se deve exclusivamente ao percentual de fases, uma vez que outros fatores, como geometria das soldas e tamanho de grão, também podem influenciar nos resultados.

Apesar das soldas terem microestrutura grosseira em relação ao metal de base, nota-se que não houve decréscimo na resistência à tração das mesmas, quando comparado com o metal de base. Provavelmente este comportamento se deve ao fato da maior espessura do cordão de solda compensar o efeito prejudicial da granulometria grosseira da solda.

Desta forma, todos os valores obtidos nos ensaios de tração atenderam aos requisitos mínimos de limite de resistência de 620 MPa, conforme especificação UNS do aço, e de 750 MPa, especificado pelo fabricante de tubos flexíveis.

4.5.2. Ensaio de Dobramento

A Figura 52 apresenta dois corpos de prova após ensaio de dobramento a 180°. Em (a) a solda após dobramento de face e (b) após dobramento de raiz. Após avaliação visual da região da solda dobrada, os resultados foram considerados satisfatórios segundo o critério da ASME IX. Nenhuma das condições soldadas apresentou trinca e/ou abertura na solda.

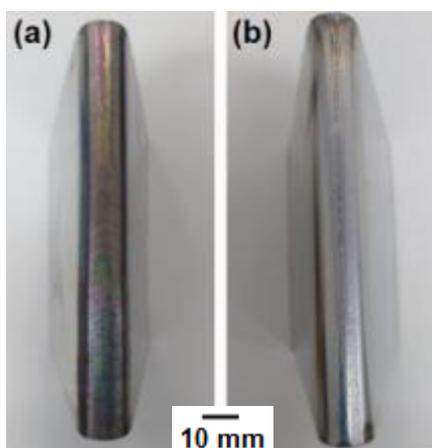


Figura 52 – Fita soldada após ensaio de dobramento de (a) face e de (b) raiz.

4.5.3. Ensaio de Dureza

A Figura 53 mostra o típico aspecto de uma das seções transversais da solda após ensaio de dureza. Observa-se as 15 endentações realizadas sobre o MB, ZTA e ZF.

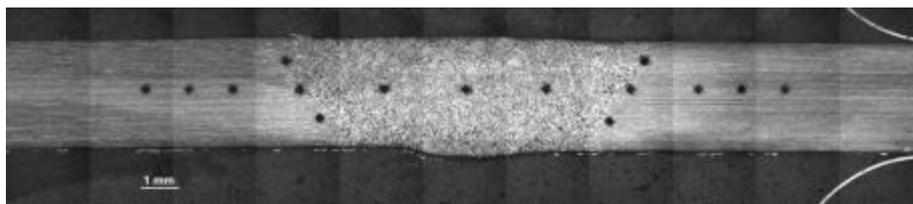


Figura 53 - Registro das endentações de dureza Vickers HV-10.

A Tabela 20 e Figura 54 apresentam os valores médios de dureza de cada condição soldada. Os resultados de dureza variaram de 250 a 278 HV na região da solda (ZF e ZTA), com um valor médio de 261 HV. Observou-se que os valores estão levemente abaixo do registrado no certificado de matéria-prima de 280HV. Isso provavelmente se deve ao aporte térmico localizado. Além disso, nota-se que apesar dos valores terem baixado, se encontram dentro de uma mesma faixa, sem grandes variações.

Tabela 20 - Dureza Vickers média das condições soldadas.

Dureza Vickers	Condição Soldada						
	1	2	3	4	5	6	7
MB-E	264	265	264	271	273	268	271
ZTA-E	261	278	256	271	251	259	266
ZF	263	259	260	258	250	258	261
ZTA-D	260	269	266	263	258	265	262
MB-D	273	264	268	264	264	274	268

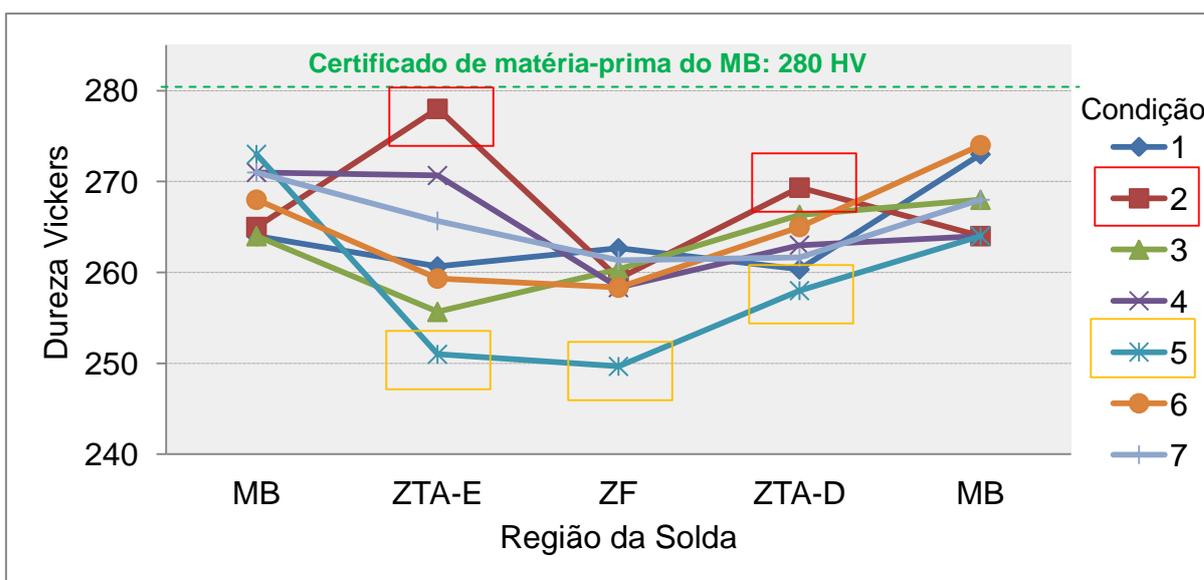


Figura 54 - Valores de dureza Vickers HV10 da região da solda e metal base.

Observando o gráfico da Figura 54, percebe-se que a amostra 2 apresentou valores de dureza levemente maiores na ZTA em comparação às demais (retângulos vermelhos), enquanto que a amostra 5 apresentou valores levemente menores (retângulos laranjas).

Em relação à condição 2, soldada sem pré-aquecimento, há um sutil aumento nos valores de dureza da ZTA, que provavelmente está associado ao efeito do maior resfriamento sofrido nestas zonas.

Para a condição 5, soldada com maior energia de soldagem, o leve decréscimo dos valores de dureza na ZTA e ZF possivelmente está relacionado à formação dos grãos maiores ao centro do cordão de solda, proveniente do maior aporte térmico sofrido nesta condição, como indicado anteriormente na Figura 42(e).

Apesar das pequenas variações, todas as condições soldadas apresentaram dureza dentro do limite máximo de 302 HV, conforme norma MR-103 (NACE, 2012).

Em relação à dureza do metal de base, evidenciou-se um leve decréscimo após soldagem, natural de microestruturas grosseiras formadas a partir do resfriamento rápido, como geralmente ocorre em cordões de solda.

O estudo de Roldão (2010) confirmou, através de várias microdurezas, que a austenita apresenta maior dureza que a ferrita, com diferença média de 30 HV. Desta forma, pode-se inferir que, quanto maior o percentual de austenita, maiores os valores de dureza. Tavares *et al.* (2005) também constataram que a presença da austenita secundária, proveniente dos processos de soldagem, contribui para o aumento da dureza.

A fim de se comparar a possível influência do balanço de ferrita sobre os resultados de dureza da solda, traçou-se o gráfico da Figura 55, onde não foi encontrada relação direta entre estas duas propriedades da solda. Nesta figura observa-se que, mesmo as condições 6 e 7 com maiores percentuais de ferrita, não apresentaram queda na dureza. Entende-se, portanto, que a diferença no balanço de fases aparentemente não tem grande influência na dureza das soldas.

Os resultados de dureza demonstraram que as alterações nos parâmetros de solda investigados não provocaram efeitos significativos e, portanto, todas as condições soldadas se mostraram satisfatórias para a aplicação.

