



UNIVERSIDADE FEDERAL DO CEARÁ
CAMPUS DE RUSSAS
GRADUAÇÃO EM ENGENHARIA MECÂNICA

VINÍCIUS GOMES SILVA

**PROPRIEDADES MECÂNICAS E DE RESISTÊNCIA À CORROSÃO DAS JUNTAS
DE AÇOS INOXIDÁVEIS DUPLEX E SUPERDUPLEX SOLDADAS POR
PROCESSOS A ARCO ELÉTRICO: UMA REVISÃO NA LITERATURA**

RUSSAS

2023

VINÍCIUS GOMES SILVA

PROPRIEDADES MECÂNICAS E DE RESISTÊNCIA À CORROSÃO DAS JUNTAS DE
AÇOS INOXIDÁVEIS DUPLEX E SUPERDUPLEX SOLDADAS POR PROCESSOS A
ARCO ELÉTRICO: UMA REVISÃO NA LITERATURA

Monografia apresentada ao Curso de Graduação em Engenharia Mecânica da Universidade Federal do Ceará, como requisito parcial à obtenção do título de Bacharel em Engenharia Mecânica.

Orientador: Prof. Dr. Edvan Cordeiro de Miranda.

RUSSAS

2023

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

S584p Silva, Vinicius Gomes.
Propriedades mecânicas e de resistência à corrosão das juntas de aços inoxidáveis duplex e superduplex soldadas por processos a arco elétrico : uma revisão na literatura / Vinicius Gomes Silva. – 2023.
109 f. : il. color.

Trabalho de Conclusão de Curso (graduação) – Universidade Federal do Ceará, Campus de Russas, Curso de Engenharia Mecânica, Russas, 2023.

Orientação: Prof. Dr. Edvan Cordeiro de Miranda.

1. Aços inoxidáveis duplex e superduplex. 2. Soldagem. 3. Microestrutura. 4. Microdureza. 5. Corrosão.
I. Título.

CDD 620.1

VINÍCIUS GOMES SILVA

PROPRIEDADES MECÂNICAS E DE RESISTÊNCIA À CORROSÃO DAS JUNTAS DE
AÇOS INOXIDÁVEIS DUPLEX E SUPERDUPLEX SOLDADAS POR PROCESSOS A
ARCO ELÉTRICO: UMA REVISÃO NA LITERATURA

Monografia apresentada ao Curso de Engenharia Mecânica da Universidade Federal do Ceará, como requisito parcial à obtenção do título de Bacharel em Engenharia Mecânica.

Orientador: Prof. Dr. Edvan Cordeiro de Miranda.

Aprovada em 28/11/2023

BANCA EXAMINADORA

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

Prof. Dr. George Luiz Gomes de Oliveira
Universidade Federal do Ceará (UFC)

Prof. Dr. Pedro Helton Magalhães Pinheiro
Universidade Federal do Ceará (UFC)

AGRADECIMENTOS

À Deus pelo dom da vida.

Aos meus pais, Marta Maria Gomes Pereira e Álvaro César da Silva, que sempre estiveram ao meu lado, apoiando meu crescimento pessoal e acadêmico. Às minhas irmãs Marina e Larissa que sempre me acompanharam e encorajaram ao longo da vida.

À minha namorada Marília Mendes Soares por ser exemplo, fonte de inspiração e incentivo, em todos os momentos.

Às amigas que construí nessa jornada acadêmica e com quem convivi nesses vários anos, em especial ao Guilherme Queiroz, Patric Holanda e Luan Diniz, que contribuíram de forma direta ou indireta para a construção desse trabalho.

Ao professor Dr. Edvan Cordeiro de Miranda, pela confiança, expertise e orientações fundamentais para a realização dessa pesquisa.

Por fim, quero expressar minha gratidão a todos que estiveram ao meu lado e que, de alguma forma, contribuíram para a conclusão desta etapa.

RESUMO

Os aços inoxidáveis duplex (AID) e superduplex (AISD) são ligas de aço com microestrutura bifásica formada por aproximadamente 50% de austenita (γ) e 50% de ferrita (α), esse balanceamento aliado à sua composição garante a estes aços boas propriedades mecânicas e excelente resistência à corrosão, sendo largamente aplicados nas indústrias químicas e petroquímicas. A soldagem está presente nos processos de fabricação e manutenção das peças e equipamentos de AID e AISD, e as temperaturas e ciclos térmicos provocadas por este processo podem prejudicar as suas propriedades e comprometer a sua aplicação. Dessa forma o presente trabalho tem como objetivo, através de uma revisão de literatura, identificar como os parâmetros de soldagem podem influenciar nas transformações que ocorrem durante o processo de soldagem dos AID e AISD, e como as propriedades mecânicas e de resistência à corrosão serão afetadas devido à essas transformações. Para tanto foi realizado um estudo de revisão de literatura científica, que mostrou que os parâmetros que afetam as transformações microestruturais nos AID e AISD, como desbalanceamento da proporção das fases austeníticas e ferríticas, e consequente alteração das suas propriedades como a tenacidade, são os que alteram a velocidade de resfriamento do material após a soldagem como: energia de soldagem, corrente de soldagem e velocidade de soldagem. Nos materiais encontrados os efeitos da variação dos parâmetros de soldagem tanto na microdureza dos aços inoxidáveis duplex e superduplex quanto na temperatura crítica de pite (CPT) não foram conclusivos, porém verificou-se maior predisposição à corrosão em amostras soldadas com maiores energias de soldagem. Fica evidente que, para preservação das características originais dos AID e AISD, é necessário um controle dos parâmetros de soldagem a fim de assegurar a composição química, balanceamento de fases e evitar a precipitação de fases deletérias nesses materiais.

Palavras-chave: aços inoxidáveis duplex e superduplex; soldagem; microestrutura; microdureza; corrosão.

ABSTRACT

Duplex stainless steels (DSS) and superduplex stainless steels (SDSS) stainless steels are steel alloys with a biphasic microstructure formed by approximately 50% austenite (γ) and 50% ferrite (α), this balancing combined with its composition guarantees these steels good mechanical properties and excellent corrosion resistance being widely applied in chemical and petrochemical industries. Welding is present in the manufacturing and maintenance processes of DSS and SDSS parts and equipment, and the temperatures and thermal cycles caused by this process can impair its properties and compromise its application. Thus, the present work aims, through a literature review, to identify how the welding parameters can influence the transformations that occur during the welding process of DSS and SDSS, and how the mechanical properties and corrosion resistance will be affected due to these transformations. To this end, a review of the scientific literature was carried out, which showed that the parameters that affect the microstructural transformations in DSS and SDSS, such as imbalance in the proportion of austenitic and ferritic phases, and consequent alteration of their properties such as toughness, are those that alter the cooling speed of the material after welding such as: welding energy, welding current and welding speed. In the materials found, the effects of varying welding parameters on both the microhardness of duplex and superduplex stainless steels and the critical pitting temperature (CPT) were not conclusive, however, a greater predisposition to corrosion was found in samples welded with higher welding energies. It is evident that, in order to preserve the original characteristics of the DSS and SDSS, it is necessary to control the welding parameters in order to ensure the chemical composition, phase balancing and avoid the precipitation of deleterious phases in these materials.

Keywords: duplex and superduplex stainless steels; welding; microstructure; microhardness; corrosion.

LISTA DE FIGURAS

Figura 1 - Fluxograma metodológico	20
Figura 2 - Ilustração da precipitação de $M_{23}C_6$ e γ_2 a partir da interface γ/α , seguida de precipitação de σ	38
Figura 3 - Micrografia eletrônica de transmissão mostrando em (a) carbonetos do tipo $M_{23}C_6$ na forma de “larva” precipitados na interface original γ/α de um AID SAF 2205 envelhecido a 800 °C por 1 hora e em (b) o diagrama esquemático da microestrutura.	38
Figura 4 - Representação esquemática da precipitação das fases χ e σ em um aço inoxidável duplex conforme o tempo t na faixa de temperatura de precipitação desta fase.	39
Figura 5 - Soldagem com eletrodos revestidos.....	42
Figura 6 - Processo de soldagem GTAW	43
Figura 7 - Processo de soldagem GMAW	44
Figura 8 - Processo de soldagem SAW	46
Figura 9 - Microestrutura da ZAC no 4º cordão. a) C1; b) C2; c) C3	64
Figura 10 - Micrografias das soldas reais. a) UNS S32750; 1,0 kJ/mm, b) UNS S32760; 1,0 kJ/mm. Microscopia Eletrônica de Varredura. Elétrons Secundários. 500X.....	67
Figura 11 - Ataque em ácido oxálico (10%) mostrando MB-ZTA-ZF; (a) Amostra A0, corrente contínua 100x; (b) Amostra A0, corrente contínua 200x; (c) Amostra A4, corrente pulsada, 4 Hz 100x; (d) Amostra A4, corrente pulsada, 4 Hz 200x	69
Figura 12 - Mapa de microdureza Vickers (HV0,05 - 50 g de carga por 15 s) mostrando a variação de microdureza na área para amostras soldada com a) Ar puro e b) Ar+2%N2 como gases de proteção.	73
Figura 13 - Microestrutura da ZACTE na região da raiz na junta soldada dos AIDs UNS S32304 e UNS S32205.	74
Figura 14 - Micrografia da ZAC da energia de soldagem a) 0,5 kJ/mm; b) 1,0kJ/mm e c) 2,0 kJ/mm. Aumento de 500x.....	77
Figura 15 - Imagem de MEV evidenciando regiões claras. Zonas brilhantes correspondem à precipitação de fase σ , a) 1,0kJ/mm e b) 2,0 kJ/mm. Fase observada na raiz da junta.	78
Figura 16 - Micrografias aporte térmico 0,5 kJ/mm: A) metal base, B) ZAC, C) ZF. Aporte térmico 1,0 kJ/mm: D) metal base, E) ZAC, F) ZF. Aporte térmico 1,5 kJ/mm: G) metal base, H) ZAC, I) ZF.....	83

LISTA DE TABELAS

Tabela 1 - Composição química (% em peso) dos aços inoxidáveis duplex mais comuns.....	29
Tabela 2 - Propriedades mecânicas de alguns AIDs.....	32
Tabela 3 - Valores microdureza para cada condição soldada.....	58
Tabela 4 - Resultados do ensaio de tração.....	63
Tabela 5 - Parâmetros de soldagem por eletrodo revestido.....	64
Tabela 6 - Microdureza das ZAC's nos passes de acabamento.....	65
Tabela 7 - Percentual de austenita em cada arranjo de soldagem.	68
Tabela 8 - Teor médio de ferrita para cada condição soldada na região da raiz das juntas soldadas.	77
Tabela 9 - Valores das frações de ferrita na ZF para os ensaios ímpares.....	86
Tabela 10 - Valores das microdurezas na ZF para os ensaios ímpares.	87
Tabela 11 - Amostras soldadas com teor de ferrita fora dos limites definidos pela norma Norsok M-601	98
Tabela 12 - Amostras soldadas com níveis de microdureza superior aos limites definidos pela norma ASTM A 790/A 790M	99
Tabela 13 - Amostras soldadas com energia absorvida inferior aos limites definidos pela norma Norsok M-601	100

LISTA DE QUADROS

Quadro 1 - Propriedade físicas de alguns aços inoxidáveis.....	31
Quadro 2 - Valores típicos das propriedades mecânicas de alguns aços inoxidáveis	33
Quadro 3 - Teor de ferrita nos passes de raiz e acabamento para as condições soldadas.	59
Quadro 4 - Teor médio de ferrita para as condições soldadas.....	59
Quadro 5 - Energias absorvidas no ensaio de Impacto Charpy a -40°C com corpo de prova reduzido.	61
Quadro 6 - Percentual de ferrita das juntas soldadas.....	62
Quadro 7 - Resultados do ensaio de impacto Charpy V a -40°C.	62
Quadro 8 - Energias absorvidas no ensaio de Impacto Charpy a -40°C com corpo de prova reduzido (5x5x55 mm).	66
Quadro 9 - Fração de fase austenítica e valores de microdureza para ambas as amostras soldadas de AID UNS S32304.....	73
Quadro 10 - Fração volumétrica de austenita na ZF e na ZAC do SAF 2304 e SAF 2507	76
Quadro 11 - Fração volumétrica de austenita na ZF e na ZAC de cada condição soldada.	79
Quadro 12 - Dados obtidos no ensaio de impacto para a junta soldada	80
Quadro 13 - Teor médio de ferrita para cada condição soldada.....	81
Quadro 14 - Teor médio de ferrita para cada condição soldada.....	82
Quadro 15 - Médias das microdurezas da ferrita e austenita para o MB, CP1, CP2 e CP3 e respectivos desvios padrões, carga de 10g.	82
Quadro 16 - Fatores de controle e seus níveis	86
Quadro 17 - Valores das frações de ferrita.....	87
Quadro 18 - Valores das microdurezas para os ensaios.	88
Quadro 19 - Valores das frações das Inclusões para os ensaios.....	88
Quadro 20 - Teor médio de ferrita em diferentes regiões da junta.....	94
Quadro 21 - Resultados dos ensaios de temperatura crítica de pites.....	95

LISTA DE GRÁFICOS

Gráfico 1 - Diagrama de equilíbrio Fe-Cr	23
Gráfico 2 - Diagrama TTT esquemático de precipitação de segundas fases nos AID	34
Gráfico 3 - Representação esquemática do ciclo térmico em um passe.....	48
Gráfico 4 - Representação esquemática de repartição térmica.....	48
Gráfico 5 - Ciclos térmicos em uma soldagem multipasse para um ponto próximo ao passe de raiz.	50
Gráfico 6 - Ciclos térmicos em uma soldagem multipasse para um ponto próximo ao passe de raiz	50
Gráfico 7 - Diagrama esquemático mostrando as regiões de um AID soldado.....	52
Gráfico 8 - Estágios do ciclo térmico de soldagem da ZACTE	54
Gráfico 9 - Estágios do ciclo térmico de soldagem da ZACTB. Em (a) a temperatura máxima acima de $T_{\alpha/\gamma}$. Em (b) a temperatura máxima dentro do intervalo de precipitação de uma fase.	55
Gráfico 10 - Efeito da corrente de soldagem no teor de ferrita no metal de solda para velocidade de soldagem de 10 cm/min.	57
Gráfico 11 - Efeito da velocidade de soldagem no teor de ferrita no metal de solda para corrente de 135A.	57
Gráfico 12 - Influência da energia de soldagem no teor de ferrita no metal de solda.	58
Gráfico 13 - Efeito da restrição no teor de ferrita: a) condição C1; b) condição C2.....	60
Gráfico 14 - Comparação dos valores de microdureza para as energias de soldagem empregadas.	60
Gráfico 15 - Variação da fração volumétrica de ferrita com a frequência de pulso.....	70
Gráfico 16 - Microdureza, (a) série A, relação de pulso no tempo de 0,67 e (b) série D, relação de pulso no tempo de 0,5.....	70
Gráfico 17 - Distribuição de temperatura para amostras soldadas com (a) Ar puro e (b) Ar + 2%N ₂ como gás de proteção sem utilizar gás de purga.	72
Gráfico 18 - Análise do teor de oxigênio na zona fundia.....	80
Gráfico 19 - Perfil de dureza do SAF2205 em função do aporte térmico de a) 0,5 kJ/mm, b) 1,0 kJ/mm e c) 1,5 kJ/mm.	84
Gráfico 20 - Percentual de ferrita em função do teor de CO ₂ em misturas binárias (100-X)% Ar + X% CO ₂	89

Gráfico 21 - Percentual de ferrita em função do teor de CO ₂ em misturas ternárias (100-X-2)% Ar + X% CO ₂ + 2% O ₂	89
Gráfico 22 - Valores de microdureza Vickers em função do teor de CO ₂ em misturas binárias (100-X)% Ar + X% CO ₂ , a) ferrita e b) austenita.	90
Gráfico 23 - Valores de microdureza Vickers em função do teor de CO ₂ em misturas ternárias (100-X-2)% Ar + X% CO ₂ + 2% O ₂ , a) ferrita e b) austenita.....	91
Gráfico 24 - Valores da CPT por região do MS em função do teor de CO ₂ em misturas binárias (100-X)% Ar + X% CO ₂ comparados com o valor do metal de base.	92
Gráfico 25 - Valores da CPT por região do MS em função do teor de CO ₂ em misturas ternárias (100-X-2)% Ar + X% CO ₂ + 2% O ₂ . Comparativo com o MB.....	92
Gráfico 26 - Valores da perda de massa em função do teor de CO ₂ em misturas binárias (100-X)% Ar + X% CO ₂ e ternárias (100-X-2)% Ar + X% CO ₂ + 2% O ₂	93
Gráfico 27 - Tenacidade ao longo da junta na raiz (R) e no enchimento (E).....	94

LISTA DE SIGLAS

AID	Aço inoxidável duplex
AISD	Aço inoxidável super duplex
AISI	American Iron and Steel Institute
ASM	American Society for Materials
ASTM	American Society for Testing and Materials
AWS	American Welding Society
CFC	Cúbica de Face Crada
CPT	Critical Pitting Temperature
EBW	Electron Beam Welding
FCAW	Flux Cored Arc Welding
GMAW	Gas Metal Arc Welding
GTAW	Gas Tungsten Arc Welding
GTAW	Gas Tungsten Arc Welding
IMOA	International Molybdenum Association
MAG	Metal Active Gas
MB	Metal base
MIG	Metal Inert Gas
MEV	Microscopia Eletrônica de Varredura
MO	Microscopia Ótica
PREN	Pitting Resistance Equivalent Number
SAE	Society of Automotive Engineers
SAF	Sandvik Austenitic Ferritic
SAW	Submerged Arc Welding
SMAW	Shielded Metal Arc Welding
TIG	Tungsten Inert Gas
TTT	Time – Temperature – Transformation
UNS	Unified Numbering System
ZAC	Zona afetada pelo calor
ZACTB	Zona afetada pelo calor de temperatura baixa
ZACTE	Zona afetada pelo calor de temperatura elevada
ZF	Zona fundida
ZTA	Zona termicamente afetada

LISTA DE SÍMBOLOS

E	Energia de Soldagem
E_n	Energia Nominal de Soldagem
E_t	Energia Gerada pelo Arco Elétrico
I	Corrente de Soldagem
T	Temperatura
t_c	Tempo de Permanência no ciclo Térmico
T_c	Temperatura Crítico no Ciclo Térmico
T_o	Temperatura de Preaquecimento
T_p	Temperatura de Pico no Ciclo Térmico
U	Tensão de Soldagem
V_s	Velocidade de Soldagem
α	Ferrita Alfa
γ	Austenita (Geral)
γ_1	Austenita Primária
γ_2	Austenita Secundária
c	Calor Específico
k	Condutividade Térmica
σ	Sigma
η	Rendimento Térmico do Processo de Soldagem
χ	Chi

SUMÁRIO

1	INTRODUÇÃO	17
1.1	OBJETIVOS.....	18
1.1.1	<i>Objetivo geral.....</i>	<i>18</i>
1.1.2	<i>Objetivos específicos:.....</i>	<i>19</i>
2	METODOLOGIA	20
3	FUNDAMENTAÇÃO	22
3.1	AÇOS INOXIDÁVEIS:	22
3.1.1	<i>Aços inoxidáveis martensíticos:</i>	<i>23</i>
3.1.2	<i>Aços Inoxidáveis ferríticos</i>	<i>24</i>
3.1.3	<i>Aços inoxidáveis austeníticos.....</i>	<i>25</i>
3.1.4	<i>Aços Inoxidáveis Duplex</i>	<i>26</i>
3.1.4.1	Elementos de Liga	29
3.1.4.2	Propriedades Físicas	31
3.1.4.3	Propriedades Mecânicas	32
3.2	PRECIPITAÇÃO DE FASES NOS AÇOS INOXIDÁVEIS DUPLEX	33
3.2.1	<i>Fase sigma.....</i>	<i>34</i>
3.2.2	<i>Nitretos de Cromo.....</i>	<i>36</i>
3.2.3	<i>Austenita secundária (γ_2)</i>	<i>37</i>
3.2.4	<i>Precipitação cooperativa de γ_2 e Cr_2N.....</i>	<i>38</i>
3.2.5	<i>Fase chi (χ).....</i>	<i>39</i>
3.2.6	<i>Fase R.....</i>	<i>40</i>
3.2.7	<i>Carbonetos</i>	<i>40</i>
3.3	SOLDAGEM.....	40
3.3.1	<i>Processos de soldagem por fusão:</i>	<i>42</i>
3.3.1.1	Processo de soldagem com eletrodo revestido ou SMAW:	42
3.3.1.2	Processo de soldagem com gás e eletrodo de tungstênio ou GTAW:.....	43
3.3.1.3	Processo de soldagem com gás e eletrodo consumível ou GMAW:.....	44
3.3.1.4	Processo de soldagem com arame tubular ou FCAW:.....	45
3.3.1.5	Processo de soldagem com arco submerso ou SAW:.....	45
3.3.2	<i>Transferência de calor na soldagem.....</i>	<i>46</i>
3.3.3	<i>Soldagem multipasse</i>	<i>49</i>
3.4	SOLDAGEM DOS AÇOS INOXIDÁVEIS DUPLEX.....	51
3.4.1	<i>Microestrutura da soldagem</i>	<i>51</i>

3.4.2	<i>Zona Fundida</i>	52
3.4.3	<i>Zona Afetada pelo Calor</i>	53
3.4.4	<i>ZACTE</i>	53
3.4.5	<i>ZACTB</i>	55
4	CARACTERIZAÇÃO E PROPRIEDADES DOS AID E AISD SOLDADOS ..	56
4.1	ELETRODO REVESTIDO – SMAW	56
4.2	GTAW (TIG)	66
4.3	GMAW (MIG/MAG)	76
4.4	ARAME TUBULAR - FCAW	85
4.5	ARCO SUBMERSO - SAW	93
5	DISCUSSÕES	96
5.1	BALANCEAMENTO DE FASES	96
5.2	MICRODUREZA	98
5.3	TENACIDADE	100
5.4	RESISTÊNCIA À CORROSÃO	101
6	CONSIDERAÇÕES FINAIS.....	102
	REFERÊNCIAS	104

1 INTRODUÇÃO

Os aços inoxidáveis duplex (AID) conhecidos atualmente são ligas de Fe-Cr-Ni caracterizadas por possuírem uma combinação de elevadas propriedades mecânicas e de resistência à corrosão que foram desenvolvidas a partir do seu surgimento na década de 1930. Posteriormente, já na década de 1970, foram desenvolvidos os aços inoxidáveis duplex providos de maiores quantidades de elementos de ligas que foram acrescidas com o objetivo de garantir uma melhora na resistência à corrosão desses aços, que são conhecidos hoje como aços inoxidáveis super duplex (AISD). A obtenção dessas características nos AID atuais foi possível devido às modificações sofridas na sua composição desde o seu surgimento, além da implementação de novas tecnologias na sua produção, esse resultado implicou na larga aplicação dos aços inoxidáveis duplex em ambientes altamente agressivos que envolvem largos investimentos, como nos setores químicos e petroquímicos (Londoño, 2001).

Para garantir a melhor combinação entre elevadas propriedades mecânicas e maior resistência à corrosão nos AID quando comparados aos aços inoxidáveis comuns deve-se manter uma proporção aproximadamente igual entre os teores de austenita e ferrita na microestrutura desses aços, o que remete ao termo “duplex”, além de elevados teores de elementos de liga (Palácio 2011 apud HAN et al. 2011).

Das aplicações em que esses aços são utilizados é possível destacar as indústrias química, petroquímica, e de papel e celulose, empregados em equipamentos que frequentemente envolvem o processo de soldagem na sua fabricação e processamento (Londoño, 2001). No decorrer do processo de soldagem a junta é submetida a diferentes ciclos térmicos, de forma que cada porção pode experimentar variações de temperaturas que promovem a modificação da microestrutura dos aços inoxidáveis duplex e, conseqüentemente, a alteração das suas propriedades (Pinto, 2009).

As alterações indesejadas que podem surgir nos AID e AISD provenientes do processo de soldagem são o desequilíbrio no percentual das fases ferrita (α) e austenita (γ), além da precipitação de fases deletérias como a sigma, nitretos de cromo ou carbonetos (Chaves, 2013). A precipitação destas fases provoca o empobrecimento de elementos de liga como cromo e molibdênio nas regiões próximas prejudicando as suas resistências à corrosão e as propriedades mecânicas. A possibilidade do desbalanceamento e precipitação de fases acontecer cresce quando a soldagem ocorre com múltiplos passes, havendo assim consecutivos ciclos, onde estas fases podem surgir durante o primeiro passe e aumentarem ou, ainda, precipitar novas fases durante os passes seguintes (Giraldo, 2001).

Esses ciclos térmicos sobre o qual as juntas soldadas estão submetidas são determinados pelos parâmetros de soldagem que podem e devem ser monitorados e controlados cuidadosamente, prezando pela manutenção das características dos aços inoxidáveis duplex e superduplex, justificando, assim, a sua aplicação sem desperdiçar as vantagens destes sobre os aços inoxidáveis tradicionais (Pinto, 2009).

Portanto, é essencial que os parâmetros de soldagem e ciclos térmicos sejam estudados e compreendidos, a fim de se obter o máximo de controle sobre o processo, e sobre as propriedades mecânicas e de resistência à corrosão do metal pós soldagem, garantindo, assim, a confiabilidade da peça ou equipamento para o projeto (Betini, 2019). Nesse tocante, o desenvolvimento de uma revisão da literatura sobre o tema proposto, poderia ajudar a abordar essas questões, contribuindo para a compreensão dos problemas pelos leitores, visto que as revisões têm a função de possibilitar uma análise sobre o assunto a partir de diferentes perspectivas, podendo preencher as lacunas existentes na literatura através da combinação de diferentes pesquisas bibliográficas (CORDEIRO et al., 2007).

Por fim, foram encontrados poucos trabalhos que envolvam o assunto do ponto de vista teórico e contextual compilando as principais informações, é possível constatar também que a literatura disponível sobre a soldagem dos aços inoxidáveis é bastante complexa e ampla, envolvendo diversos temas que vão se reunir adicionando riqueza e profundidade ao estudo.

Isto posto, o presente trabalho propõe a sumarização das principais descobertas encontradas sobre a soldagem dos AID e AISD e seus efeitos sobre as suas propriedades, apresentando os resultados obtidos, tentando congrega os aspectos em comum entre as obras, visando produzir uma revisão que evidencie as vertentes mais importantes e não se torne uma união fatigante sobre cada uma delas.

1.1 OBJETIVOS

Para realização deste trabalho e como forma de favorecer o seu entendimento foram definidos o objetivo geral e os objetivos específicos deste trabalho.

1.1.1 Objetivo geral

O presente trabalho tem como objetivo geral apresentar uma consistente revisão da literatura acerca da soldagem a arco elétrico de diferentes ligas de aços inoxidáveis duplex e

superduplex, indicando os principais achados quanto às alterações das suas propriedades mecânicas e propriedades de resistência à corrosão após o processo de soldagem, correlacionando-as com as transformações que ocorrerem na microestrutura da zona fundida e da zona afetada pelo calor e enfatizando quais os parâmetros de soldagem mais influenciaram nessas alterações.

1.1.2 Objetivos específicos:

Assim, para realizar tal análise, pretende-se, por meio de uma revisão da literatura:

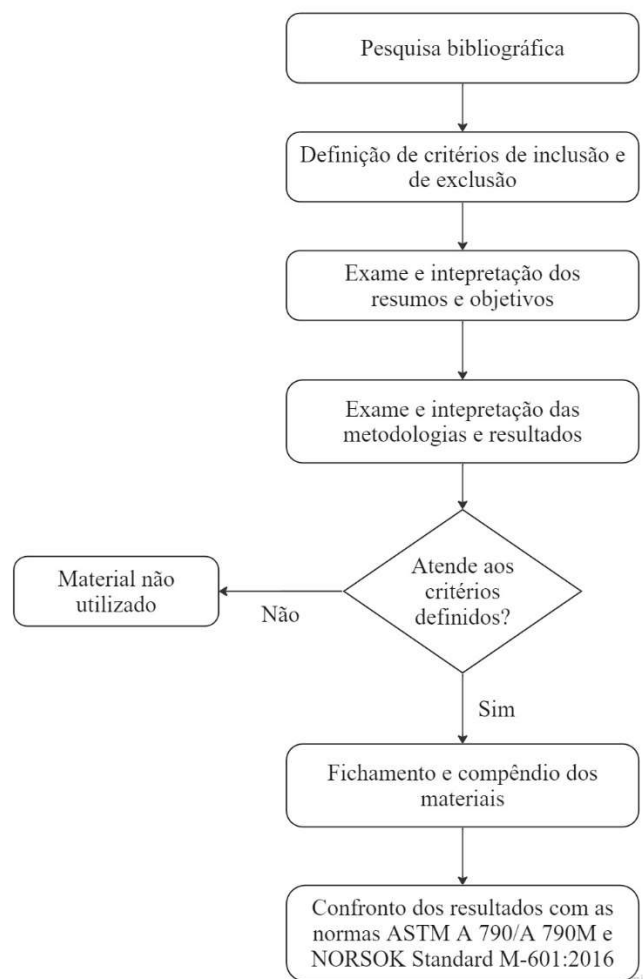
- Apresentar os aços inoxidáveis, seu desenvolvimento, características e classificações.
- Conceituar o processo de soldagem a arco elétrico, identificando os principais processos, suas características e evoluções tecnológicas;
- Descrever os fenômenos e as transformações microestruturais que ocorrem durante o processo de soldagem, relacionando-os com as propriedades da junta soldada;
- Identificar os principais parâmetros de soldagem que influenciam nas transformações que ocorrem na junta soldada e correlacionar com as propriedades mecânicas e resistência a corrosão das juntas soldadas de AID e AISD.
- Comparar as propriedades das juntas soldadas com as normas ASTM A 790/A 790M e NORSOK Standard M-601:2016.

2 METODOLOGIA

Esse estudo será elaborado através de uma revisão bibliográfica. A revisão bibliográfica pretende discutir sobre um assunto e seu desenvolvimento atendendo a diferentes pontos de vista. As revisões de literatura, como também são conhecidas, consistem na análise crítica da literatura já existente, como livros, artigos científicos e revistas, pelo autor para integração desse conhecimento a fim de garantir atualizações, reafirmando ou apresentando contradições, para o leitor sobre um determinado tema (CORDEIRO et al., 2007; VOSGERAU e ROMANOWSKI, 2014).

A Figura 1 apresenta o fluxograma com a metodologia utilizada para desenvolvimento do trabalho, onde cada etapa será detalhada na sequência.

Figura 1 - Fluxograma metodológico



Fonte: Autor (2023)

Em seu caráter exploratório, para a concepção desta revisão foram realizadas pesquisas majoritariamente em bases de dados de artigos científicos como Scielo, Periódicos Capes e Digital Library USP. As pesquisas ocorreram no intervalo de um ano entre os meses de setembro de 2021 e setembro de 2022, com a utilização dos seguintes descritores na busca: Soldagem; Aço Inoxidável Duplex; Propriedades Mecânicas; Resistência à corrosão.

Utilizando uma abordagem qualitativa, para a inclusão dos materiais neste trabalho estabeleceu-se como critério a realização de processos de soldagens reais com arco elétrico em aços inoxidáveis duplex em sua metodologia bem como a caracterização do material como soldado após o processo e comparação com o metal base. Como critério de exclusão, foram rejeitados aqueles que não estabeleceram algum parâmetro de controle que fosse variado durante o processo, bem como os que não realizaram ensaios mecânicos ou de resistência à corrosão no material.

Os parâmetros de controle que procurou-se identificar, a depender do processo de soldagem utilizado, foram: energia de soldagem, corrente de soldagem, velocidade de soldagem, composição do gás de proteção, pré-aquecimento do metal, utilização ou não de metal de adição.