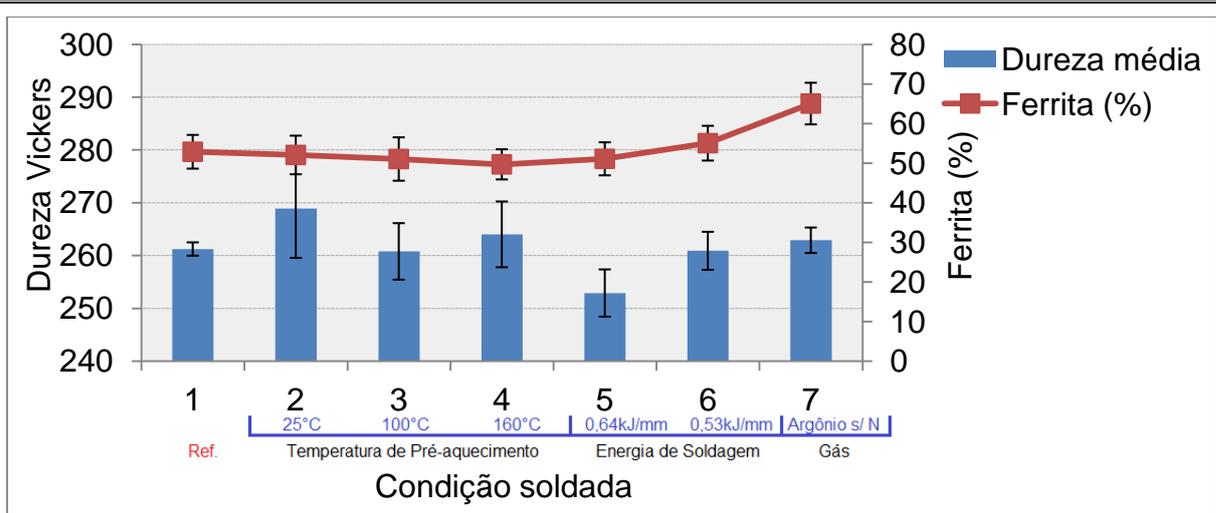


Figura 55 - Relação dureza com percentual de ferrita das condições soldadas.

4.6. Efeito do Pré-aquecimento

A Figura 56 apresenta o efeito da temperatura de pré-aquecimento sobre o percentual de ferrita na ZF. Já a Figura 57 apresenta o efeito desta mesma variável sobre o percentual de ferrita na ZTA. Pode-se observar que o pré-aquecimento não influencia significativamente no percentual de ferrita da ZF. Para ZTA, é possível perceber uma leve tendência de redução da ferrita, e consequente aumento do percentual de austenita, à medida que se aumenta a temperatura de pré-aquecimento, como indicado pela linha vermelha da Figura 57.

Vale lembrar que esta tendência apenas se aplica para as condições e temperatura investigadas neste trabalho. Para temperaturas superiores, acima de 200°C, é necessária uma investigação mais aprofundada, uma vez que, conforme indicado pelo diagrama TTT dos AID's, já se podem ocorrer precipitações de fases secundárias (Davis, 1994; Gunn, 1997).

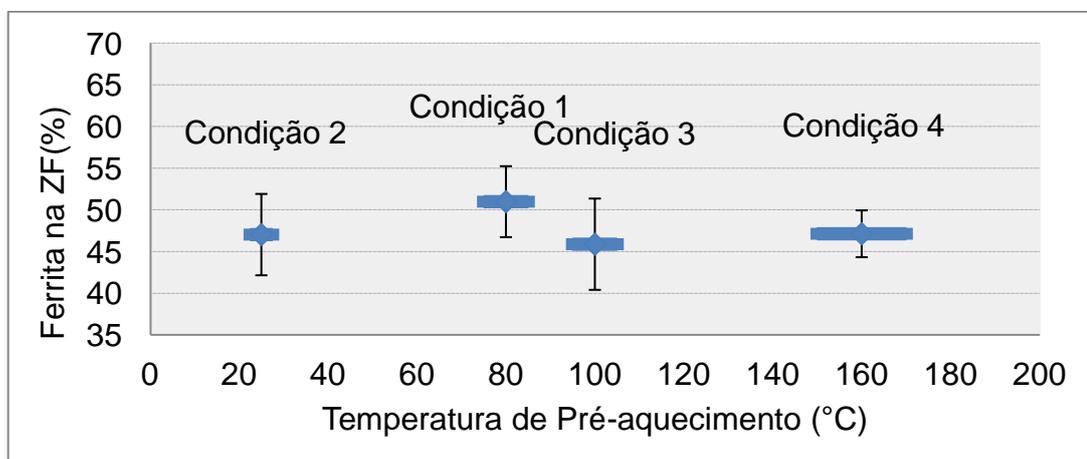


Figura 56 - Efeito da temperatura de pré-aquecimento no percentual de ferrita da ZF.

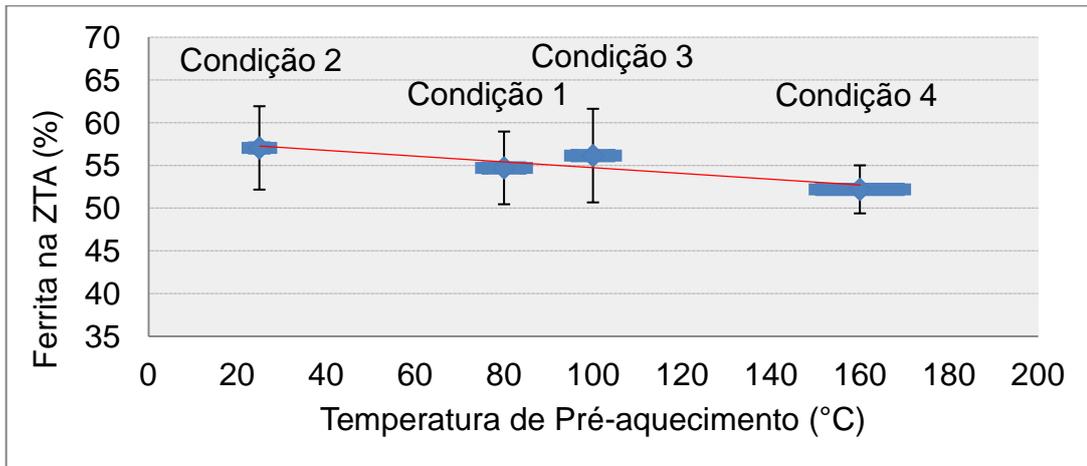


Figura 57 - Efeito da temperatura de pré-aquecimento no percentual de ferrita da ZTA.

O pré-aquecimento, apesar de não ser convencional na soldagem de aços inoxidáveis duplex, pode ser uma boa alternativa para união de chapas finas, abaixo de 5 mm. O principal objetivo neste caso é reduzir a taxa de resfriamento da junta soldada, permitindo assim um maior tempo na região de formação e crescimento da austenita (Paredes *et al*, 2003).

As Figuras 58 e 59 apresentam o efeito da temperatura de pré-aquecimento sobre o limite de resistência e dureza das soldas, respectivamente. Observa-se que os valores obtidos em tração e em dureza não sofreram alterações. Pode-se inferir, portanto, que a temperatura de pré-aquecimento não influencia nas propriedades mecânicas de tração e dureza, nem de dobramento, como já afirmado no item 4.5.2.

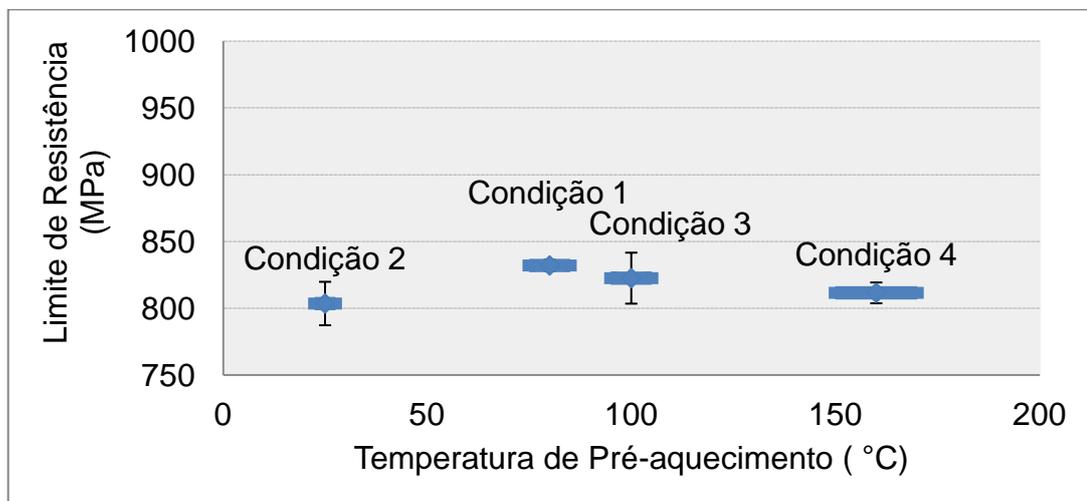


Figura 58 - Limite de resistência em função da temperatura de pré-aquecimento.