Após ser realizada a busca, foram encontrados 45 trabalhos que foram analisados de forma sistematizada: inicialmente foi realizado a leitura dos resumos e objetivos dos materiais, em seguida realizou-se uma leitura exploratória da metodologia e resultados destes trabalhos para selecionar os materiais com relevância para o tema. Dessa forma, aferiu-se que 17 materiais atenderam aos critérios propostos de acordo com o objetivo do trabalho. Em seguida esses materiais foram fichados e resumidos e, por fim, os resultados foram confrontados com as especificações das normas ASTM A 790/A 790M e NORSOK Standard M-601:2016, e destacadas quais condições soldadas, juntamente com seus parâmetros utilizados, não atenderam aos requisitos especificados nas normas.

O resumo foi organizado de forma a apresentar o conteúdo e estrutura dos trabalhos em tópicos compostos por: título do trabalho, nome do autor, ano de publicação, objetivos, parâmetros de controle avaliados e principais resultados obtidos na seguinte sequência:

1. Caracterização microestrutural;
2. Ensaio mecânicos;
3. Ensaio de resistência à corrosão.

3 FUNDAMENTAÇÃO

3.1 Aços inoxidáveis:

A origem dos aços inoxidáveis se deu entre o fim do século XIX e início do século XX, quando pesquisadores europeus, motivados pela necessidade de materiais resistentes ao desgaste e ambientes corrosivos, descobriram que aços ligados com cromo apresentavam elevada resistência à corrosão. A partir de então os esforços no estudo e desenvolvimento desta liga se intensificaram, gerando um grande avanço para o cenário siderúrgico (Palácio, 2011).

Os aços inoxidáveis são, por definição, ligas de aço, ferro e carbono, e cromo, tendo este último um percentual mínimo de 11% em peso, podendo apresentar ainda outras ligas em sua composição como níquel e outros elementos. Essa classe de liga apresenta, devido a essa adição de cromo e outros elementos, elevada resistência à corrosão e oxidação atmosférica, além de outras propriedades físico-químicas superiores às de aços comuns (Palácio 2011).

Essa propriedade de resistência à corrosão inerente aos aços inoxidáveis provém de uma proteção proporcionada por uma película impermeável de óxidos, principalmente o óxido de cromo (Cr_2O_3), chamada camada passivadora. Essa camada passivadora é formada por uma reação química entre os elementos do metal base ao entrar em contato com a umidade do meio formando os óxidos que separam e protegem o metal base do ambiente corrosivo (Chiaverini, 1996).

Apesar dessa camada passivadora, os aços inoxidáveis não são completamente resistentes à corrosão. Para garantir que o aço inoxidável atinja as expectativas de resistência aos ambientes corrosivos e aplicação à qual ele foi projetado, é necessária uma correta seleção do tipo de material, visto que uma escolha inadequada pode resultar em desempenhos inferiores a aços mais comuns e consequentes prejuízos (Silva e Mei, 1988).

Atualmente, classificam-se os aços inoxidáveis de acordo com a sua composição, microestrutura e, conseqüentemente, suas propriedades mecânicas em três categorias: aços inoxidáveis martensíticos; aços inoxidáveis ferríticos e aços inoxidáveis austeníticos. Os aços inoxidáveis martensíticos, diferente das demais, são endurecíveis por tratamento térmico de têmpera, sendo ligas compostas de ferro e cromo. Os aços inoxidáveis ferríticos também são uma liga de ferro e cromo com microestrutura predominantemente ferrítica, enquanto os austeníticos são ligas de ferro, cromo e níquel formadas, sobretudo, por austenita (Silva e Mei, 1988).

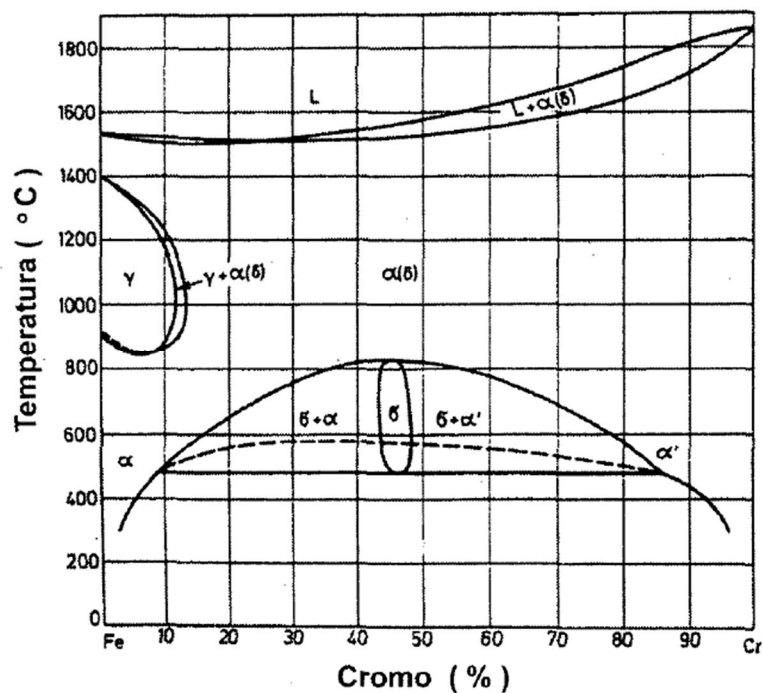
3.1.1 Aços inoxidáveis martensíticos:

Os aços inoxidáveis martensíticos possuem características semelhantes aos aços para têmpera e revenimento, podendo ter teores de carbono de até 1,2%, apresentando ainda percentual de cromo em sua composição podendo ir de 10,5 a 18%, caracterizando uma liga Fe-Cr-C (ASM Handbook, Stainless Steels, 1996). A presença de cromo nesses níveis garante propriedades além da resistência à corrosão e oxidação, como maior temperabilidade e aumento da resistência ao amolecimento no revenimento (Silva e Mei 1988).

O cromo age ainda como ferritizante, promovendo a redução da faixa na qual a austenita é estável, enquanto o carbono age como austenitizante na liga de aço inoxidável martensítica Fe-Cr. Isso implica que, para que o aço seja endurecível por têmpera, as concentrações de cromo estão limitadas até 13% nos casos em que o teor de carbono é de 0,1%. Já nas ligas em que esse percentual de carbono atinge 0,4% os teores de cromo podem ser de até 18% sem prejudicar o seu endurecimento por têmpera (Smith 1993).

No Gráfico 1 pode ser observado essa ação ferritizante do Cr, em que, à medida que o percentual de cromo sobre a composição do aço aumenta, a faixa de austenita, representado pela letra γ , diminui, como ilustrado no diagrama de equilíbrio da liga Fe-Cr.

Gráfico 1 - Diagrama de equilíbrio Fe-Cr



Fonte: Henke (1998)

Quando é necessário a adição de cromo acima dos 13% em aços com baixo teor de carbono, o níquel pode ser adicionado, visto que ele estabiliza a austenita assim como o carbono, com o intuito de diminuir a contração do campo austenítico e, portanto, continuar permitindo a total transformação da microestrutura do aço inoxidável em martensita após o resfriamento (Henke 1998).

A microestrutura dos aços inoxidáveis martensíticos, quando dentro dos limites de cromo e carbono, transforma-se totalmente em austenita quando são aquecidos a temperaturas próximas de 1000°C, quando o aquecimento atinge temperaturas entre 815°C a 950°C a austenitização é apenas parcial. Após o resfriamento, no primeiro caso, é obtida uma microestrutura formada totalmente por martensita, já o resfriamento a partir da segunda situação resulta em uma microestrutura mista de ferrita e martensita (Pereira, 2000).

Outro fator que proporciona a dureza dos aços inoxidáveis martensíticos é o seu teor de carbono. A dureza cresce à medida em que o percentual de carbono sobre a composição do aço sobe, até atingir 0,6%, onde teores acima deste valor não conferem aumentos significativos de dureza para o material, mas aumentam sua resistência à abrasão devido à formação de carbonetos primários (WELDING Handbook, v 6, 8 ed., 1971).

Essa classificação dos aços inoxidáveis ainda possui características como serem ferro-magnéticos, facilidade de serem trabalhados a frio e a quente. Porém uma dificuldade dos aços inoxidáveis martensíticos é sua baixa soldabilidade devido a formação de trincas a frio decorrentes da alta dureza no metal de solda e na zona afetada pelo calor, e da presença de hidrogênio (Welding Handbook, vol.4, 1998).

Os aços inoxidáveis martensíticos são aplicados em situações em que é necessária resistência à tração, resistência à fadiga e à fluência, aliado a moderada resistência à corrosão e à temperatura que se de até 600°C, aproximadamente. A exemplo do do aço AISI 410, é possível citar equipamentos para fabricação de turbinas a gás e a vapor, além da indústria química e petroquímica (Pereira, 2000).

3.1.2 Aços Inoxidáveis ferríticos

Os aços inoxidáveis ferríticos são aços ligados principalmente de cromo, que pode estar presente em teores de 11% a 30%, onde pode apresentar ainda pequenas porcentagens de outros elementos como nitrogênio e níquel, que são estabilizadores da austenita (Labiapari, 2015).

Como o nome sugere, a estrutura dos aços dessa classe é bastante homogênea, consistindo basicamente de ferrita α . No entanto, mesmo com baixo teor de carbono e elevado teor de cromo, uma porcentagem da estrutura desses aços pode se transformar em austenita quando eles são aquecidos a elevadas temperaturas, e portanto, durante o resfriamento, parte dessa austenita pode formar martensita, formando uma microestrutura mista de ferrita e martensita (Silva e Mei 1988).

Apesar de apresentarem boas propriedades mecânicas como boa usinabilidade e trabalhabilidade a frio o principal fator para a escolha dos aços inoxidáveis ferríticos são suas propriedades de resistência a corrosão tanto em temperaturas elevadas, quanto em temperatura ambiente, onde pode-se destacar a resistência a corrosão sob tensão, corrosão por pites e por frestas, em ambiente contendo cloretos onde os aços inoxidáveis austeníticos falham (Lippold e Kotecki, 2005).

Os aços dessa classe que apresentam os maiores teores de Cr, de 19% a 30%, são utilizados em aplicações que exigem elevada resistência a corrosão, como tubulações para soluções aquosas contendo cloretos, onde nesses aços normalmente há baixos teores de carbono e são acrescidos de elementos como o Mo, Al e Ti. Quando o teor de Cr fica em torno de 16 a 18% os aços são mais aplicados para utensílios de cozinha e ornamentos automotivos, já para valores mais baixo de Cr, até 11%, os aços inoxidáveis ferríticos encontram grande aplicação em alguns sistemas de exaustão de automóveis (Labiapari, 2015).

3.1.3 Aços inoxidáveis austeníticos

Essa classe constitui os aços inoxidáveis com maior produção mundial, e os mais empregados na indústria. Os aços inoxidáveis austeníticos são constituídos basicamente por Fe-Cr-Ni, contendo baixos teores de carbono e podendo ainda conter outros elementos de liga estabilizadores da austenita como o manganês e o hidrogênio substituindo uma porcentagem do níquel (Chiaverini, 1996).

Eles podem, ainda, serem subdivididos entre aços inoxidáveis austeníticos estáveis e metaestáveis. Os aços inoxidáveis austeníticos estáveis continuam com sua microestrutura austenítica mesmo após passar por processos de conformação a frio, enquanto os metaestáveis, quando deformados a frio, podem transformar sua microestrutura para martensita (Silva e Mei 1988).

Além das propriedades anticorrosivas e antioxidantes e da boa soldabilidade, os aços inoxidáveis austeníticos trazem, ainda, resistência mecânica em temperaturas elevadas, alta trabalhabilidade e capacidade de encruamento, garantido por outras fases além da austenita, como ferrita delta, carbonetos, nitretos, boretos, sulfetos e martensita que podem estar presentes na microestrutura do aço alterando seu comportamento de acordo com a quantidade e distribuição dessas fases (Padilha e Guedes, 1994).

Os aços inoxidáveis austeníticos apresentam estrutura cristalina do tipo cúbica de face centrada, CFC, apresentando assim elevada tenacidade sem apresentar a transição dúctil-frágil e não possuem propriedades ferromagnéticas (Souza, 1969). Devido a essas características, essa classe é bastante indicada para situações em que é necessária a tenacidade em qualquer situação como aplicações criogênicas (SILVA e MEI, 2006).

Os aços inoxidáveis austeníticos, no entanto, não apresentam resistência a cloretos e, podem ainda sofrer sensitização quando expostos a temperaturas entre 400° e 900°, por um certo período. A sensitização é a formação de carbonetos de cromo, $Cr_{23}C_6$, que precipitam nos contornos de grãos e empobrecem as regiões vizinhas em cromo, deixando o aço suscetível à corrosão intergranular (Palácio, 2008). Apesar da boa soldabilidade dos aços austeníticos, esse fenômeno de sensitização pode ocorrer nas zonas afetadas pelo calor, ZAC. Quando esses aços são submetidos a processos de soldagens, as porções contidas na ZAC podem atingir as faixas de temperatura que provocam a precipitação dos carbonetos de cromo, e, portanto, causar a sensitização (Gentil, 1996).

A corrosão intergranular, no entanto, pode ser evitada, ou reduzida, utilizando alternativas que impeçam ou reduzam a formação dos carbonetos de cromo como a redução do teor de carbono para valores inferiores a 0,03%, ou a adição de elementos de liga, como o nióbio e o titânio, que possuem mais afinidade com o carbono e, portanto, tendem a formar carbonetos. Há ainda o tratamento térmico de solubilização, que consiste no aquecimento do aço até uma temperatura que seja suficiente para dissolver os carbonetos de cromo, e resfriá-lo rapidamente a fim de evitar que ocorra a precipitação destes carbonetos (Callister, 2012).

3.1.4 Aços Inoxidáveis Duplex

Os aços inoxidáveis duplex, AID, foram inicialmente desenvolvidos como alternativa para os aços inoxidáveis austeníticos, que não apresentavam as propriedades de resistência à corrosão e resistência mecânica suficientes para as aplicações das indústrias de papel, químicas, petroquímicas, farmacêutica entre outras (Giraldo, 2001).

Nos anos 70 surgiram e aperfeiçoaram novas tecnologias de refino de aço que permitiram controlar as composições químicas e reduzir os elementos residuais. Além disso possibilitou ter um maior e mais preciso controle das frações de austenita e ferrita que compõem a microestrutura dos aços inoxidáveis duplex, assim como melhorias na resistência à corrosão e trabalhabilidade a quente desses aços (CHARLES e BERNHARDSSON, 1991).

Os AID são aços-liga baseados no sistema Fe-Cr-Ni, com composição química nas faixas de 20 a 30% de cromo, 5 a 10% de níquel, teores de carbono abaixo de 0,03%, podendo conter adições de cobre, molibdênio, nitrogênio e tungstênio. Com essa composição química e após seu processamento termomecânico, os aços inoxidáveis duplex apresentam uma microestrutura bifásica composta por austenita e ferrita em proporções aproximadamente iguais, (50% ferrita α + 50% austenita γ) (Solomon H.D.; Devine T. M., 1982).

Nessa classe, dos aços inoxidáveis duplex, pertencem os aços que possuem propriedades superiores comparada com as propriedades dos aços inoxidáveis austeníticos e ferríticos tradicionais, como a sua resistência mecânica que é aproximadamente o dobro se comparada aos aços inoxidáveis austeníticos, trazendo ainda uma boa tenacidade. Os aços inoxidáveis duplex possuem ainda boa resistência à corrosão sob tensão, elevada resistência à corrosão intergranular, em meios contendo cloretos e apresentam, ainda, soldabilidade superior à dos aços inoxidáveis ferríticos (Charles J. 1994).

Foi desenvolvido uma relação empírica que relaciona a composição química dos aços inoxidáveis com sua resistência à corrosão por pites em ambientes contendo cloretos. Essa relação leva em conta os principais elementos que contribuem para a resistência à corrosão por pites, definida como Pitting Resistance Equivalent Number, dada por:

$$(\text{PREN}) = \text{Cr} + 3,3. \text{Mo} + 16. \text{N} \quad \text{Equação (1)}$$

Onde Cr, Mo, W e N são os percentuais por peso de cromo, molibdênio, tungstênio e nitrogênio presentes nos AID (IMOA, 2014).

A equação 1 é a mais utilizada, podendo assumir outras formas. No caso em os aços inoxidáveis possuem tungstênio na sua composição, adicionado para aumentar a resistência à corrosão por pites, o PREN_w é calculado conforme a equação 2 (IMOA, 2014):

$$(\text{PREN}_w) = \text{Cr} + 3,3. (\text{Mo} + 0.5\text{W}) + 16. \text{N} \quad \text{Equação (2)}$$

De acordo com Charles, 1997, os aços inoxidáveis duplex são classificados conforme a sua composição química nos seguintes grupos:

- 23%Cr - 4%Ni - 0,10%N: São AID econômicos que não possuem molibdênio na sua composição. Podem substituir os aços inoxidáveis austeníticos AISI 304 e AISI 316;
- 22%Cr - 5%Ni - 3%Mo - 0,17%N: Os AID com essa composição podem ser considerados padrões e devido ao seu maior teor de nitrogênio possuem também uma maior resistência à corrosão por pites em ambientes mais agressivos. A resistência à corrosão dos aços desse grupo está entre a dos aços austeníticos AISI 316 e do superaustenítico com 5 a 6% de Mo;
- 25%Cr - 6,8%Ni - 3,7%Mo - 0,27%N: São conhecidos como aços inoxidáveis superduplex, AISD, podendo ou não ter adições de tungstênio e cobre em sua composição. Esses aços são projetados especificamente para situações que requerem a mais alta resistência à corrosão em meios extremamente agressivos e elevadas propriedades mecânicas, como aplicações com a água do mar, química, na engenharia de petróleo, entre outras. Possuem PREN acima de 40.

A Tabela 1 mostra os aços inoxidáveis duplex e superduplex comerciais mais comuns, sua composição química e seu PREN.

Tabela 1 - Composição química (% em peso) dos aços inoxidáveis duplex mais comuns

Designação UNS	Nome Comercial	Cr	Mo	Ni	N	Outros elementos	PREN
S32304	SAF 2304 UR 35N	23	0,2	4,0	0,1	-	25
S31500	3RE60	18,5	2,7	5,0	0,07	1,5 Si	29
S31803	SAF2205 UR 45N 2205 FALC 223 AF 22 VS 22	22	3,0	5,3	0,17	-	35
S32900	10RE51	25	1,5	4,5	-	-	30
S31260	DP 3	25	3,0	6,5	0,16	0,5 Cu; 0,3 W	37
S32550	UR 52N Ferralium 255	25	3,0	6,5	0,18	1,6 Cu	38
S32200	UR 47N	25	3,0	6,5	0,18	-	38
S32760	Zeron 100	25	3,6	7,0	0,25	0,7 Cu; 0,7 W	41
S32550	Ur 52n+	25	3,8	6,0	0,26	1,5 Cu	42
S32750	SAF 2507	25	3,8	7,0	0,27	-	42

Fonte: Nilsson (1992)

3.1.4.1 Elementos de Liga

Conhecer os elementos de liga e compreender os seus efeitos é fundamental para entender como eles afetam o comportamento dos aços inoxidáveis e o seu desempenho. Esses elementos podem estar presentes nos aços a depender do tamanho do seu raio atômico em comparação com o Fe, os que possuem maior raio atômico formam soluções sólidas substitucionais como o Cr, Mo, Mn, Cu e Nb, enquanto os que apresentam menores raios atômicos formam soluções sólidas intersticiais como o C e N (Nunes, 2009).

O cromo é o principal elemento nos aços inoxidáveis, promovendo a resistência à corrosão à medida em que seu teor sobre o aço aumenta. É necessário um mínimo de 11% de Cr para a formação da camada passivadora e proteção contra o ambiente corrosivo (GUNN, 2003). Baixos teores de cromo promovem, também, aumento da resistência mecânica, além de seus efeitos alfacênicos estabilizadores da ferrita (Sedriks, 1996).

O níquel tem um grande efeito austenizante, influenciando diretamente no controle da microestrutura dos AID, além de aumentar a tenacidade, ductilidade, soldabilidade e contribuir para a resistência à corrosão (Nunes, 2009). Uma das principais funções do níquel nos AID é manter as proporções das fases ferríticas e austeníticas semelhantes, onde a adição de níquel supera os efeitos da taxa de resfriamento quando comparado com os processos de soldagem GTAW (Gas Tungsten Arc Welding) e EBW (Electron Beam Welding) no aço UNS S31803 (Muthupandi et al. 2003).

O molibdênio contribui para o aumento da resistência à corrosão dos aços inoxidáveis promovendo uma ação estabilizadora na camada passivadora, especialmente em situações de ambientes que possuem cloretos, e que os aços apresentem teor de cromo a partir de 18% em que a adição de molibdênio é cerca de três vezes mais efetiva que a adição de cromo no aumento de resistência à corrosão por pites e por frestas (IMOA, 2014).

O molibdênio assim como o cromo promove a estrutura ferrítica e, quando em altas temperaturas, tende a precipitar e formar fases intermetálicas (Potgieter; Cortie, 1991 apud Nunes, 2009). O Molibdênio pode ser parcialmente substituído pelo tungstênio o que contribui para o aumento da resistência à corrosão localizada, facilita a precipitação da austenita secundária e reduz a transformação de ferrita (Kondo et al.,1993 apud Nunes, 2009).

O nitrogênio é adicionado nos aços inoxidáveis duplex devido aos seus efeitos positivos nos aços inoxidáveis, como o aumento da resistência à corrosão por pites e aumento da resistência mecânica através do mecanismo de endurecimento por solução sólida, cujo efeito é aumentar o limite de resistência e de ruptura, mantendo a tenacidade. Além de ser um formador da austenita e atrasar a formação de fases intermetálicas, o nitrogênio possui baixo custo (IMOA, 2014; Moreno, 2004).

O carbono promove o aumento da resistência mecânica e resistência ao desgaste à medida que seu teor aumenta, além de ser um austenizante (Chiaverini, 1996). Seu percentual nos AID não ultrapassam o valor de 0,03% o que pode deixar a zona termicamente afetada dos aços propícia à corrosão intergranular quando submetidos à soldagem, o que pode ser solucionado com a adição de nitrogênio (Olson; Liljas, 1996) .

3.1.4.2 Propriedades Físicas

As principais propriedades físicas dos aços inoxidáveis que devem ser consideradas no dimensionamento e seleção dos aços inoxidáveis são a densidade, o módulo de elasticidade, o coeficiente de expansão térmica e o calor específico (Menezes, 2005).

Na Quadro 1 estão apresentadas algumas propriedades físicas dos AID em comparação com os aços inoxidáveis ferríticos e austeníticos.

Quadro 1 - Propriedade físicas de alguns aços inoxidáveis

Tipo	Grau UNS	Temp [°C]	Módulo Young [GPa]	Calor Específico [J/kg.K]	Condutividade Térmica [W/m.K]	Coeficiente de Expansão Térmica Linear	
						Temp [°C]	10 ⁻⁶ /K
Ferrítico	S 43000	20	205	480	22	20-100	10
	S 44700	20	205	480	21	20-100	10
Austenítico	S 30400	20	205	520	16	20-100	16
	S 08904	20	205	544	15	20-100	16
Duplex	S 31803	20	200	450	17	20-100	13,5
		100	190	450	18		
		200	180	500	19	20-200	14
		300	170	550	20	20-300	14,5
	S 32550	20	200	450	17	20-200	13,5
		100	190	450	18	20-300	14
		200	180	530	19	20-500	14,5
	S 32750	20	200	470	16	20-100	13
		100	190	-	17		
		200	180	-	19	20-200	13,5

Fonte: Londoño (1997)

Os aços inoxidáveis duplex possuem coeficientes de expansão térmica intermediário, inferior ao dos aços inoxidáveis austeníticos e superior ao dos aços inoxidáveis ferríticos. Esse coeficiente de expansão térmica caracteriza-os como viáveis para aplicações em condições de ciclos térmicos com temperaturas até 300°C. A condutividade térmica dos AID é maior que dos aços inoxidáveis austeníticos e, atrelado a sua menor expansão térmica, qualifica os AID para usos em trocadores de calor. A presença de ferrita proporciona aos AID características magnéticas, possibilitando a utilização de fixadores magnéticos durante o processo de usinagem (Giraldo, 2001).

3.1.4.3 Propriedades Mecânicas

Devido ao equilíbrio entre as fases ferríticas e austeníticas que compõem os aços inoxidáveis duplex e dos elementos de liga presentes na sua composição, estes aços apresentam uma excelente combinação de propriedades, resultado das propriedades individuais de cada fase, mas principalmente da fase ferrítica (Will, 2009).

Quando comparados os aços inoxidáveis ferríticos com os austeníticos, considerando a mesma composição intersticial, geralmente os aços inoxidáveis ferríticos apresentam maiores limites de escoamento quando comparados com os aços da outra classe. Esse limite de escoamento dos aços inoxidáveis ferríticos possui maior dependência da temperatura que os aços austeníticos. Dessarte, a ferrita, mesmo combinada com a austenita, garante aos aços inoxidáveis duplex um aumento do seu limite de escoamento, sobretudo a baixas temperaturas (Pinto, 2009).

A Tabela 2 apresenta algumas propriedades mecânicas dos aços inoxidáveis duplex mais comuns. A seguir no Quadro 2 é apresentado as propriedades mecânicas de alguns aços inoxidáveis duplex em comparação com os austeníticos e os ferríticos.

Tabela 2 - Propriedades mecânicas de alguns AIDs

Designação UNS	Limite de Escoamento (σ_y) [MPa]	Limite de resistência à tração (σ_r) [MPa]	Alongamento (%)	Dureza (HB)
S 31200	450	690	25	280
S 31500	440	630	30	290
S 31803	450	620	25	290
S 32304	400	200	25	290
S 32350	550	760	15	297
S 32750	550	800	15	300
S 32760	550	750	25	300
S 32900	485	620	20	271
S 32950	485	690	20	290

Fonte: ASTM (2011a)

Quadro 2 - Valores típicos das propriedades mecânicas de alguns aços inoxidáveis

Tipo	Designação UNS	Limite de Escoamento (σ_y) [MPa]	Limite de resistência à tração (σ_r) [MPa]	Alongamento (%)	Tenacidade ao impacto ¹ (J)	Resistência à fadiga ²
Austenítico	S 30400	210	515 – 690	45	> 300	120 ± 120
Ferrítico	S 43000	205	450	20	-	-
Duplex	S 32304	400	600 – 820	25	300	245 ± 245
	S 31803	450	680 – 880	25	250	285 ± 285
	S 32750	550	800 - 1000	25	230	300 ± 300

Fonte: Nilsson (1992). 1 – Temperatura ambiente; 2 – tração cíclica

Como exposto nas tabelas e mencionado anteriormente, os aços inoxidáveis duplex possuem limite de escoamento quase que o dobro da dos aços inoxidáveis austeníticos, apresentando ainda tenacidades semelhantes. O alongamento dos AIDs também se mostra superior, de até 25%, quando comparado com o dos aços inoxidáveis ferríticos, 20%. Os limites de resistência à tração dos AIDs também se mostram superiores que a dos aços inoxidáveis ferríticos e austeníticos, o que possibilita a redução na seção resistente de componentes e, portanto, grandes economias de peso.

No entanto, a grande presença de elementos de liga pode provocar a precipitação de fases e consequente fragilização, quando estes aços são submetidos a tratamentos térmicos e termomecânicos com permanência em algumas faixas de temperaturas por tempo inadequado ou velocidades de resfriamento inapropriadas. A depender da temperatura em que ocorre, a fragilização dos AIDs pode ser dividida em: fragilização de baixa temperatura, que ocorre em aplicações na faixa de 300° a 500°C, ocorrendo a fragilização de 475°C; e fragilização de alta temperatura, que ocorre durante tratamentos térmicos ou soldagens, na faixa de 600° a 1000°C provocando a precipitação de diversas fases intermetálicas (Londoño, 1997).

3.2 Precipitação de fases nos aços inoxidáveis duplex

As elevadas temperaturas nas quais os materiais provavelmente serão expostos em algum momento, seja durante os ciclos térmicos de soldagem, ou devido a tratamentos térmicos ou até em razão das suas condições de serviço, podem provocar a precipitação de fases intermetálicas que ocorrem nos contornos de grãos, inclusões, discordâncias e aglomerações de lacunas (Nunes, 2009).

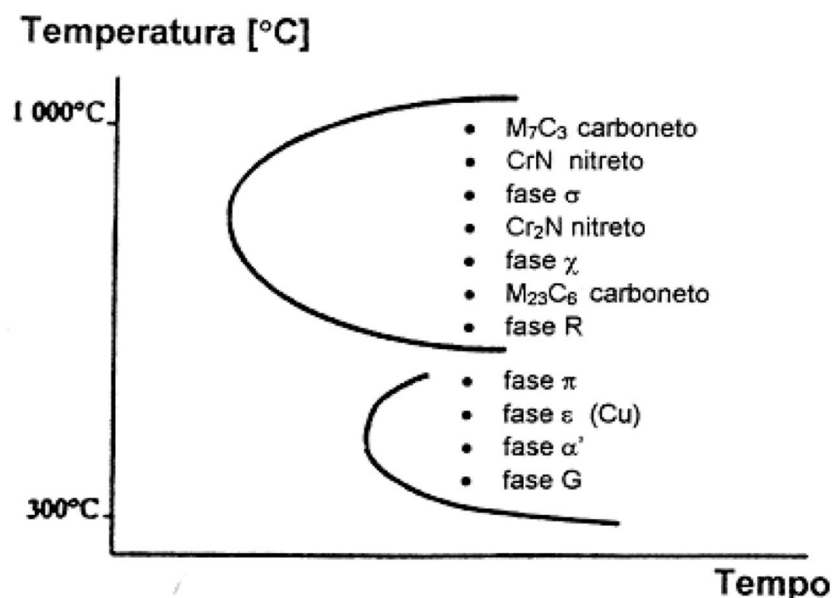
Nos aços inoxidáveis duplex e superduplex, os estudos de precipitação foram baseados em tratamentos isotérmicos, que diferem dos ciclos térmicos de soldagem devido a

estes últimos possuem velocidades de aquecimento e resfriamento que dependem dos parâmetros de soldagem bem como temperaturas críticas e de pico, além de submeterem o material a aquecimentos e resfriamentos subsequentes. Dessa forma, os precipitados oriundos dos ciclos térmicos dos tratamentos isotérmicos acabam sendo maiores, enquanto os precipitados derivados dos ciclos térmicos de soldagem são mais finos e costumam estar mais distribuídos. Para os tratamentos isotérmicos foi constatado que quando os AID e AISD são expostos à temperatura entre 850°C e 900°C, por tempo maior que 100 s, ocorre precipitação suficiente para deteriorar as suas propriedades (Giraldo, 2001).

Na soldagem, no entanto, a precipitação de fases intermetálicas na zona fundida ou no metal base costuma ocorrer em menos tempo quando comparado com os tratamentos isotérmicos. Isso ocorre devido a tensões internas que são formadas no metal durante o processo de soldagem que podem acelerar esse processo de formação de precipitados (Karlsson, 1999).

O Gráfico 2 apresenta o diagrama de uma curva TTT ilustrando, de forma esquemática, as fases secundárias que podem precipitar nos AID e AISD.

Gráfico 2 - Diagrama TTT esquemático de precipitação de segundas fases nos AID



Fonte: Londoño (2001)

3.2.1 Fase sigma

A faixa de temperatura que essa fase precipita irá depender da composição química da liga, mas pode ocorrer entre 600 e 1100°C, possui uma estrutura tetragonal sendo um

composto de ferro, cromo e molibdênio (Giraldo, 2001). Sendo a ferrita termodinamicamente metaestável nessa faixa de temperatura, a precipitação da fase sigma ocorre principalmente pela decomposição da ferrita, onde ocorre, usualmente, uma reação eutetóide que dá origem a fase sigma, com composição semelhante a da ferrita, e a austenita com menores teores de Cr e Mo (Londoño, 1997).