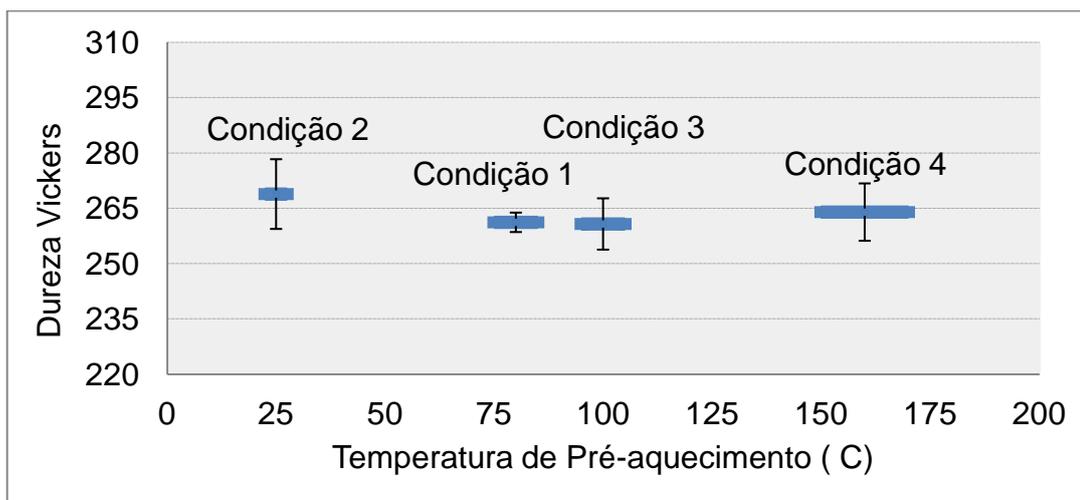


Figura 59 - Dureza Vickers em função da temperatura de pré-aquecimento.

4.7. Efeito da Energia de Soldagem

A Figura 60 apresenta o percentual de ferrita na ZF em função da energia de soldagem. Comparando as condições 1, 5 e 6, em que se tem variação da energia de soldagem, pôde-se observar que a solda realizada com menor velocidade de soldagem e maior energia de soldagem (condição 5), apresentou um balanço de fases de aproximadamente 47% de ferrita, valor próximo ao do metal de base, com 45%.

A Figura 61 apresenta o percentual de ferrita da ZTA em função da energia de soldagem. Comparando-se as três condições com diferentes energias de soldagem (condição 1, 5 e 6), nota-se que quase não há variação entre os resultados obtidos, considerando as margens de erro. A variação do percentual de ferrita é praticamente inexistente, e o balanço de fases médio em torno de 55%. Não sendo possível assim, identificar tendências de aumento ou diminuição do teor de ferrita nesta região da solda.

Entende-se, portanto, que o efeito da energia da soldagem sobre a maior formação de austenita é mais pronunciado na ZF do que na ZTA. Provavelmente isso se deve aos grandes gradientes térmicos existentes na ZTA, que não são possíveis de serem minimizados somente com o incremento da energia de soldagem.

Como alternativa à diminuição do gradiente térmico na ZTA, foi discutido e confirmado através do balanço de fases encontrado no item 4.4.1 e das micrografias

da ZTA apresentadas no item 4.4.3, que o uso do pré-aquecimento seria uma melhor solução.

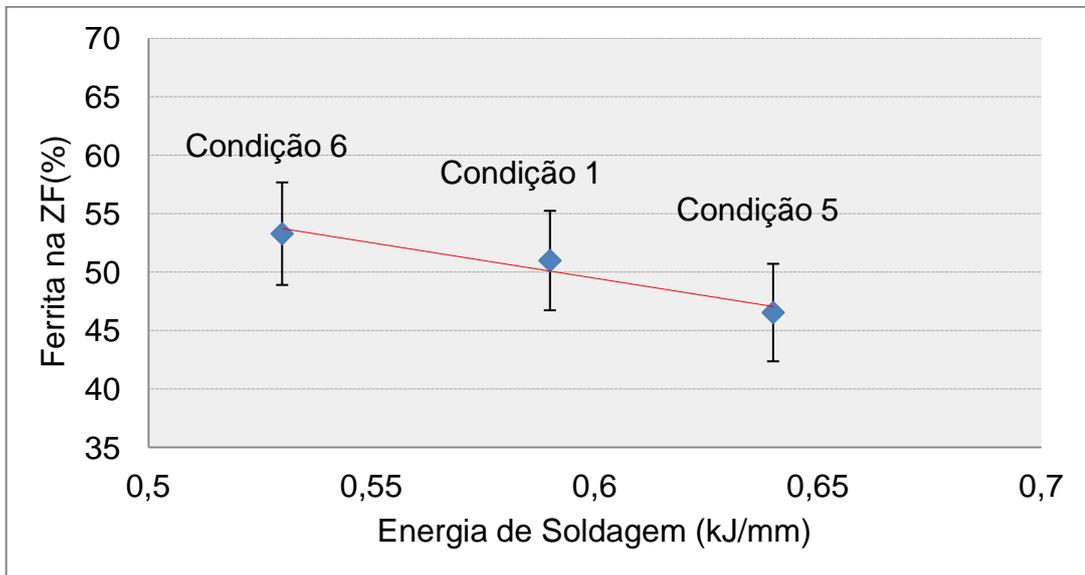


Figura 60 - Percentual de ferrita na ZF do aço AID UNS S32205 em função da energia de soldagem.

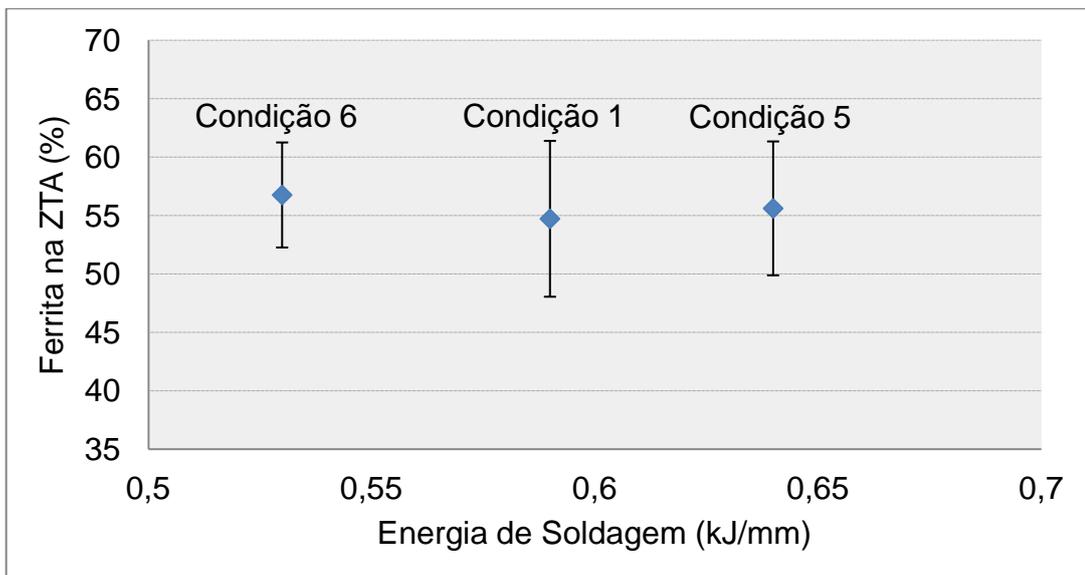


Figura 61 - Percentual de ferrita na ZTA do aço AID UNS S32205 em função da energia de soldagem.

A Figura 62 apresenta o limite de resistência em função da energia de soldagem. Todos os valores encontrados estão acima dos 750 MPa, critério de aceitação adotado neste trabalho. Não foi possível identificar uma tendência dessa propriedade em relação à energia de soldagem, devido a aleatoriedade dos resultados.

Aparentemente, outros fatores como geometria do cordão de solda, preparação e acabamento dos corpos de prova podem influenciar mais significativamente a resistência à tração da solda, levando a um comportamento mais complexo de identificar.

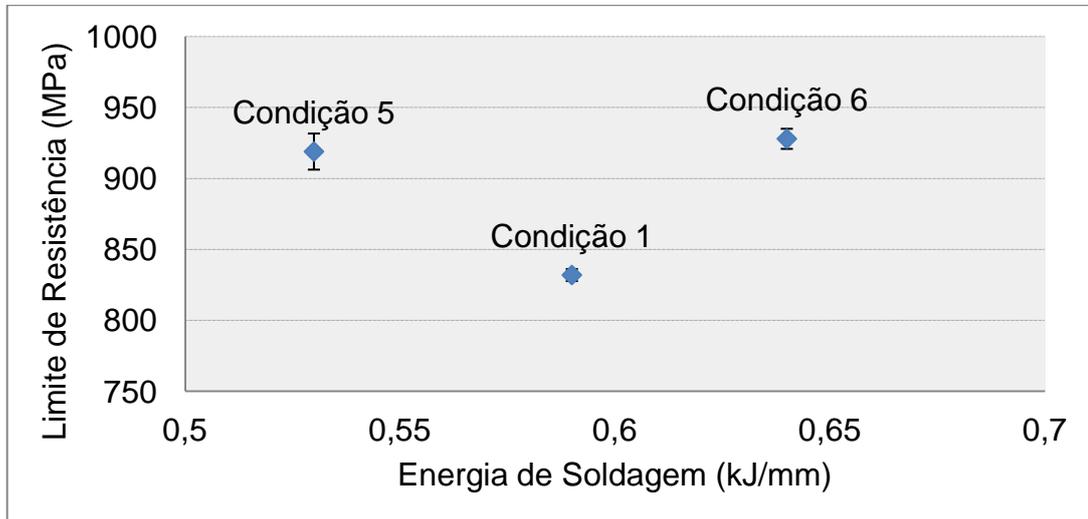


Figura 62 - Limite de resistência em função energia de soldagem.

A Figura 63 apresenta a relação da dureza Vickers com a energia de soldagem. As três condições em que se variaram a energia de soldagem (condição 1, 5 e 6) apresentaram resultados de dureza próximos uns aos outros, entre 250 e 265 HV. No entanto observa-se uma sutil tendência de diminuição da dureza média da solda à medida que se aumenta a energia de soldagem. Provavelmente este comportamento está relacionado aos maiores grãos de ferrita e austenita obtidos na microestrutura com maior aporte térmico (Paredes *et al*, 2003).

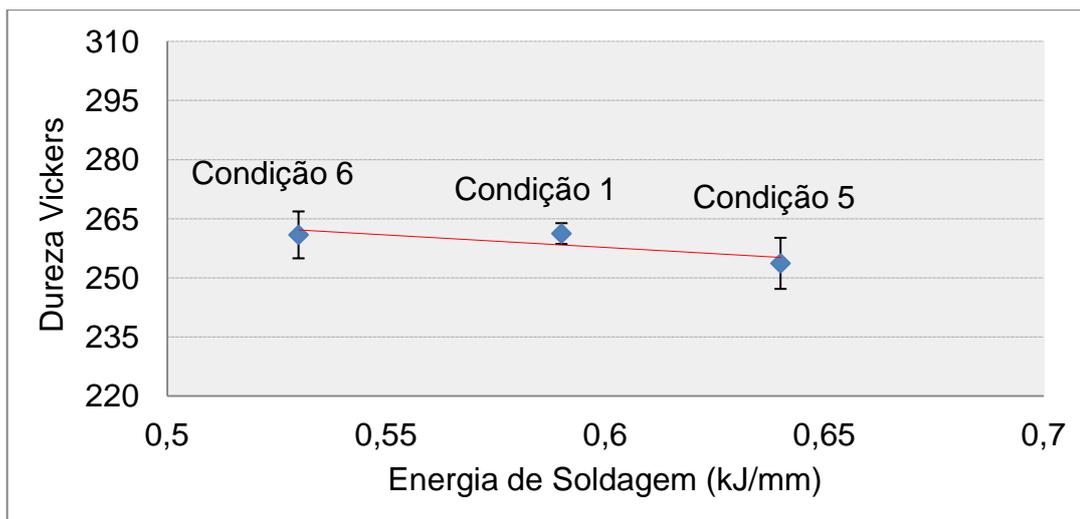


Figura 63 - Dureza Vickers em função da energia de soldagem.

4.8. Efeito do Gás de Proteção

A Figura 64 apresenta o teor de ferrita da ZF (linha vermelha) e ZTA (linha azul) para as soldas com e sem adição de nitrogênio no gás de proteção, estudadas nas condições 1 e 7, respectivamente. Nota-se que, quando não se utiliza adição de nitrogênio no gás de proteção (condição 7), tanto a ZF quanto a ZTA apresentam aumento no percentual de ferrita.

O aumento do teor de ferrita é mais significativo na ZF do que na ZTA, saltando de 51% de ferrita na ZTA da condição 1, para 68% na condição 7, resultando em um aumento expressivo de 17%. Enquanto que na ZTA, o teor de ferrita sobe de 55% para 62% na condição soldada sem adição de nitrogênio no gás de proteção.

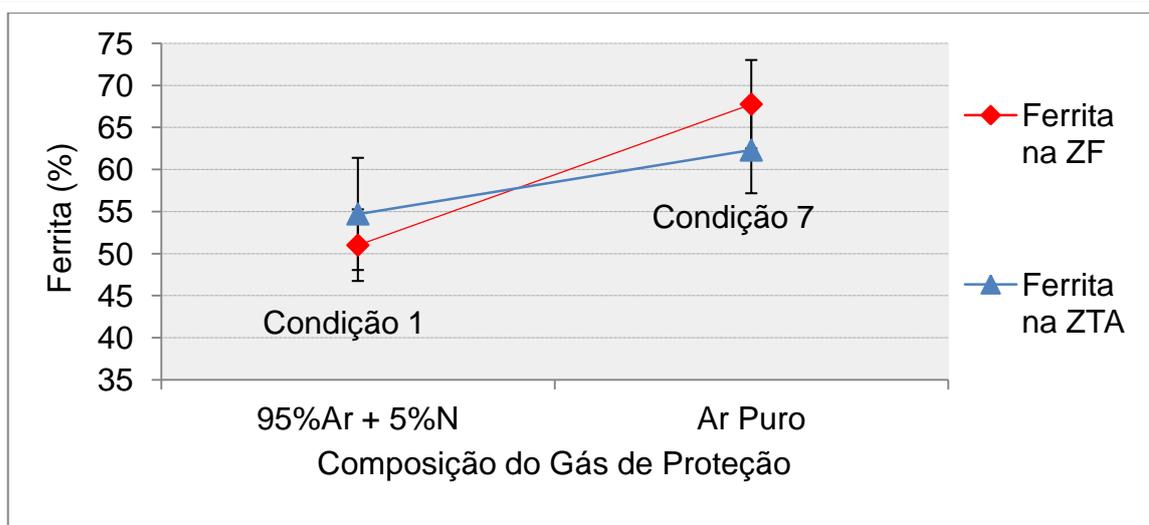


Figura 64 - Percentual de ferrita em relação à composição do gás de proteção.

Dos três parâmetros investigados neste trabalho, a composição do gás de proteção foi o que mais influenciou no balanço de fases da solda. O efeito da adição de 5% de nitrogênio foi considerado o principal fator para reestabelecimento do balanço de fases da solda, como já evidenciado no trabalho de Santos (2016).

A Figura 65 apresenta a relação do limite de resistência da solda (LR) e percentual de ferrita, em função da composição do gás. É possível notar um ligeiro aumento na resistência à tração da solda quando se utiliza como gás de proteção o argônio puro, sem adição de nitrogênio. Esse aumento de resistência à ruptura também é acompanhado do aumento do percentual de ferrita. A resistência média sobe em 11%, de 832 MPa para 924 MPa. Este comportamento provavelmente se deve a microestrutura com maior teor de ferrita.

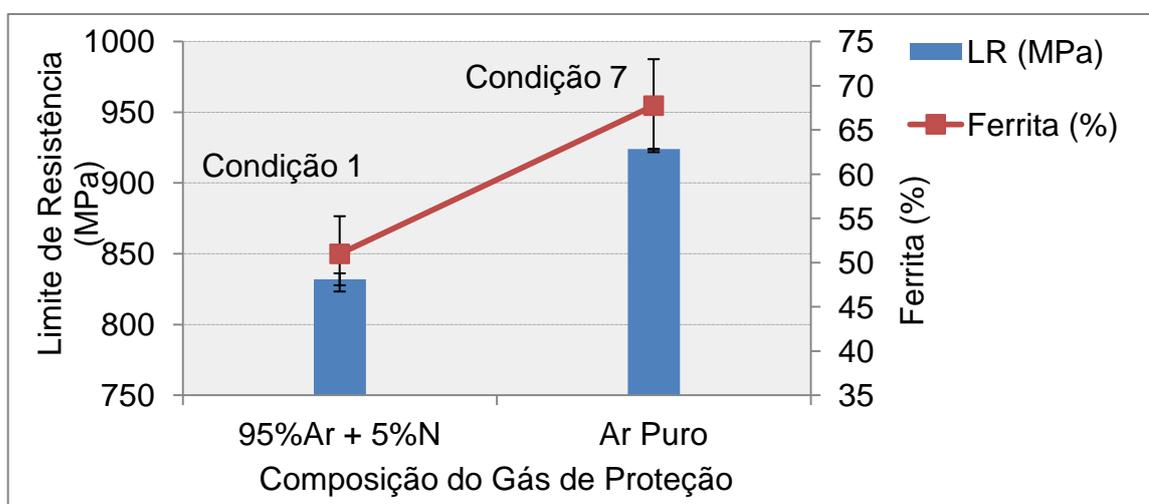


Figura 65 - Limite de resistência em função da composição do gás de proteção.