Elementos de liga estabilizadores da ferrita, como Cr e Mo, favorecem e aceleram a precipitação da fase σ . O Ni também aumenta a taxa de precipitação dessa fase que, por ser um elemento austenitizante, reduz a quantidade de ferrita, aumentando a concentração dos elementos que aceleram a precipitação da fase σ (MAEHARA et al., 1983). Outros fatores além da composição química da liga também afetam a cinética da precipitação da fase sigma, como processos de deformação a frio ou a quente, frações volumétricas de austenita e ferrita, a temperatura do tratamento térmico de solubilização além dos tamanhos de grãos onde grãos mais grossos retardam a precipitação dessa fase (Londoño, 1997; Giraldo, 2001).

A reação eutetóide irá determinar a morfologia da fase σ precipitada, onde para temperaturas de transformação mais baixas a morfologia formada é lamelar, devido ao crescimento competitivo. No caso em que as temperaturas de transformação são mais altas a morfologia é não lamelar devido a uma reação eutetóide divorciada (Brandi e Padilha, 1990).

A precipitação da fase sigma provoca o empobrecimento do teor de elementos, como Cr e Mo, que são passivadores na ferrita adjacente, o que acarreta na redução da resistência à corrosão dos AID e, conseqüentemente, redução da resistência à corrosão localizada desses materiais (Brandi e Padilha, 1990).

A precipitação da fase σ também provoca graves prejuízos nas propriedades mecânicas dos AID, como alongamento, limite de escoamento, redução de área e a tenacidade (Folkhard, 1988). A tenacidade é seriamente afetada, onde a precipitação de de 1% da fase sigma provoca redução de até 50% da energia absorvida em um ensaio de impacto Charpy (Norström et al., 1981)

A precipitação dessa fase, durante a soldagem dos AIDe AISD, leva um tempo maior se comparada com a precipitação dos nitretos, por exemplo, por conseqüência, nas regiões de ZF e ZAC onde são utilizadas energias de soldagem mais elevadas a fase sigma pode estar presente devido às menores velocidades de resfriamento nessas condições (Batista, 2012).

3.2.2 Nitretos de Cromo

Os aços inoxidáveis que não são ligados com elementos químicos que possuem elevada capacidade de formação de nitretos, como Ti, Nb e V, possuem o limite de solubilidade do nitrogênio definido pelo equilíbrio entre a matriz e o Cr_2N . Assim, se o teor de nitrogênio no aço ultrapassa esse limite de solubilidade, a liga se torna termodinamicamente instável e propensa à precipitação de nitretos de cromo, quando na faixa de temperatura dos 600 a 1050°C (Simmons, 1996).

A precipitação dos nitretos de cromo ocorre por nucleação e crescimento, seguindo uma curva de cinética em “C”. A nucleação ocorre nas discordâncias, inclusões, nos contornos de grão (α/α) e nas interfaces (α/γ). A cinética de precipitação dos nitretos depende diretamente da temperatura, da composição química e da história térmica da liga (Londoño, 1997).

Nitretos podem precipitar tanto da austenita, quanto da ferrita, nos aços inoxidáveis duplex, precipitam a partir da ferrita bastonetes de Cr_2N ou plaquetas de CrN (Rademakers e Vuik, 2000). A solubilidade do N na ferrita é bem menor quando comparada com a austenita, essa diferença de solubilidade pode provocar uma supersaturação de nitrogênio em microestruturas parcial ou completamente ferríticas, quando estas sofrem um resfriamento rápido, isso resulta em uma competição de precipitação de nitretos de cromo ou de austenita durante esse processo. Se a precipitação de austenita for retardada ou impedida, essa supersaturação de N na ferrita ocorre, e os Cr_2N precipitam, do contrário, se a precipitação de austenita for próxima do valor de equilíbrio, praticamente todo o nitrogênio vai estar dissolvido nela, não havendo, portanto, precipitação dos nitretos de cromo (Lippold e Kotecki, 2005).

Os elementos de liga que aceleram a cinética de precipitação dos nitretos de cromo são o Cr, W e Mo, os dois últimos ainda aumentam o campo de precipitação para temperaturas mais elevadas (Charles, 1991). O Ni e o N são elementos austenitizantes, o que diminui e retarda a precipitação dos nitretos, no entanto o N pode ter um efeito controverso tendo em vista que ele é um elemento constituinte na formação dos nitretos de cromo (Londoño, 1997).

A presença de nitretos de cromo pode provocar o empobrecimento de cromo nas regiões adjacentes, no entanto mesmo que as condições de reaquecimento que ocorrerem na ZAC não dissolverem os nitretos, mas for tal que possibilite uma homogeneização da ferrita ao redor, a resistência a corrosão dos AID não deve ser muito afetada (Nunes, 2009). A presença de Cr_2N na ZAC dos AID não provoca alterações relevantes nas propriedades de tenacidade ou de resistência à corrosão (Nilsson, 1992). A precipitação de pequenas frações de nitretos de

cromo nos aços inoxidáveis duplex proporciona, portanto, menos efeitos deletérios quando comparada com as outras fases intermetálicas, como a fase sigma (Londoño, 1997).

3.2.3 *Austenita secundária (γ_2)*

Quando os AID são submetidos a resfriamentos rápidos, situações que podem ocorrer na ZAC ou ZF, a formação de austenita primária (γ_1) pode ser prejudicada e o balanço de ferrita/austenita pode ser desequilibrado resultando em uma microestrutura com elevados teores de ferrita α . Dessa forma, quando o material nessa condição é reaquecido devido ao processo de soldagem, a microestrutura metaestável tenta restabelecer o equilíbrio, resultando no crescimento da austenita primária (γ_1) e na precipitação da austenita secundária (γ_2) (Ramirez, 2001).

Nas juntas soldadas de aços inoxidáveis duplex podem ser identificados dois tipos de austenita secundária: intergranular e intragranular. A austenita secundária intergranular é formada nas interfaces α/γ na faixa de temperatura de 800 a 900 °C, sendo apenas o crescimento das partículas preexistentes de austenita, porém com uma composição química diferente. A austenita secundária intragranular se forma no interior da ferrita, na faixa de temperatura de 800 a 1000°C, na forma de finas partículas aciculares. A nucleação e crescimento dessa γ_2 acicular intragranular apresenta uma cinética de curva em “C”, indicando que esses processos são controlados por difusão (Nilsson et al., 1995).

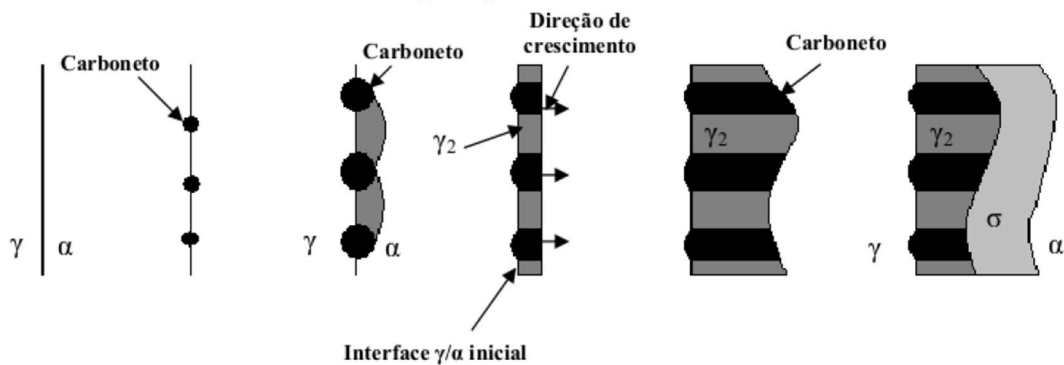
A composição química das ligas de AISD pode influenciar diretamente na precipitação de austenita secundária, foi verificado que as ligas com adição somente de W ou aliada a adição de Cu apresentam maior tendência para a formação de γ_2 . Esse fenômeno pode ser explicado devido ao aumento na energia de ativação para a precipitação desta fase proporcionada pela adição desses elementos de liga, porém estes elementos podem, ainda, influenciar na nucleação da austenita secundária (NILSSON et al., 1996).

Devido aos menores teores de Cr, Mo e N, elementos passivadores, da austenita secundária formada no metal de solda de um AID, comparado com os da austenita primária existente na microestrutura, a precipitação da γ_2 pode provocar uma redução nas propriedades de resistência à corrosão localizada (Londoño, 2001; Nilsson e Wilson, 1993). No entanto a tenacidade do metal de solda dos AID pode ser melhorada com a precipitação da γ_2 , uma vez que a austenita possui excelente tenacidade (LIPPOLD, J. C.; AL-RUMAIH, A. M.,1997).

3.2.4 Precipitação cooperativa de γ_2 e Cr_2N

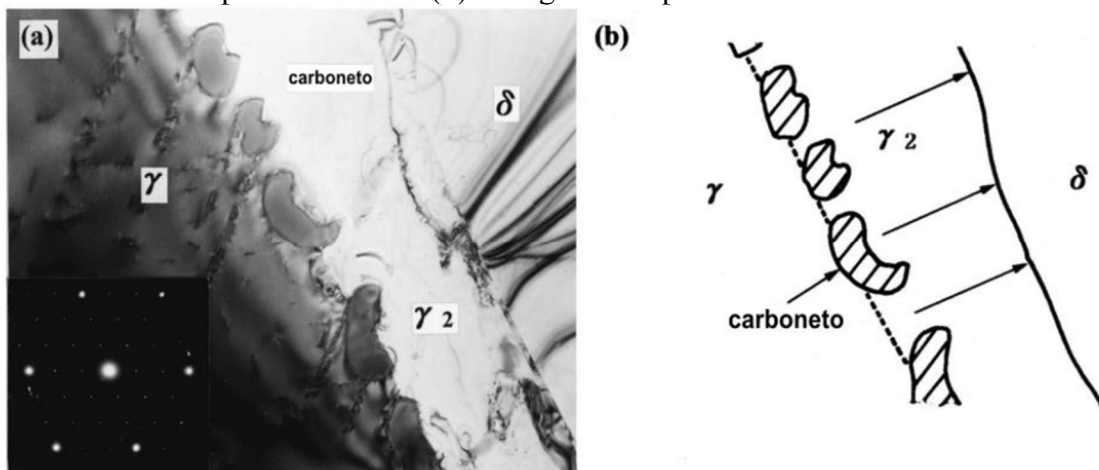
O fenômeno de precipitação cooperativa de austenita secundária (γ_2) e nitretos de cromo em diversas ligas de aço inoxidável duplex e superduplex foi estudado por Ramirez et al. (2001). Na Figura 2 está ilustrado o diagrama esquemático para o modelo proposto do mecanismo de precipitação cooperativa. Segundo este mecanismo, o nitreto de cromo (Cr_2N) é nucleado inicialmente na interface γ/α , ocasionando uma depleção local dos elementos Cr e Mo, ferritizantes. Esta depleção local leva então à nucleação e crescimento de austenita secundária (γ_2) na interface γ/α . Com a evolução do crescimento da fase γ_2 , o Cr_2N é isolado da fase α e dissolvido, resultando, portanto, formação de γ_2 com morfologia intergranular, como mostrada na micrografia da Figura 3 Figura 3.

Figura 2 - Ilustração da precipitação de $M_{23}C_6$ e γ_2 a partir da interface γ/α , seguida de precipitação de σ



Fonte: Pessoa (2015)

Figura 3 - Micrografia eletrônica de transmissão mostrando em (a) carbonetos do tipo $M_{23}C_6$ na forma de “larva” precipitados na interface original γ/α de um AID SAF 2205 envelhecido a $800\text{ }^\circ\text{C}$ por 1 hora e em (b) o diagrama esquemático da microestrutura.

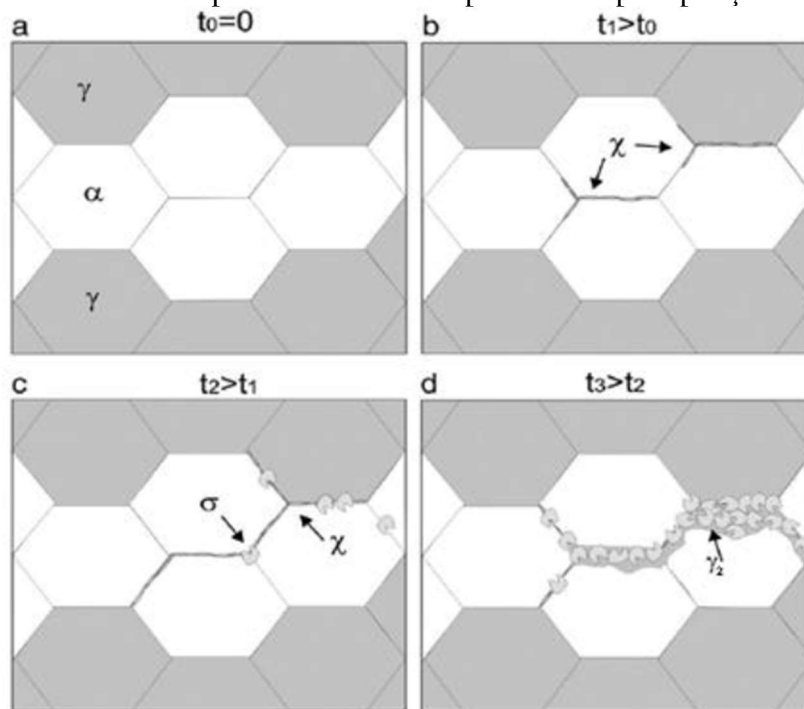


Fonte: Pessoa (2015)

3.2.5 Fase chi (χ)

A faixa de temperaturas para precipitação da fase χ encontra-se entre entre 700°C e 900°C em AID e sua composição depende da presença ou não de W na liga de aço inoxidável, podendo variar entre 20-28% Cr, 3-5% Ni e 9-22% Mo em aços que não possuem W em sua composição, e 4-17% Mo e 3-16% W nos AID que possuem até 4,3% W. Essa fase, considerada frágil, se precipita na interface ferrita/ferrita em quantidades menores que a fase sigma (Escriba et al., 2009). A fase chi (χ) é considerada como metaestável, podendo agir como facilitadora para formação da fase sigma sendo decomposta nesta fase após longos tempos de exposição (Nunes, 2009). A Figura 4 mostra uma representação esquemática da precipitação de fase χ em um aço inoxidável duplex.

Figura 4 - Representação esquemática da precipitação das fases χ e σ em um aço inoxidável duplex conforme o tempo t na faixa de temperatura de precipitação desta fase.



Fonte: Pessoa (2015)

A fase χ é rica em Cr e Mo e, assim como a fase sigma, provoca efeitos deletérios nas propriedades mecânicas e de resistência à corrosão dos AID. No entanto, esses efeitos negativos são difíceis de serem distinguidos e estudados isoladamente devido a coexistência dessa fase com a fase sigma no material (Karlsson L, 1999).

3.2.6 Fase R

Esta fase é rica em molibdênio que se precipita em pequenas quantidades na faixa de temperaturas entre 550 e 650°C, intergranularmente nas interfaces austenita/ferrita e, ocasionalmente, intragranularmente no grão de ferrita. Essa fase antecede a formação da fase sigma, e pode diminuir a tenacidade dos AID. (KARLSSON; RYEN; PAK, S, 1995).

3.2.7 Carbonetos

Os carbonetos de cromo (M_7C_3 e $M_{23}C_6$) precipitam na faixa de temperaturas entre intervalo de temperaturas entre 950°C e 1050°C, cuja precipitação pode ocorrer intergranularmente nas interfaces ferrita/austenita, ferrita/ferrita e austenita/austenita. A formação desses carbonetos também precede a formação de fase sigma (Giraldo, 2001).