A Figura 66 apresenta a relação da dureza Vickers em função da composição do gás de proteção da solda. Apesar de Chaves (2004) ter demonstrado que a austenita apresenta maior microdureza do que a ferrita, este comportamento não se confirmou neste trabalho.

Apesar da condição 7, soldada com argônio puro como gás de proteção, ter maior teor de ferrita do que a condição 1, soldada com argônio e adição de 5% de nitrogênio, os resultados de dureza não se apresentaram menores. Não foi possível verificar que, soldas com maiores percentuais de austenita, tendem a ter maiores valores de dureza, assim como afirmado em outros trabalhos (Chaves, 2004; Tavares *et al.*, 2005; Roldão, 2010). Talvez isso se deva a pequena diferença de 30 Vickers entre as fases.

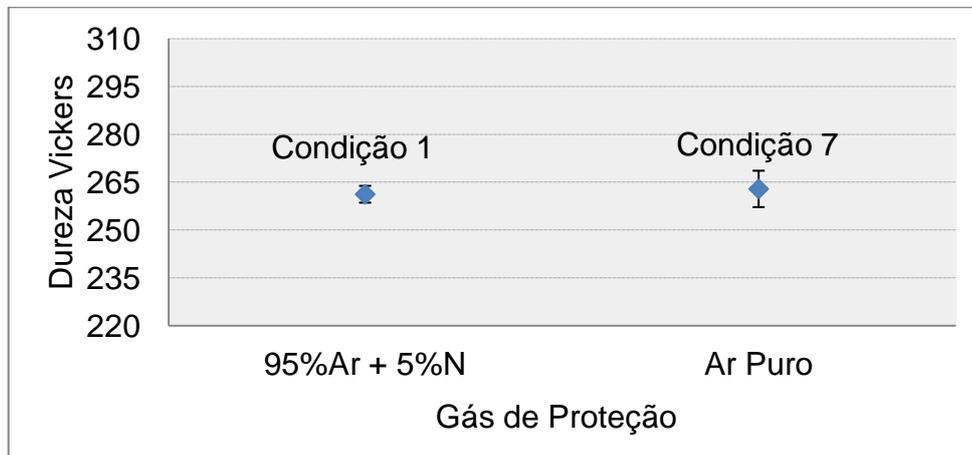


Figura 66 - Dureza Vickers em função da composição do gás de proteção.

4.9. Considerações Finais

A avaliação dimensional e da seção transversal das soldas revelaram que, quanto maior o aporte térmico provocado pelo pré-aquecimento e energia de soldagem, maior a penetração, a concavidade de superfície, e conseqüentemente, menor a seção resistiva da solda na região da ZTA.

As macrografias de todas soldas se apresentaram satisfatórias. A condição 7, com proteção gasosa de argônio puro, revelou um nítido desbalanceamento de fases no centro superior da solda. A condição 2, soldada sem pré-aquecimento, foi eleita o melhor perfil, considerando a macroestrutura e avaliação dimensional.

O balanço de fases foi modificado em todas as condições soldadas. Apenas a condição 7, soldada com argônio puro, ultrapassou o limite de 65% de ferrita, estipulado pela norma NACE MR-103 e Petrobras N-133. As demais obtiveram teor de ferrita aceitável.

As micrografias da ZTA de todas as condições soldadas, exceto da condição 7, revelou maior teor de ferrita na ZTA. Para condição 4, com maior temperatura de pré-aquecimento, foi constatada uma maior precipitação e crescimento dos grãos austeníticos, resultado da redução do gradiente térmico nesta região.

As micrografias da ZF das condições soldadas revelaram que o pré-aquecimento não influenciou no balanço de fases desta região, porém maiores energias de soldagem e gás de proteção com 5% de nitrogênio melhoram o balanço.

Precipitações de nitretos de cromo foram encontradas em todas as condições soldadas, porém com maior intensidade na solda sem adição de nitrogênio no gás (condição 7). Maiores concentrações de nitretos foram encontradas nas regiões submetidas a maior taxa de resfriamento, como a face, raiz e ZTA das soldas.

O limite de resistência à tração é ligeiramente aumentado para soldas com teores de ferrita maiores. Porém não se pode afirmar que o incremento da resistência se deve exclusivamente ao percentual de fases.

O dobramento de face e raiz, em todas as condições soldadas, apresentou resultado satisfatório em relação ao critério de aceitação da norma ASME IX.

A dureza das soldas se manteve dentro da mesma faixa do metal base, com valores entre 250 e 278 HV. Todas as medidas estiveram em conformidade com o limite máximo de 302 HV, estabelecido pela norma ASTM A370.

CAPÍTULO 5 – CONCLUSÕES

O presente trabalho investigou o efeito da temperatura de pré-aquecimento, da energia de soldagem e da adição de 5% de nitrogênio na composição do gás de proteção, sobre a microestrutura e propriedades mecânicas de soldas TIG autógenas em fitas de aço inoxidável duplex UNS S32205. A partir da avaliação comparativa realizada para 7 condições soldadas, foi possível concluir que:

- Os procedimentos de soldagem investigados produziram soldas aceitáveis em relação às propriedades mecânicas de tração, dureza e dobramento;
- Dentre os parâmetros investigados, a composição do gás de proteção com adição de 5% de nitrogênio ao argônio fez com que o balanço de fases ficasse com teor de ferrita abaixo de 65%, conforme critério aceitável da norma NACE MR-103 e Petrobras N-133;

Em relação ao efeito individual de cada parâmetro investigado, concluíram-se as seguintes tendências:

- Composição do gás de proteção: a adição de 5% de nitrogênio ao argônio influenciou significativamente o balanço de fases, sendo considerado o parâmetro de maior influência na microestrutura;
- Temperatura de pré-aquecimento: não influencia de forma significativa nas propriedades mecânicas de tração, dureza e dobramento, porém contribui para equilibrar o balanço de fases da ZTA;
- Energia de soldagem: não influencia na resistência à tração e dobramento. Aumento desse parâmetro promove leve redução na dureza, devido à formação de grãos mais grosseiros, e moderado aumento no percentual de austenita na ZF. Não influencia no balanço de fases da ZTA;

Por fim, os resultados obtidos indicam tendências, que por sua vez sugerem que a condição de solda mais adequada para soldagem das fitas de carcaça seria obtida utilizando pré-aquecimento com temperatura de 160°C, gás de proteção 95%Ar+5%N e energia de soldagem de 0,53 kJ/mm, para minimizar o efeito das distorções geométricas no cordão de solda. No entanto, esta condição não foi validada.

CAPÍTULO 6 – SUGESTÕES DE TRABALHOS

- Avaliar condição de solda ideal, com temperatura de pré-aquecimento de 160°C, com gás de proteção com adição de 5% de nitrogênio e energia de soldagem 0,53 kJ/mm ou inferior, até alcançar geometria aceitável para o cordão de solda;
- Avaliar temperaturas de pré-aquecimento acima de 160°C, porém com ajuste dos parâmetros de velocidade de soldagem e intensidade de corrente para que não ocorra perfuração da fita;
- Avaliar outras propriedades mecânicas, como tenacidade à fratura e resistência ao impacto Charpy para as 7 condições soldadas;
- Avaliar a concavidade de superfície máxima e seção resistiva mínima aceitável e definir critério dimensional do cordão para aprovação da solda;
- Quantificar o percentual de nitretos de cromo para as 7 condições soldadas;
- Investigar a resistência à corrosão ao pite para as 7 condições soldadas;
- Avaliar as propriedades mecânicas após ensaio de corrosão;
- Avaliar microestrutura e comportamento mecânico para fitas de AID de outras espessuras;
- Avaliar microestrutura, propriedades mecânicas e de resistência à corrosão para soldas com metal de adição ER2209 e com gás de proteção com 3% de nitrogênio, e comparar com os resultados obtidos no presente trabalho.

CAPITULO 7 – REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS

ABINOX, Associação Brasileira do Aço Inoxidável. Aplicação do Inox: 100 anos, Disponível em: <<http://www.abinox.org.br>>. Acessado em: 03/05/2018.

Alvarez-Armas, I., (2008) *Duplex stainless steels: brief history and some recent alloys*. Recent Patents on Mechanical Engineering, v. 1, n. 1, p. 51-57, Disponível em: <<http://dx.doi.org/10.2174/2212797610801010051>>.

Alves, F. P., (2011) *Estudo da Evolução Microestrutural de Juntas de Aço Inoxidável Superduplex em Soldagem TIG Orbital com Múltiplos Passes*. Dissertação de M.Sc., COPPE/UFRJ, Rio de Janeiro, RJ, Brasil.

Aperam Inox Brasil. Disponível em: www.brasil.aperam.com. Acessado em: 29/05/2018.

API 17B (2014) Recommended practice for flexible pipe. American Petroleum Institute.

API 17J (2017) Specification for unbonded flexible pipe. American Petroleum Institute.

ArcelorMittal Brasil. Disponível em: www.brasil.arcelormittal.com. Acessado em: 29/05/2018.

ArcelorMittal Inox Brasil, *Aço inox duplex para exploração offshore*, Autor: Silva, R.C.R., 2010.

ASM International (2000), Alloy Digest Sourcebook: Stainless Steels, Cap.1

ASME Section IX (2017) - *Boiler and Pressure Vessel Code: Welding and Brazing Qualifications*.

Assis, K. S. D., (2011), *Aspectos Metalúrgicos e Susceptibilidade à Corrosão Localizada do Aço Inoxidável Superduplex UNS S32760*. Dissertação de Mestrado, COPPE/UFRJ, Rio de Janeiro, RJ, Brasil.

ASTM A240/A240M (2017), *Standard Specification for Chromium and Chromium-Nickel Stainless Steel Plate, Sheet, and Strip for Pressure Vessels and for General Applications*, ASTM International, West Conshohocken, PA, www.astm.org

ASTM A370 (2017) - *Standard Test Methods and Definitions for Mechanical Testing of Steel Products*, ASTM International, West Conshohocken, PA, www.astm.org

ASTM A923 (2014), *Standard Test Methods for Detecting Detrimental Intermetallic Phase in Duplex Austenitic/Ferritic Stainless Steels*, ASTM International, West Conshohocken, PA, 2014, www.astm.org

ASTM E527 (2012) - *Standard Practice for Numbering Metals and Alloys in the Unified Numbering System (UNS)*, ASTM International, West Conshohocken, PA, www.astm.org

ASTM E-8M (2011) - *Standard Test Methods for Tension Testing of Metallic Materials*, ASTM International, West Conshohocken, PA, www.astm.org

ATI Metals. Disponível em: www.atimetals.com. Acessado em: 29/05/2018.

Avnish, K.; Ashok, S.; Goelb, S.K., (2015) *Effect of heat treatment on microstructure, mechanical properties and erosion resistance of cast 23-8-N nitronic steel*, Materials Science and Engineering: A, Vol. 637, Pag. 56-62.

Bracarense, A.Q., (2002), *Processo de Soldagem TIG (GTAW)*, Apostila da ASM Treinamento, Programa de Pós-Graduação em Engenharia Mecânica, Universidade Federal de Minas Gerais - UFMG, Belo Horizonte, MG. Pags.1-22.

Carmezim, M.J., Simões, A.M., Montemor, M.F., Da Cunha Belo, M. (2005) *Capacitance behaviour of passive films on ferritic and austenitic stainless steels*. Corrosion Science. 47:581-591.

Castro, R., Cadenet, J.J., (1975) *Welding Metallurgy of Stainless and Heat-Resisting Steels*, Cambridge University Press, first edition, Cambridge, UK.

Chaves, P.N., (2004) *Influência do nitrogênio e do hidrogênio no gás de proteção argônio na soldagem TIG autógena de aço inoxidável duplex*, Dissertação de

Mestrado, Engenharia Metalúrgica e de Materiais, COPPE, Universidade Federal do Rio de Janeiro – UFRJ, p.107.

Chen, T.H., Yang, J.R., (2002) *Microstructural characterization of simulated heat affected zone in a nitrogen-containing 2205 duplex stainless steel*. Materials Science and Engineering A. 338(1-2), pp. 166-181.

Chiaverini, V. (2005) *Aços e Ferros Fundidos*, ABM, 7ª edição, São Paulo.

Chiaverini, V., (1986) *Tecnologia Mecânica: Materiais de Construção Mecânica*, 2ed, Vol. III, Editora McGraw Hill.

Cunat, P.J., (2007) *The welding of stainless steel: Euro Inox*. Segunda Edição.

Damin, K.V.S.; Generoso, D.J.; Neto, F.C. (2017) *Aços inoxidáveis duplex: uma breve visão*, Revista Liberato, Novo Hamburgo, v. 18, n. 29, p. 01-132.

Davis, J.R., (1994) *ASM Specialty Handbook: Stainless Steels*, ASM International, pags. 576, ISBN: 978-0-87170-503-7.

De Long, W. T. (1974) *Ferrite in austenitic stainless steel weld metal*. Welding Journal 53(7):273-s to 286-s.

Du Toit, M., Pistorius, P.C., (2003) *Nitrogen Control during Autogenous Arc Welding of Stainless Steel — Part 1: Experimental Observations*, Welding Journal, p.219-224, Disponível: <http://files.aws.org/wj/supplement/08-2003-DUTOIT-s.pdf>, Acessado em: 05/03/2018

ESAB - Centro de Conhecimento ESAB. Disponível em: http://www.esab.com.br/br/pt/education/blog/processo_soldagem_tig_gtaw.cfm, Acessado em: 13/03/2018.

ESAB, *Apostila Metalurgia da Soldagem*, elaborado por: Fortes & Araújo, 2005. Disponível em: http://www.esab.com.br/br/pt/education/apostilas/upload/apostila_metalurgiasoldagem.pdf

Escriba, D. M., Morris E. M.; Plaut R. L., Padilha, A. F. (2006) *Efeito do Molibdênio na composição química da fase sigma em três tipos de aços inoxidáveis*, 17º CBECIMat - Congresso Brasileiro de Engenharia e Ciência dos Materiais.

Fachini, E. (2014) *O uso offshore de dutos flexíveis no Brasil*. Curso de extensão Dutos flexíveis e umbilicais. Petrobras Disponível em: <[http://neolab.hol.es/assets/intro\(ef\).pdf](http://neolab.hol.es/assets/intro(ef).pdf)>. Acessado em: 29/05/2018.

Ferreira, J.A. (2012) *Boas práticas na soldagem de tubulações de Aços Inoxidáveis Duplex e Superduplex, utilizando o processo GTAW*. ENSOLD 2012 – Encontro de Soldagem da Petrobras. Disponível em: <http://ftp.demec.ufpr.br/disciplinas/TM315/IS%20%202019/Arquivos%20dos%20Seminarios%20Inox%20TMEC130/Boas%20Pr%20ticas%20Soldagem%20Tub%20Inox%20Duplex%20Superduplex%20GTAW.pdf>. Acessado em: 30/05/2018.

Folkhard, E. (1988) *Welding Metallurgy of Stainless Steels* - Springer-Verlag, New York.

Fonseca, C.S., Pinheiro, I.P., Silva, S.N., (2016) *Influência do aporte térmico sobre a morfologia da austenita e na quantidade das fases em chapas soldadas de aço inoxidável duplex SAF2205*, Matéria (Rio J.) vol.21 no.1 Rio de Janeiro, <http://dx.doi.org/10.1590/S1517-707620160001.0020>

Fritz, J.D., (2003) *Effects of metallurgical variables on the corrosion of stainless steels*, Corrosion: Fundamentals, Testing and Protection – Introduction to Metallurgically Influenced Corrosion - Vol 13A – ASM Handbook, ASM International, p 266-274.

Garbó, H.M. (2008) *Aços inoxidáveis: aplicações e especificações*. Boletim Arcelor Mittal, Disponível em: <<https://www.grupohumma.com.br/biblioteca/literatura/aplicacaoeespecificacao.pdf>>. Acessado em: 29/05/2018

Garcia, E.R.V., (2011) *Efeito da corrente de soldagem do processo TIG pulsado autógeno na microestrutura da zona fundida dos aços inoxidáveis Duplex UNS S32304 e UNS S32101*. Dissertação de Mestrado, Escola Politécnica da Universidade de São Paulo, Departamento de Engenharia Metalúrgica e de Materiais. 180p.

Generoso, D.J.; Damin, K.V.S., *Aços Inoxidáveis Duplex Visão geral: da história à metalurgia*, Disponível em: física<<http://foundrygate.com/upload/artigos/A%C3%A7os%20Inoxid%C3%A1veis%20Duplex.pdf>>, Acessado em: 03/05/2018.

Geng, H., Wu, X., Wang, H., Min, Y., (2008) *Effects of copper content on the machinability and corrosion resistance of martensitic stainless steel*, Journal of Materials Science, Volume 43, Issue 1, pp 83–87.

Gooch, T.G., (2000) *Welding new stainless steels for the oil and gas industry*, Corrosion NACE Expo 2000, 55th Annual Conference and Exposition, Orlando, USA.

Gulyaev, A. P., Shlyamnev, A. P., Sorokina, N. A., (1975) *Effect of alloying on the martensitic transformation in stainless steels*, Metal Science and Heat Treatment, Volume 17, Issue 9, pp 755–757.

Gunn, R. N., (1997) *Duplex Stainless Steel, Microstructure, Properties and Application*. 2 ed, Cambridge, Abington Publishing.

Handbook of Stainless Steel, Outokumpu (2013) Disponível em: www.outokumpu.com, Acessado em: 13/03/2018.