A precipitação dos carbonetos promove o empobrecimento de cromo nas regiões adjacentes à sua formação causando efeito nocivo a resistência à corrosão. Fatores como tamanho de grão, composição química e tipo de matriz influenciam diretamente na cinética de precipitação dos carbonetos, é possível ser observado, ainda, a precipitação cooperativa de carbonetos austenita secundária (Ramirez; Lippold; Brandi, 2003).

3.3 Soldagem

O conceito tradicional de soldagem se refere ao processo de união de duas ou mais peças metálicas com o auxílio de uma fonte de calor, podendo ou não estar associada a uma aplicação de pressão (Wainer, Brandi e Mello, 2004). Contudo, no presente, o termo soldagem pode compreender os processos de recuperação e revestimento de partes metálicas mediante a deposição de material sobre uma superfície, além de operações de cortes de peças que utilizam o processo semelhante às operações de soldagem. É válido mencionar também que outros materiais além dos metais podem ser soldados, e que já é possível realizar a solda sem a fusão dos materiais (Marques, Modenesi e Bracarense, 2009).

A seguir serão apresentadas algumas definições de soldagem que podem ser encontradas na literatura (Marques, Modenesi e Bracarense, 2009):

- “Operação que visa obter a união de duas ou mais peças, assegurando, na junta soldada, a continuidade de propriedades físicas, químicas e metalúrgicas.” Nessa

descrição o termo continuidade significa que as propriedades podem variar ao longo da junta, porém sem apresentar mudanças abruptas.

- "Processo de união de materiais usados para obter a coalescência (união) localizada de metais e não-metais, produzida por aquecimento até uma temperatura adequada, com ou sem a utilização de pressão e/ou material de adição." Definição adotada pela Associação Americana de Soldagem (American Welding Society-AWS).
- "Processo de união de materiais baseado no estabelecimento de forças de ligação química de natureza similar às atuantes no interior dos próprios materiais, na região de ligação entre os materiais que estão sendo unidos."

Os processos de soldagem surgiram com o objetivo de solucionar os obstáculos que impedem a união de dois ou mais materiais, que são as rugosidades microscópicas e submicroscópicas presente nas superfícies bem como camadas de gordura, poeira, óxidos etc., que impedem o contato real entre as superfícies impossibilitando a formação das ligações e, portanto, a formação e resistência da junta (Marques, Modenesi e Bracarense, 2009).

Nesse contexto os processos de soldagem se desenvolveram utilizando basicamente dois métodos diferentes para a produção da solda possibilitando a classificação deles em dois grandes grupos (Marques, Modenesi e Bracarense, 2009):

- Processos de soldagem por pressão ou por deformação: tem como fundamento a deformação das superfícies de contato dos materiais que serão unidos, a partir da aplicação de uma pressão entre eles. Pode estar acompanhada do aquecimento dessas superfícies a fim de facilitar a sua deformação.
- Processos de soldagem por fusão: consiste no aquecimento das zonas dos materiais que devem ser unidas até que ocorra a fusão destas, como também do metal de adição quando utilizado. A fusão vai destruir as superfícies de contato e então a solda é formada unindo os materiais quando forem solidificados.

Os processos de soldagem por fusão aplicados na soldagem dos aços inoxidáveis foi onde o foco deste trabalho se concentrou, sendo assim, os principais processos desse grupo serão brevemente apresentados no tópico a seguir.

3.3.1 Processos de soldagem por fusão:

Os principais processos de soldagem por fusão são os processos de soldagem com eletrodo revestido ou SMAW, TIG ou GTAW, MIG/MAG ou GMAW, com arame tubular ou FCAW e processo de soldagem com arco submerso ou SAW. Cada um destes processos serão detalhados a seguir:

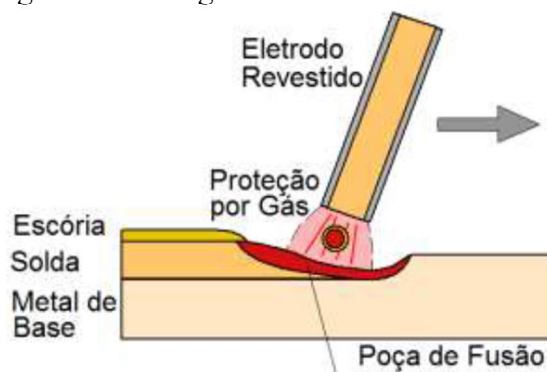
3.3.1.1 Processo de soldagem com eletrodo revestido ou SMAW:

No processo SMAW (Shielded Metal Arc Welding), também conhecido como processo de soldagem com eletrodos revestidos, a união dos metais é produzida através do calor produzido pelo arco elétrico formado entre o eletrodo revestido e a peça. Este processo é o mais utilizado no Brasil devido a ele ser um dos mais baratos e simples apesar da pouca produtividade (Wainer, Brandi, Mello, 2004).

O eletrodo consiste em um arame metálico, alma, coberto por um revestimento de compostos minerais e outros materiais que produz escória e gases que protegem e estabilizam o arco, além de poder possuir elementos que serão acrescentados à solda, influenciando sua composição química e características metalúrgicas (Modenesi, Marques, Santos, 2012).

Esse processo não utiliza fluxo de gases externos, além de permitir a soldagem em áreas de acesso restrito, no entanto exige que seja feita uma limpeza do cordão de solda a cada passe de soldagem para remoção da escória além de possuir baixa produtividade. A Figura 5 ilustra o processo de soldagem por eletrodo revestido (Modenesi, Marques, Santos, 2012).

Figura 5 - Soldagem com eletrodos revestidos

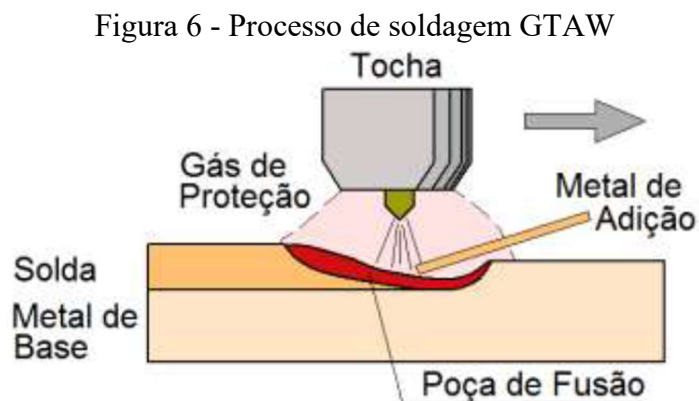


Fonte: Modenesi, Marques, Santos (2012)

3.3.1.2 Processo de soldagem com gás e eletrodo de tungstênio ou GTAW:

O processo GTAW (Gas Tungsten Arc Welding) mais conhecido no Brasil como soldagem TIG (Tungsten Inert Gas) utiliza o arco elétrico como fonte de calor para união dos metais. O arco é mantido entre a peça e o eletrodo não consumível de tungstênio, o que protege o arco e a região de soldagem é um fluxo de gás inerte, geralmente o argônio ou uma mistura de argônio e hélio. A soldagem pode ser realizada utilizando um metal de adição (Modenesi, Marques, Santos, 2012).

Esse processo exige um alto custo com equipamentos e consumíveis, que permite um excelente controle da energia transferida para a peça, devido ao controle independente entre a fonte de calor e alimentação da poça com metal de adição. Esse processo produz soldas com elevadas qualidade e acabamento, exigindo pouca limpeza após a operação, no entanto possui produtividade e rendimento muito baixos, sendo, portanto, normalmente aplicado em circunstâncias onde a qualidade da solda é prioritária em relação ao custo e a produtividade do processo (Marques, Modenesi e Bracarense, 2009) A Figura 6 ilustra o processo de soldagem GTAW.



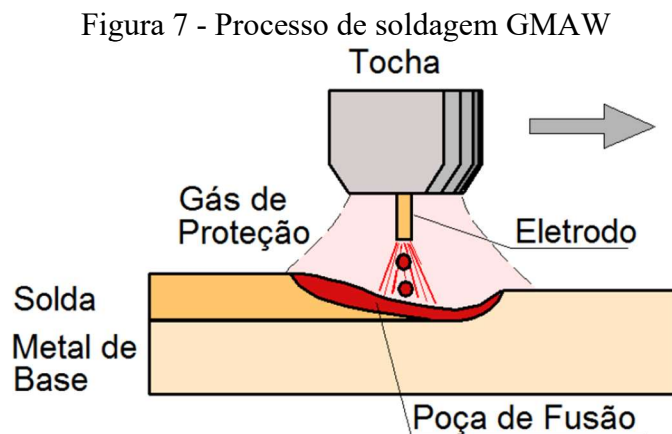
Fonte: Modenesi, Marques, Santos (2012)

As principais aplicações da soldagem GTAW são em ligas especiais e não ferrosas como as ligas de alumínio, de magnésio, e de titânio, além de aços inoxidáveis (Wainer, Brandi, Mello, 2004).

3.3.1.3 Processo de soldagem com gás e eletrodo consumível ou GMAW:

No processo GMAW (Gas Metal Arc Welding) a coalescência dos metais é obtida através do aquecimento das peças metálicas através de um arco elétrico mantido entre um eletrodo consumível nu e a peça a ser soldada. A proteção do arco e da poça de fusão é feita por um fluxo de gás inerte ou uma mistura rica em gases inertes, caracterizando o processo MIG (Metal Inert Gas), ou um fluxo de gás ativo ou uma mistura rica em gases ativos, constituindo o processo conhecido como MAG (Metal Active Gas) (Marques, Modenesi e Bracarense, 2009).

A soldagem através do processo GMAW ocorre geralmente de forma semi-automática, com elevadas taxas de deposição e de penetração garantindo uma elevada produtividade. É um processo que exige menos habilidade do soldador, porém com um ajuste mais difícil e sensível se comparado com o processo SMAW. Os parâmetros de soldagem como o nível de corrente, sua polaridade, diâmetro e composição do eletrodo, composição, do gás de proteção e comprimento do eletrodo, irão definir os mecanismos de transferência de metal, podendo ser aerosol ou spray, globular e curto-circuito (Modenesi, Marques, Santos, 2012) A Figura 7 ilustra o processo de soldagem GMAW.



Fonte: Modenesi, Marques, Santos (2012)

O processo utilizando gás inerte, MIG, é recomendado para soldagem de aços-carbono, aços de baixa, média e alta liga, bem como aços inoxidáveis, ligas de alumínio, magnésio e cobre. Já o processo MAG, com gás ativo, é mais utilizado em aços de baixo carbono e aços de baixa liga (Wainer, Brandi, Mello, 2004).

3.3.1.4 Processo de soldagem com arame tubular ou FCAW:

O processo FCAW (Flux Cored Arc Welding), conhecido no Brasil como soldagem com arame tubular, utiliza o arco elétrico mantido entre o eletrodo tubular contínuo e consumível com a peça de trabalho. O eletrodo tubular possui em seu interior um fluxo de soldagem que tem a função de proteger o arco e o cordão de solda, além de adicionar elementos de liga, refinar o metal de solda, estabilizar o arco entre outras funções semelhantes ao revestimento de eletrodos (Marques, Modenesi e Bracarense, 2009).

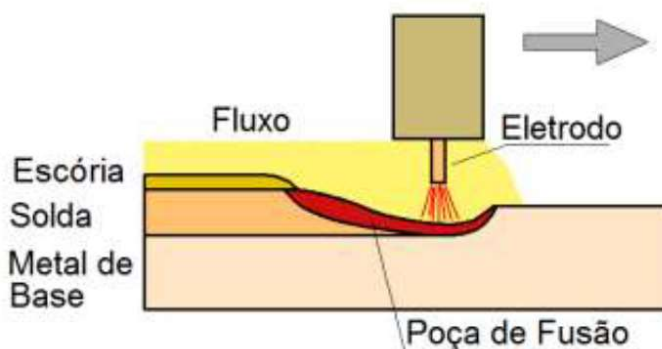
Esse processo é bastante similar ao processo de soldagem GMAW em relação ao equipamento e ao funcionamento, operando geralmente de forma semi-automática. Há duas variações do processo FCAW, uma autoprottegida, em que toda a proteção gerada é fornecida pelo fluxo, e outra onde a proteção é feita com o auxílio de um fluxo de gás fornecido por uma fonte externa (Modenesi, Marques, Santos, 2004) A ilustra o processo de soldagem FCAW.

Assim sendo, o processo de soldagem com arame tubular acumula as vantagens do processo GMAW, como alta produtividade, aliada às vantagens do processo SMAW, como produção de soldas de alta qualidade, versatilidade e simplicidade na operação, sendo bastante aplicada em aços carbono, aços de baixa e alta liga (Modenesi, Marques, Santos, 2012).

3.3.1.5 Processo de soldagem com arco submerso ou SAW:

No processo SAW (Submerged Arc Welding), ou em português Soldagem com Arco Submerso, um arco elétrico estabelecido entre o eletrodo metálico nu e a peça de trabalho provê o calor necessário para a fusão e união dos metais para a formação da solda. O nome do processo se justifica devido à uma camada de fluxo que encobre o arco deixando-o completamente submerso, permitindo que a soldagem ocorra sem respingos, faíscas e luminosidade, a Figura 8 ilustra o processo de soldagem por eletrodo revestido (Wainer, Brandi, Mello, 2004).

Figura 8 - Processo de soldagem SAW



Fonte: Modenesi, Marques, Santos (2012)

Esse processo ocorre geralmente de forma mecanizada ou semimecanizada, onde o eletrodo é consumível e alimentado continuamente por um dispositivo mecânico, essa adição de metal pode ser, ainda, acompanhada por outros eletrodos ou materiais presentes no fluxo de soldagem. O fluxo, assim como o eletrodo, é alimentado continuamente a partir da abertura do arco elétrico que fornece o calor para a fusão do metal e do eletrodo que forma a poça de fusão, como também de parte da camada de fluxo que sobrenada a poça e se solidifica formando a escória (Marques, Modenesi e Bracarense, 2009).

Os fluxos de soldagem são feitos por compostos minerais, podendo ser aglomerados ou fundidos. O fluxo tem a função de proteger a poça de solda da atmosfera, estabilizar o arco elétrico, bem como modificar a composição química do metal de solda e possui ação antioxidante, limpando o metal fundido (Wainer, Brandi, Mello, 2004).

O processo de soldagem SAW produz soldas com bom acabamento superficial e uniformes, com a ausência de fumos e respingos. É um processo com elevada produtividade que possui alta velocidade de soldagem e taxa de deposição, sendo facilmente mecanizado. No entanto, esse processo está limitado às posições plana e filete horizontal, além de exigir a remoção da escória entre cada passe. O processo SAW é aplicável em aços carbono de alta e baixa liga, em ligas de níquel, sendo usado na fabricação de peças pesadas de aço, em soldagem de recobrimento, manutenção e reparo (Modenesi, Marques, Santos, 2012).

3.3.2 *Transferência de calor na soldagem*

Nos processos de soldagem por fusão que utilizam arco elétrico, a energia de soldagem determina a temperatura que o arco elétrico irá atingir e, conseqüentemente, o fluxo

de calor que será transferido para a peça. Dessa forma é possível pressupor o volume da poça de fusão, o seu tempo de solidificação, a velocidade de resfriamento e as temperaturas na junta soldada. Ao mover o arco elétrico ao longo da peça de trabalho, que fornece um elevado e concentrado fluxo de calor em uma região, irá provocar mudanças e gradientes de temperatura que provocam alterações tanto na junta que se funde e se solidifica como nas regiões vizinhas (Nunes, 2009).

Durante a soldagem parte da energia gerada pelo arco elétrico é perdida para o meio circundante na forma de calor por radiação e por convecção, em razão disso foi definido o rendimento térmico do processo de soldagem (η) como a razão entre a energia efetivamente transmitida, energia nominal, para o metal de base (E_n) e a energia gerada pelo arco elétrico (E_t) (KOU, 2003 apud CHAVES, 2013).

A energia de soldagem pode ser definida como a razão entre a potência de soldagem e a velocidade soldagem através da equação 3, onde o U é tensão de soldagem, I é a corrente de soldagem e V_s é a velocidade de soldagem.