Horvath.W, Prantl.W, Werner.E, and Stuwe. H.P (1995) *Influence of Thermal Cycling on Microstructure of a Ferritic-Austenitic Duplex Stainless Steel*. Institute of Metals Physics, Montanuniversita Leoben, Austria. Elsevier . p.p.:282-283.

Isern, N.L., Luque, H.L., Jimenez, I.L., Biezma, M.V., (2016) *Identification of sigma and chi phases in duplex stainless steels*, Materials Characterization, Volume 112, Pag. 20-29. Disponível em: <<https://doi.org/10.1016/j.matchar.2015.12.004>>.

Jang, S.H., Kim, S.T., Lee, I.S., Park, I.S., (2011) *Effect of Shielding Gas Composition on Phase Transformation and Mechanism of Pitting Corrosion of Hyper Duplex Stainless Steel Welds*, Materials Transactions, Vol. 52, No. 6 pp. 1228 to 1236. Disponível em: <https://www.jim.or.jp/journal/e/pdf3/52/06/1228.pdf>, Acessado em: 05/03/2018.

Jebaraj, A.V., Ajaykumar, L., Deepak, C.R., Aditya, K.V.V., (2017) *Weldability, machinability and surfacing of commercial duplex stainless steel AISI2205 for marine*

applications – A recent review, Journal of Advanced Research, Volume 8, Issue 3, Pages 183-199, Disponível em: <<https://doi.org/10.1016/j.jare.2017.01.002>>

Kain, V., De, P. K. (2003) *Transformation of delta ferrite during high heat input welding of austenitic stainless steel*. Materials Performance, USA: NACE International, v. 42, n. 3, p.50-54.

Kim, S. T. *et al.* (2011) *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.

Kotecki, D. J. (1986) Ferrite Control in Duplex Stainless Steel Weld Metal, Welding Research Supplement, WRC Bulletin 314, p.273-278s.

Kotecki, D. J., (2010) *Some Pitfalls in Welding of Duplex Stainless Steels*. Soldag. insp. São Paulo, Vol. 15, No. 4, Outubro/Dezembro, pp. 336-343.

Kou, S. (2003) *Welding Metallurgy*. New York: John Willey & Sons, 2ed. p.33.

Lacerda, J. C., (2007) *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 Mestrado, Universidade Federal de Ouro Preto/UFOP, Ouro Preto, MG, Brasil.

Lima, D. B. P. L. (2011) *Efeitos da energia de soldagem na microestrutura do aço inoxidável superduplex UNS32750*. Tese de doutorado - Programa de Pós-Graduação em Engenharia Mecânica, Setor de Tecnologia da Universidade Federal do Paraná. Curitiba, 138p.

Lippold, J.C., Kotecki, D.J., (2005) *Welding Metallurgy and Weldability of Stainless Steels*, 1ed, Hoboken, Wiley-Interscience.

Londoño, A.J.R. (1997) *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 de Mestrado, Escola Politécnica da Universidade de São Paulo – USP, São Paulo-SP.

Londoño, A.J.R. (2001) Precipitação de fases intermetálicas e austenita secundária na ZAC de soldagens multipasse de aços inoxidáveis duplex. Tese de Doutorado, Escola Politécnica da Universidade de São Paulo – USP, São Paulo-SP.

Marques, P.V., Modenesi, P.J., (2014) *Algumas equações úteis em soldagem*, Soldag. Insp. São Paulo, Vol. 19, Nº. 01, p.091-102.

Marques, P.V., Modenesi, P.J., Bracarense, A.Q., (2009) *Soldagem: Fundamentos e Tecnologia*. 3ª Edição. Editora UFMG, Belo Horizonte/MG, 363p. ISBN: 85-70410-437-4

Menezes, J.W.A. (2005) *Análise quantitativa da fase ferrítica do aço inoxidável Duplex UNS S31803 na condição soldada*. Dissertação de Mestrado. Curso de Pós-Graduação em Engenharia e Ciência de Materiais da Universidade Federal do Ceará. Fortaleza.

Modenesi, P.J. (2001) *Soldabilidade dos Aços Inoxidáveis*. SENAI-SP. Coleção

NACE MR0175/ISO 15156-1E (2001) *Petroleum and natural gas industries - Materials for use in H₂S-containing Environments in oil and gas production - Part 1: General principles for selection of cracking-resistant materials*, ISBN 1-57590-1765.

NACE MR-103 (2012) *Materials Resistant to Sulfide Stress in Corrosive Petroleum Refining Environments*.

Neto, S.A.A., (2011) *Caracterização metalúrgica de juntas de aço inoxidável superduplex soldadas por processo TIG autógeno*, Dissertação de Mestrado, Faculdade de Engenharia, UERJ, Rio de Janeiro.

Nielsen, P.S., (2014) *Analysis and Optimisation of Carcass Production for Flexible Pipes*, Tese de Doutorado, Technical University of Denmark, Páginas: 153.

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

Nunes, E.B., Alves Junior, F.N., Miranda, H.C., Farias, J.P., Abreu, H.F.G., Silva, C.C., Motta, M.F., (2011) *Efeito da Energia de Soldagem sobre a Microestrutura e*

Propriedades Mecânicas da Zona Afetada pelo Calor de Juntas de Aço Inoxidável Duplex, Soldag. insp. São Paulo, Vol.16, No. 3, p.223-231.

Nunes, E.B., Motta, M.F., Abreu, H.F.G., Farias, J.P., Miranda, H.C., Alves Junior, F.N., (2011) *Estudo dos Efeitos da Restrição na Microestrutura, Microdureza e Tenacidade em Juntas Soldadas em Aço Inoxidável Duplex*, Soldag. insp. São Paulo, Vol.16, No. 2, p.156-164.

Olaya-Luengas, L., Morejón, J.A.P., Rezende, M.C., Bott, I.S., (2016) *Análise Microestrutural da ZTA Simulada na Gleeble do Aço Duplex SAF 2205*, p. 956-965. In: 71th ABM Annual Congress, Rio de Janeiro. ISSN: 2594-5327, DOI 10.5151/1516-392X-27890.

Olsson, C.-O.A., Landolt D. (2003) *Passive Films on Stainless Steels - Chemistry, Structure and Growth*. Electrochimica Acta 48. 1093-1104.

Outokumpu Stainless Steels. Disponível em: www.outokumpu.com. Acessado em: 05/03/2018.

Padilha, J. A. P., (2009) *Análise Estrutural de Riser Flexível com Armaduras de Tração em Titânio*, Dissertação de Mestrado, Universidade Federal do Rio de Janeiro – UFRJ, Rio de Janeiro.

Palácio, F., (2011) *Estudo do efeito de parâmetros do processo GTAW pulsado na resistência à corrosão intergranular e por pite do aço inoxidável Duplex UNS S32304*, Dissertação de Mestrado, UFES.

Paredes, R.S.C., Borsato, K.S., Bernardini, P.A.N., Aguila, J.V., (2003) Avaliação da soldabilidade de aços inoxidáveis especiais a ser utilizados na indústria do petróleo. 2 Congresso Brasileiro de P&D em Petróleo e Gás. Rio de Janeiro, Disponível em: <<http://www.portalabpg.org.br/PDPetro/2/4004.pdf>>. Acessado em: 20/05/2018

Paulraj, P., Garg, R., (2015) *Effect of welding parameters on mechanical properties of GTAW of UNS31803 and UNS32750 weldments*. Manufacturing Review, 2, 29. DOI: 10.1051/mfreview/2015032

Paulraj, P., Garg, R., (2016) *Effect of welding parameters on pitting behavior of GTAW of DSS and super DSS weldments*, Engineering Science and Technology, an International Journal, Volume 19, Issue 2, Pages 1076-1083, Disponível em: <<https://doi.org/10.1016/j.jestch.2016.01.013>>

Perez, F.R.C., (2007) *A Influência da Temperatura de Pré-Aquecimento e Tecimento na Microestrutura e Propriedades Mecânicas na Soldagem MIG/MAG Robotizada de Aços SAE 8620 com ABNT LN28*, Dissertação de Mestrado, Programa de Engenharia Mecânica, Universidade Estadual Paulista, UNESP.

Petrobras N-133 (2015) *Soldagem Rev. M.*, CONTEC SC-26, Petrobras, p.108, www.petrobras.com.br.

Petrobras, *Fatos e Dados* (2015) Disponível em: <<http://www.petrobras.com.br/fatos-e-dados/conheca-curiosidades-sobre-equipamentos-de-nossos-sistemas-submarinos.html>>. Acessado em: 29/05/2018.

Pohl, M., Storz, O., Glogowski, T., (2007) *Effect of intermetallic precipitations on the properties of duplex stainless steel*, Materials Characterization, Volume 58, Issue 1, Pages 65-71. <https://doi.org/10.1016/j.matchar.2006.03.015>

Potgieter J. H. K., Premachandra, E. M. L., Jackson, E.M., Nana, S. (1991) *Duplex: complex or simplex*. FWP journal, v. 31, p. 17-29.