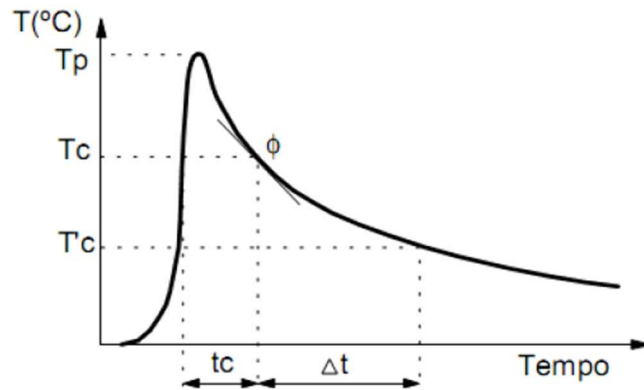
$$E=UI/V_s$$

Equação (3)

A história térmica da junta soldada é formada pela repartição térmica e infinitos ciclos térmicos de soldagem. Os fatores que definem essa história térmica são as propriedades físicas e temperatura inicial do metal de base, a energia de soldagem líquida, a geometria da junta, entre outros fatores. Já os ciclos térmicos são caracterizados pela temperatura de pico, T_p , que é a temperatura máxima atingida no ponto, a temperatura crítica, T_c , e o tempo de permanência acima dessa temperatura, t_c , além da taxa de resfriamento. Já a repartição térmica pode ser definida como a variação da temperatura máxima dos ciclos térmicos em função da distância até o centro do cordão de solda, determinando a extensão da zona afetada pelo calor, ZAC. No

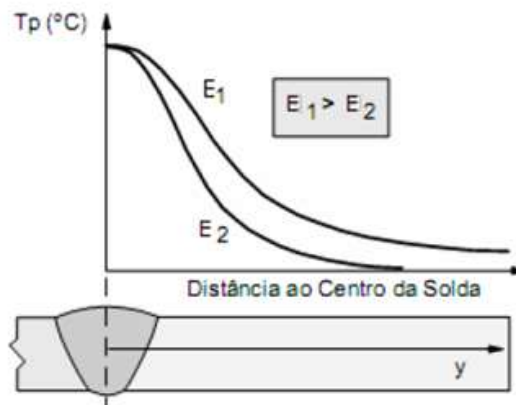
Gráfico 3 está mostrada a representação de um ciclo térmico de soldagem, e no Gráfico 4 está representada a repartição térmica de uma junta soldada para dois níveis de energia diferentes (Nunes, 2009).

Gráfico 3 - Representação esquemática do ciclo térmico em um passe.



Fonte: Nunes (2009)

Gráfico 4 - Representação esquemática de repartição térmica



Fonte: Nunes (2009)

O fluxo de calor derivado do arco elétrico em movimento tem um padrão tridimensional, no entanto pode ser simplificado para um modelo bidimensional em um estado quase estacionário onde a distribuição de temperatura pelo tempo é a mesma em qualquer seção transversal da solda normal à direção de soldagem. Essa condição pode ser utilizada para calcular as temperaturas de soldagem através de modelos analíticos, quando considerada as seguintes condições de contorno (Welding Handbook):

- A energia de soldagem é aplicada à uma taxa uniforme;
- A fonte de calor se move com velocidade constante em uma trajetória retilínea em relação à peça;
- A seção transversal da junta é constante;
- Os efeitos transientes resultantes do início e término da soldagem são desprezados.

O fluxo de calor e a variação de temperatura oriundos do processo de soldagem podem ser modelados a partir de soluções desenvolvidas para a equação do balanço de energia que está descrita na equação 4 (Nunes, 2009):

$$\rho \frac{\partial}{\partial t}(cT) + \rho \vec{v} \cdot \nabla(cT) = \nabla \cdot (k\nabla T) + s \quad \text{Equação (4)}$$

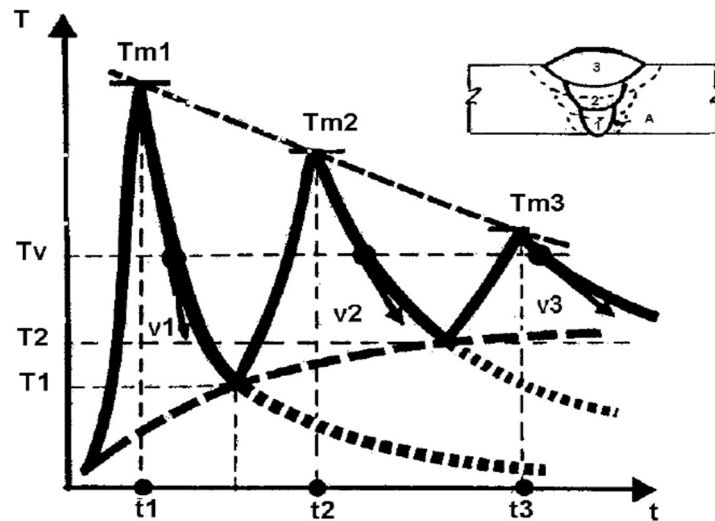
Vários pesquisadores desenvolveram soluções analíticas para o fluxo de calor a partir de fontes móveis, o primeiro deles foi Rosenthal que desenvolveu os modelos para chapas com espessuras finas, grossas considerando espessura infinita e intermediárias, além de modelos com fluxos de calor tridimensional considerando uma fonte de calor pontual, bidimensional admitindo que a fonte é linear e intermediária, onde as perdas de calor por convecção e radiação são desprezadas (Nunes, 2009).

3.3.3 Soldagem multipasse

Na soldagem multipasse, vários pontos da junta são submetidos múltiplos ciclos térmicos e conseqüentemente as regiões de ZF e ZAC são reaquecidas devido aos múltiplos passes. Essa ocorrência pode provocar transformações microestruturais nessas duas regiões que dependerão imediatamente da microestrutura formada pelos ciclos térmicos anteriores (Londoño, 1997). Os ciclos térmicos que um ponto estará submetido irão depender da temperatura inicial, do número de passes aplicados, da temperatura entre passes e da distância desse ponto em relação ao centro do cordão de solda (Giraldo, 2001).

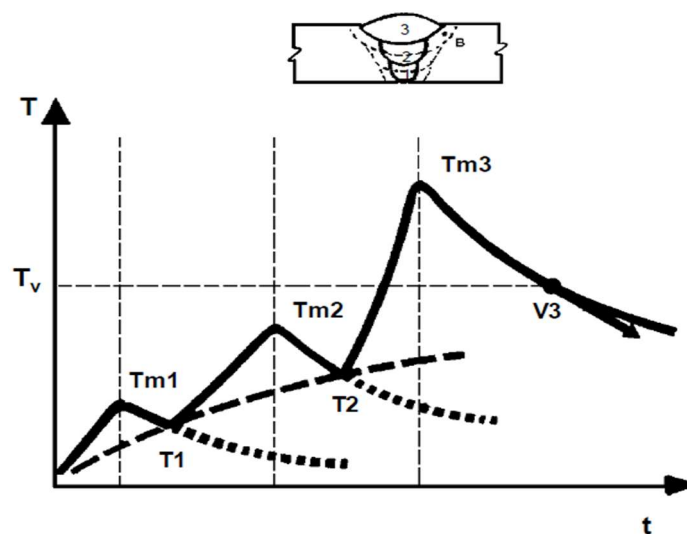
No caso de um ponto situado próximo ao passe de raiz, primeiro passe, a temperatura máxima atingida e a velocidade de resfriamento são maiores que a dos passes seguintes, devido ao distanciamento do ponto ao centro do cordão de solda ao longo dos passes, além dos passes anteriores provocarem o efeito da temperatura de pré-aquecimento da chapa. Na figura N2 está representado os ciclos térmicos em uma soldagem multipasse para um ponto próximo ao passe de raiz. Já no caso de um ponto situado próximo ao último passe, a temperatura máxima no primeiro passe é baixa e vai aumentando atingindo seu valor máximo durante o último passe. A velocidade de resfriamento, no entanto, é menor devido ao efeito de pré-aquecimento dos passes anteriores (Giraldo, 2001). No Gráfico 5 está representado os ciclos térmicos em uma soldagem multipasse para um ponto próximo ao passe de raiz, enquanto no Gráfico 6 é possível visualizar os ciclos térmicos experimentados por um ponto próximo ao último passe em uma soldagem multipasse.

Gráfico 5 - Ciclos térmicos em uma soldagem multipasse para um ponto próximo ao passe de raiz.



Fonte: Giraldo (2001)

Gráfico 6 - Ciclos térmicos em uma soldagem multipasse para um ponto próximo ao passe de raiz.



Fonte: Giraldo (2001)

A soldagem multipasse dos aços inoxidáveis duplex e super duplex se torna crítica devido aos repetidos ciclos térmicos que ocorrem sucessivamente aumentando assim as chances de precipitarem fases intermetálicas, como a fase sigma e fase R, além de nitretos que prejudicam as propriedades do material na ZAC. Na ZF o problema maior está na precipitação de austenita secundária, que possui menores teores de elementos de liga que promovem a resistência à corrosão, podendo prejudicar essa propriedade na região além de causar o desbalanceamento do equilíbrio ferrita/austenita da junta (Batista, 2012).

3.4 Soldagem dos aços inoxidáveis duplex

As largas aplicações dos AID, no tempo presente, envolvem, em sua maioria, a utilização do processo de soldagem em algum momento da sua fabricação, e por isso eles têm sido cada vez mais desenvolvidos para apresentarem uma excelente soldabilidade. Entretanto, se a soldagem destes materiais for realizada sem tomar os devidos cuidados, os processos termomecânicos oriundos da soldagem podem provocar transformações na microestrutura que comprometam as excelentes propriedades mecânicas e de resistência à corrosão que os AIDs possuem (Batista, 2012).

Os AID podem ser soldados utilizando praticamente todos os processos de soldagem a arco elétrico convencionais. No entanto, os processos com uma fonte de energia de alta densidade que proporcionam elevadas velocidades de resfriamento da junta, impedindo assim a precipitação da austenita, tem a sua aplicação limitada, como o feixe de elétrons ou o laser (LONDOÑO, 2001; MUTHUPANDI et al., 2003).

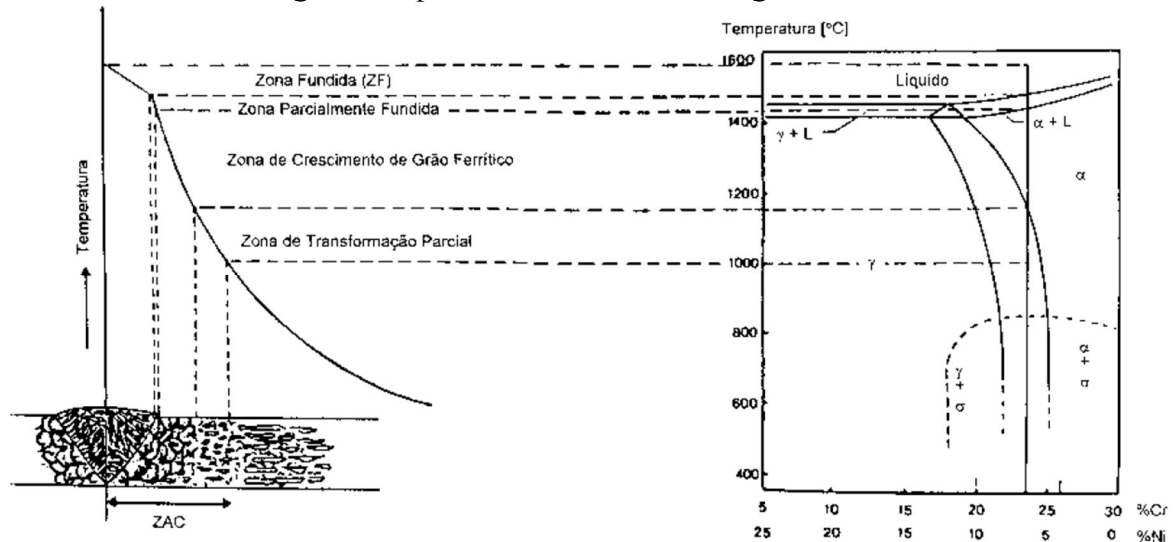
Devido à presença de duas fases nos aços inoxidáveis duplex, os processos de soldagem desses aços podem ser mais complexos. A microestrutura das regiões varia desde a zona de fusão (ZF), caracterizada pelos fenômenos de solidificação, até a zona afetada pelo calor (ZAC), onde ocorrem transformações no estado sólido (Giraldo, 2001).

3.4.1 *Microestrutura da soldagem*

O controle adequado tanto dos ciclos térmicos e repartição térmica, como da composição química da ZF, através da escolha adequada do consumível e/ou do gás de proteção, deve ser feito durante todo o processo de soldagem, pois as mudanças microestruturais que irão ocorrer nas ZF e ZAC dependem diretamente desses fatores e, conseqüentemente, as propriedades mecânicas e de resistência à corrosão da junta (Londoño, 2001).

O Gráfico 7 apresenta esquematicamente algumas das modificações microestruturais ocorridas na junta soldada de um AID relacionando a repartição térmica com o diagrama de fase pseudobinário Fe-Cr-Ni.

Gráfico 7 - Diagrama esquemático mostrando as regiões de um AID soldado



Fonte: Londoño (2001)

Os AID e AISD se solidificam como ferrita, durante o resfriamento, e a microestrutura permanece ferrítica até a completa solidificação. A nucleação e crescimento da austenita inicia somente abaixo da linha solvus da ferrita (Pinto, 2009).

3.4.2 Zona Fundida

A ZF é uma região que está submetida a elevadas velocidades de resfriamento, dessa forma, o equilíbrio no balanço microestrutural ferrita/austenita se torna a maior preocupação dessa região. Os principais fatores que influenciam no balanço microestrutural da ZF, e que demandam atenção são: a composição química do metal de adição, os gases de proteção, e a energia de soldagem (Lippold e Kotecki, 2005; Muthupandi et al., 2003).

A solidificação da poça de fusão ocorre de forma epitaxial com início dos grãos de ferrita da zona parcialmente fundida e progride para uma estrutura colunar grosseira de grãos de ferrita na zona fundida, cuja microestrutura é controlada por difusão (Pinto, 2009). A microestrutura final da ZF é formada por uma matriz ferrítica com grãos de austenita precipitados em diferentes morfologias: alotriomórfica de contorno de grão, placas laterais de Widmanstätten e austenita intragranular. A formação dessas morfologias é efeito das altas taxas de resfriamento (Muthupandi et al., 2003).

A microestrutura dos AID quando estes são solidificados durante o seu resfriamento, em temperaturas abaixo de aproximadamente 1450°C, é composta totalmente por ferrita e se mantém assim até as temperaturas reduzirem para valores abaixo da linha solvus

(Giraldo, 2001). Quando abaixo dessa linha, a precipitação de austenita se inicia e progride com o resfriamento no estado sólido. Essa temperatura de início de precipitação depende imediatamente dos elementos ferritizantes e austenitizantes e da relação entre eles. Se a relação é baixa, a precipitação de austenita começa em temperaturas logo abaixo do intervalo de solidificação, onde a difusão ocorre rapidamente e permite a formação de uma elevada fração de austenita. No caso contrário, em que a relação entre os elementos estabilizadores da ferrita e da austenita é alta, a transformação só se inicia em temperaturas baixas onde é fortemente influenciada pela velocidade de resfriamento (Baeslack; Lippold, 1988 apud Nunes, 2009).