Raynor G. V., Rivlin V. G. (1988) *Phase equilibria in iron ternary alloys*. The Institute of Metals, London.

Revista DesignEngineer - Materials/Processes, (2013) *Stainless steel types, applications and new developments*. Disponível em: <<https://www.engineerlive.com/content/23329>>. Acessado em: 03/05/2018.

Rodriguez, D.; Chidambaram, D., (2015) *Oxidation of stainless steel 316 and Nitronic 50 in supercritical and ultrasupercritical water*, Applied Surface Science, Vol 347, pag. 10-16.

Roldão, A.M.B. (2010) *Estudo do Efeito do Aporte Térmico nas Propriedades Mecânicas e Microestruturais do Aço Inoxidável Duplex UNS S31803 em Chapa*

Grossa, Soldado pelo Processo GMAW. Dissertação de Mestrado, Programa de Pós-graduação de Engenharia Mecânica, UFMG, Belo Horizonte.

Santos, F. P. D., (2011) *Avaliação dos Efeitos da Pressão Parcial de CO₂ no Processo de Corrosão-Fadiga em Armaduras de Tração de Dutos Flexíveis*. Dissertação de Mestrado. Centro Federal de Educação Tecnológica Celso Suckow da Fonseca, Rio de Janeiro, RJ, Brasil.

Santos, F.S.; Gheno, S.M.; Kuri, S.E., (2007) *Microscopia de varredura por sonda (SPM) aplicada a aços inoxidáveis dúplex*, Rem: Rev. Esc. Minas vol.60 no.1 Ouro Preto, Disponível em: <http://dx.doi.org/10.1590/S0370-44672007000100028>

Santos, R.S., (2016) *Influência do efeito da temperatura de pré-aquecimento, do tipo de corrente e do gás de proteção na soldagem de chapas finas de aço inoxidável duplex UNS S31803*, Dissertação de Mestrado, Centro Tecnológico, Universidade Federal do Espírito Santo - UFES, Vitória-ES.

Schaeffler, A. L. (1949) *Constitution diagram for stainless steel weld metal*. Metal Progress 56(11): 680-680B.

Schlapfer, H.W., Weber, J. (1986) *Austenitic-ferritic duplex steels*, Winterthur, Sulzer Brothers Limited. Technical report.

Schweitzer, P. A. (1999) *Fundamentals of corrosion: mechanisms, causes and preventative methods*, CRC Press.

Sedriks, A.J. (1996) *Corrosion of Stainless Steels*, 2nd edition, John Wiley & Sons.

Senatore, M., Finzetto, L., Perea, E., (2007) *Estudo comparativo entre os aços inoxidáveis dúplex e os inoxidáveis AISI 304L/316L*, Rev. Esc. Minas vol.60 no.1 Ouro Preto, Disponível em: <http://dx.doi.org/10.1590/S0370-44672007000100027>.

Silva, A.L.V.C., Mei, P.R., (2011) *Aços e Ligas Especiais*, 3ed., ISBN: 9788521205180 Páginas: 664. Editora Edgard Blücher, São Paulo.

Silva, A.P. (2006) *Análise da influência da temperatura na rigidez à flexão de linhas flexíveis*. Monografia, COPPE/UFRJ. Rio de Janeiro, RJ, Brasil.

Silva, B. R. D. S. D., (2015) *Estudo da Fragilização Pelo Hidrogênio em Juntas Soldadas de Tubos de Aço Inoxidável Superduplex UNS S32750*. Dissertação de Mestrado. COPPE/UFRJ. Rio de Janeiro, RJ, Brasil.

Silva, J. S. C. L. (2008) *Influência da precipitação de fase σ na resistência à corrosão e nas propriedades mecânicas de um aço vazado inoxidável duplex GX2CrNiMoCuN25-6-3-3*. Dissertação de Mestrado, Departamento de Engenharia Metalúrgica e de Materiais, Faculdade de Engenharia da Universidade do Porto, Porto, Portugal.

Silva, L.A.M.T. (2010) *Análise da camada interna de um tubo flexível submetidos a carregamentos externos*. Dissertação de Mestrado. UFF.

Simões, T.B. (2011) *Monitoramento de risers flexíveis com sensores a fibra optica*. Dissertação de Mestrado. PUC, Rio de Janeiro.

Smith, William F. (1998) *Princípios de Ciência e Engenharia dos Materiais*. 3ª ed. - McGraw-Hill Interame.

Solomon, H.D., Devine, T.M. (1984) *Duplex stainless steels - a tale of two phases*. IN: LULA, R. A. (Ed.) Proc. Conf. Duplex Stainless Steels'82, ed. ASM, Materials Park, OH, EUA, p.693-756.

Song, Y., McPherson, N. A., Baker, T. N. (1996) *The effect of welding process on the chi phase precipitation in As-Welded 317L Weld Metals*. ISIJ International, Glasgow, UK : v. 36, n. 11, p. 1392-1396.

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

Tavares, S. S. M., Scandian, C., Pardal, J. M., Luz, T. S., Silva, F. J., (2010) *Failure analysis of duplex stainless steel weld used in flexible pipes in offshore oil production*, Engineering Failure Analysis, vol. 17, no. 6, pp. 1500-1506.

Tavares, S.S.M.; Terra, V.F.; Pardal, J.M.; Fonseca, M.P.C., (2005) *Influence of the microstructure on the toughness of a duplex stainless steel UNS S31803*.

Journal of Materials Science, v. 40, n. 1, p. 145–154. Disponível em: <<http://link.springer.com/10.1007/s10853-005-5700-7>>.

Thorvaldsson, T.; Eriksson, H.; Kutka, J.; Salwén, A. (1985) *Influence of microstructure on mechanical properties of a duplex stainless steel*. The Institute of Metals.

Tomoyuki, F. Keiichiro, T.; Yota, M.; Yoshinobu, S., (2018) *Crystallography of intergranular corrosion in sensitized austenitic stainless steel*, Materials Characterization, Vol.144, Pages 219-226.

Uhlig's Corrosion Handbook - 3rd Edition, (2011) ISBN: 9780470080320, Author: R. Winston Revie.

Verma, J., Taiwade, R.V., (2017) *Effect of welding processes and conditions on the microstructure, mechanical properties and corrosion resistance of duplex stainless steel weldments - A review*, Journal of Manufacturing Processes 25, 134–152

Viller, A.F., Guimarães, B.H.D., Santana, C.J., Xavier, C.R., Marcelo, C.J., Melo, E.G., Silva, F.R., Castro, J.A., (2013) *Efeito da composição do gás de proteção sobre a microestrutura da zona fundida do aço inoxidável duplex SAF 2205*. 7º COBEF - Congresso Brasileiro de Engenharia de Fabricação, Penedo, Itatiaia-RJ.

Wallen, B.; Henrikson, S., (1986) *Effect of chlorination on stainless steels in seawater*. In: Corrosion 86. Proceedings. Nation association corrosion engineers, paper 403.

Weibull, I., (1987) *Duplex stainless steels and their application, particularly in centrifugal separators: Part B Corrosion resistance*, Materials & Design, Volume 8, Issue 2, Pages 82-88. [https://doi.org/10.1016/0261-3069\(87\)90111-7](https://doi.org/10.1016/0261-3069(87)90111-7)

Welding Handbook – 9th edition, American Welding Society, Miami: American Welding Society.

Westin, E.M., (2010) *Microstructure and properties of welds in the lean duplex stainless steel LDX 2101*, Tese de Doutorado, Royal Institute of Technology, Suécia. p. 66.

Yang, Y., Wang, Z., Tan, Z., Hong, J., Jiang, Y., Jiang, L., Li, J., (2012) *Effect of a brief post-weld heat treatment on the microstructure evolution and pitting corrosion of laser beam welded UNS S31803 duplex stainless steel*, Corros. Sci. 65, 472–480, doi:10.1016/j.corsci.2012.08.054.

Yshii, L.N., Chiodo, M.S.G. (2007) *Aplicação de aços de alta resistência em dutos de transporte de óleo e gás: implicações sobre o projeto e construção*. Trabalho de Conclusão de Curso, Universidade de São Paulo - USP, São Paulo.

Zamprogno, E.B., et al. (2010) *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.

Zhong, H. et al. (2012) *Effect of cooling rate on solidification structure and linear contraction of a duplex stainless steel*. Research & Development, v. 9, n. 3, p. 239 - 243.

Zucato, I., Moreira, M.C., Machado, I.F., Lebrão, S.M.G., (2002) *Microstructural Characterization and the Effect of Phase Transformations on Toughness of the UNS S31803 Duplex Stainless Steel Aged Treated at 850°C*, Mat. Res. vol.5 no.3 São Carlos, <http://dx.doi.org/10.1590/S1516-14392002000300026>.