3.4.3 Zona Afetada pelo Calor

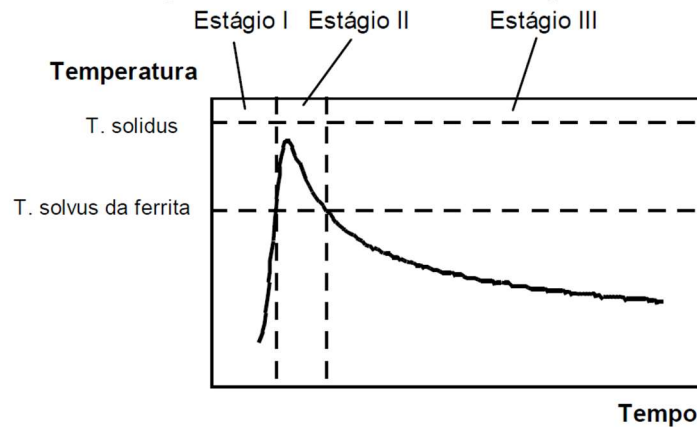
A ZAC de uma junta soldada é a região vizinha à zona fundida que a separa do metal de base. Nesta região as transformações ocorrem todas no estado sólido e consistem normalmente no crescimento de grão ferrítico e na precipitação de fases secundárias (Chaves, 2013). Essas transformações microestruturais são controladas pela repartição térmica e pelos ciclos térmicos que determinam também a extensão da ZAC e as temperaturas máximas que cada ponto pode atingir (Londoño, 1997).

A ZAC dos AID pode ser dividida em duas sub-regiões de acordo com a faixa de temperaturas a quais foram submetidas em: a região submetida a temperaturas elevadas (ZACTE) e a região submetida a temperaturas baixas (ZACTB). A ZACTE é limitada superiormente pela temperatura solidus da liga, e inferiormente pelas temperaturas solvus da ferrita, nessa região a microestrutura do aço é completamente ferritizada. A ZACTB é possui como limite superior a temperatura solvus da ferrita até a temperatura ambiente, nessa região a microestrutura do AID é bifásica, porém pode apresentar uma fração volumétrica final de austenita diferente comparada com a do metal de base original (Atamert; King, 1992).

3.4.4 ZACTE

A delimitação da extensão da ZACTE é feita segundo os seguintes parâmetros de soldagem: geometria da junta e composição química do aço inoxidável duplex ou superduplex. O Gráfico 8 ilustra um ciclo térmico genérico que ocorre nessa região, onde podem ser identificados três estágios distintos (Londoño, 2001).

Gráfico 8 - Estágios do ciclo térmico de soldagem da ZACTE



Fonte: Londoño (2001)

No Estágio I ocorre o aquecimento da região até a temperatura solvus da ferrita. Nesse estágio verifica-se a dissolução de austenita em ferrita, cuja cinética de transformação depende da taxa de aquecimento. Velocidades de aquecimento muito altas prejudicam e podem impedir a dissolução da austenita, mesmo em temperaturas acima da temperatura solvus da ferrita. Esse aquecimento também pode dissolver precipitados que possam estar presentes na microestrutura como nitretos, carbonetos ou intermetálicos (Atamert; King, 1992).

O estágio II é caracterizado pelas temperaturas superiores a linha solvus da ferrita, onde a dissolução da austenita e dos precipitados continua com a cinética acelerada devido às temperaturas mais elevadas. Nesse estágio, os grãos de ferrita começam a crescer e coalescer, dependendo da temperatura e do tempo de permanência do material acima da temperatura solvus da ferrita, o que pode provocar uma séria redução da tenacidade do material (Londoño, 1997).

Durante o estágio III, definido pelo resfriamento a partir da temperatura solvus da ferrita, há a nucleação e crescimento da austenita e a precipitação de fases intermetálicas. Essas transformações microestruturais dependem da velocidade de resfriamento, em que altas velocidades de resfriamento retardam essas transformações resultando elevados teores de ferrita e austenita descontínua precipitada nos contornos de grão da ferrita. Com a redução dessa velocidade de resfriamento, a austenita precipitada se torna cada vez mais contínua. Com a saturação dos sítios para nucleação de austenita nos contornos de grão, esta cresce em direção ao centro do grão de ferrita, caracterizando a austenita de Widmanstätten. Em velocidades de resfriamento ainda mais baixas é possível verificar a precipitação de austenita intragranular com morfologia de placas (Londoño, 1997).

3.4.5 ZACTB

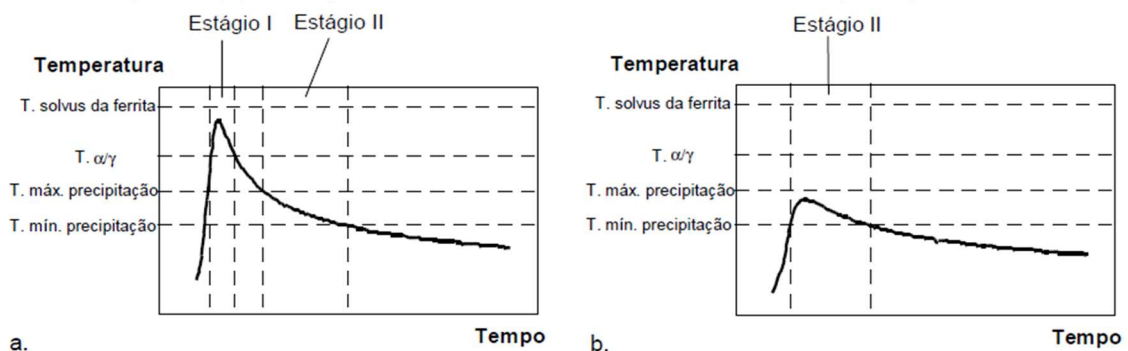
Como apresentado, a ZACTB é delimitada pela temperatura solvus da ferrita até a temperatura ambiente, nessa faixa estão as temperaturas onde as frações volumétricas de ferrita e austenita são as frações de equilíbrio ($T_{\alpha/\gamma}$), além de faixas de temperaturas onde ocorrem a precipitação de algumas fases de interesse. De forma análoga ao estudo da ZACTE, é possível distinguir até dois estágios principais no ciclo térmico (Londoño, 1997).

No estágio I ocorre a dissolução parcial da austenita e, durante o resfriamento, a sua precipitação, que depende da velocidade desse fenômeno. Os grãos austeníticos que não forem dissolvidos irão formar ilhas intergranulares de austenita que impedem o crescimento de grão da ferrita, além de formar originar o crescimento de austenita durante o resfriamento posterior (Varol; Lippold; Baeslack, 1992; Atamert; King, 1992). Em comparação com a ZACTE, a fração de austenita final no material é maior na ZACTB, acarretando na significativa redução na precipitação intragranular de nitretos (Londoño, 2001).

O estágio II está contido na faixa de temperatura que se estende da temperatura máxima de precipitação até a temperatura mínima de precipitação das fases de interesse. Os fatores que determinarão a precipitação destas fases são a cinética da transformação e o tempo de permanência nesta faixa de temperatura, a qual a fração volumétrica de austenita e ferrita permanecem praticamente inalterados (Nunes, 2009).

O Gráfico 9, ilustra o exemplo de dois ciclos térmicos em duas zonas da ZACTB. A figura N.a primeira a temperatura máxima supera a temperatura de equilíbrio das frações de ferrita e austenita ($T_{\alpha/\gamma}$), apresentando os dois estágios do ciclo térmico. Já a Figura N.b apresenta o ciclo onde a temperatura máxima fica entre o intervalo de precipitação das fases de interesse, apresentando apenas o estágio II do ciclo térmico.

Gráfico 9 - Estágios do ciclo térmico de soldagem da ZACTB. Em (a) a temperatura máxima acima de $T_{\alpha/\gamma}$. Em (b) a temperatura máxima dentro do intervalo de precipitação de uma fase.



Fonte: Londoño (2001)

4 CARACTERIZAÇÃO E PROPRIEDADES DOS AID E AISD SOLDADOS

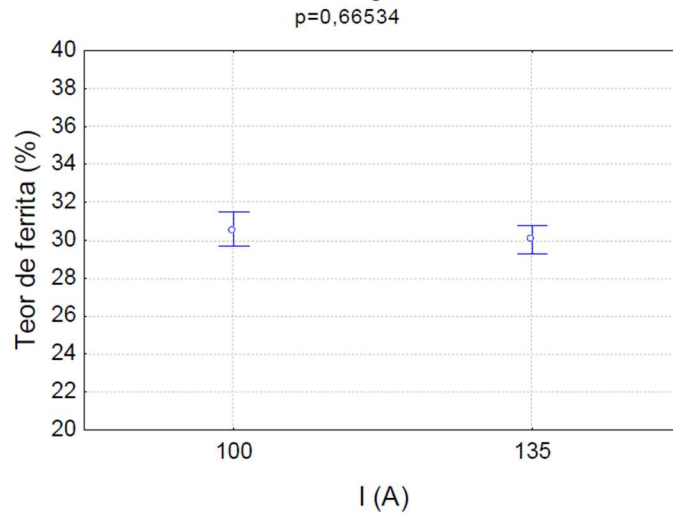
Neste capítulo pretende-se apresentar as análises e resultados de trabalhos da literatura que realizaram a soldagem dos aços inoxidáveis duplex e superduplex, com foco na caracterização, propriedades mecânicas e propriedades de resistência à corrosão das juntas de AID e AISD após o processo de soldagem. Serão destacados também os parâmetros de soldagem à arco elétrico que foram controlados durante os processos e sua influência nas propriedades mecânicas e de resistência à corrosão das juntas soldadas. Este capítulo será dividido em tópicos de acordo com os principais processos de soldagem a arco elétrico apresentados anteriormente na seção 3.3.1.

4.1 Eletrodo revestido – SMAW

A soldagem por eletrodo revestido é um processo que utiliza um equipamento simples e barato além de possuir larga soldabilidade para diversos materiais, porém que exige elevada habilidade do soldador e possui baixa produtividade, diante disso verificou-se uma certa dificuldade em encontrar materiais que se encaixassem nos critérios exigidos. A seguir serão apresentadas três obras que avaliaram a soldagem dos AIDs pelo processo SMAW.

No estudo de Nunes (2009) foi realizada inicialmente a soldagem de revestimento em duas camadas no AID UNS S31803, e posteriormente a soldagem multipasse nesse material. Na soldagem de revestimento os resultados obtidos mostraram que a variação da energia de soldagem através da variação da corrente de soldagem não implicou em diferenças significativas no teor de ferrita, ainda que evidencie uma tendência da redução do teor de ferrita com o aumento da corrente de soldagem, como mostrado no Gráfico 10.

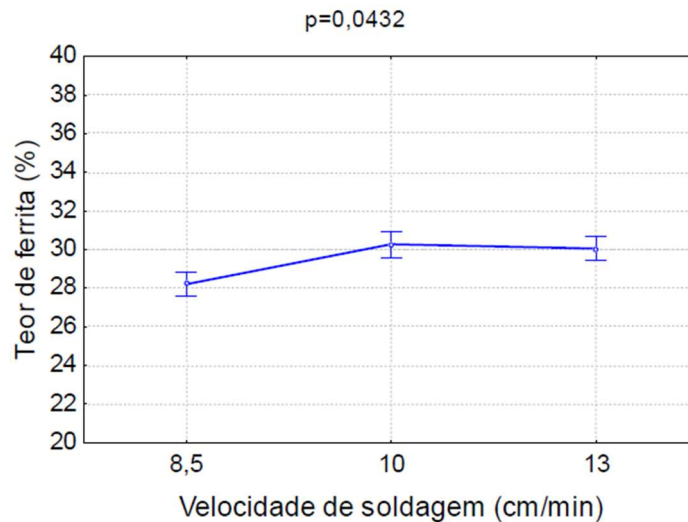
Gráfico 10 - Efeito da corrente de soldagem no teor de ferrita no metal de solda para velocidade de soldagem de 10 cm/min.



Fonte: Nunes (2009)

Quanto à variação da velocidade de soldagem, foi constatado que o aumento da velocidade de soldagem, e conseqüente diminuição da energia de soldagem, promove um aumento do teor de ferrita, porém sem impacto relevante, conforme o Gráfico 11 (Nunes, 2009).

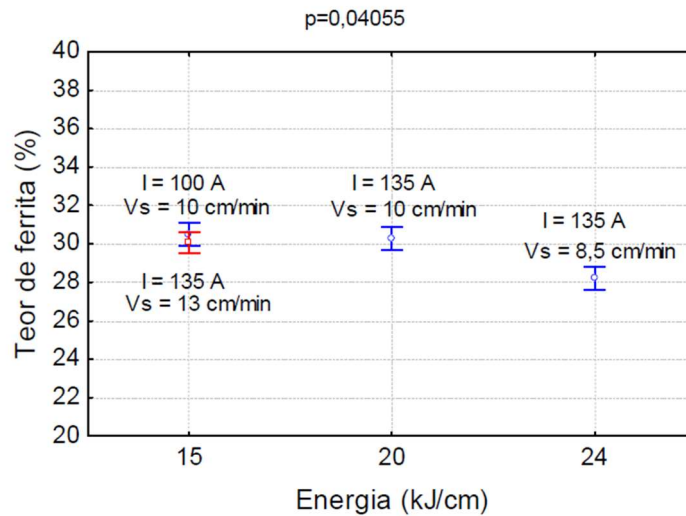
Gráfico 11 - Efeito da velocidade de soldagem no teor de ferrita no metal de solda para corrente de 135A.



Fonte: Nunes (2009)

Nunes (2009) observou ainda que, nessa etapa de soldagem de revestimento, os resultados obtidos mostraram que a variação na energia de soldagem entre 15, 20 e 24 kJ/cm, não apresentou influência relevante no percentual de ferrita do material, apesar da condição soldada com 24 kJ/cm evidenciar os menores teores de ferrita, conforme o Gráfico 12.

Gráfico 12 - Influência da energia de soldagem no teor de ferrita no metal de solda.



Fonte: Nunes (2009)

Conforme a Tabela 3, Nunes (2009) observou que todas as condições soldadas apresentaram microdureza abaixo de 310 HV, as amostras soldadas com energia de 15 kJ/cm, condições C1 e C4, com variação da corrente ou da velocidade de soldagem não apresentaram, entre si, variação significativa de microdureza. A condição soldada com 20 kJ/cm, condição C2, teve microdureza menor que as condições soldadas com 15 kJ/cm, e o corpo de prova soldado com 24 kJ/cm, condição C5, possuiu os maiores níveis de microdureza. O autor associou esse fato a possível presença de fases intermetálicas que podem ter precipitado devido ao elevado aquecimento e baixas taxas de resfriamento devido ao aumento da energia de soldagem e aos reaquecimentos devido aos demais passes.

Tabela 3 - Valores microdureza para cada condição soldada.

Amostra	E (kJ/cm)	I (A)	Vs (cm/min)	Microdureza (HV)
C1	15	100	10	263
C2	20	135	10	247
C4	15	135	13	261
C5	24	135	8,5	264

Fonte: Autor (2023)

No mais, foi observado ainda que energias de soldagem mais elevadas, devido tanto à elevação da corrente ou redução da velocidade de soldagem, resultaram em ZAC's mais extensas e microestruturas mais grosseiras.

A última etapa do estudo de Nunes (2009), onde foram realizadas soldagens multipasse em juntas com raiz, preenchimento e acabamento, mostrou que, em todas as amostras estudadas em que foi utilizado o sistema de restrição, o teor de ferrita aumenta significativamente devido aos múltiplos passes. O reaquecimento dos primeiros cordões promoveu o aumento do teor de ferrita à medida que os próximos cordões eram depositados, sendo assim o passe de acabamento possui os maiores níveis de ferrita enquanto o passe de raiz possui os menores níveis, como pode ser observado no Quadro 3.

Quadro 3 - Teor de ferrita nos passes de raiz e acabamento para as condições soldadas.

Amostra	E (kJ/cm)	I (A)	Vs (cm/min)	Teor de ferrita	
				Raiz	Acabamento
C1R	15	100	10	31%	51,1%
C2R	20	135	10	22,85%	50,65%
C4R	15	135	13	25,7%	45,45%

Fonte: Autor (2023)

A variação na corrente de soldagem entre 100 A e 135 A, e na velocidade de soldagem entre 10 cm/min e 13cm/min não provocou alterações relevantes nas frações médias de ferrita do metal de solda, apesar de perceber uma redução do teor de ferrita com o aumento da corrente e da energia, e uma redução do teor de ferrita com o aumento da velocidade de soldagem e redução da energia de soldagem conforme o Quadro 4 (Nunes, 2009).

Quadro 4 - Teor médio de ferrita para as condições soldadas

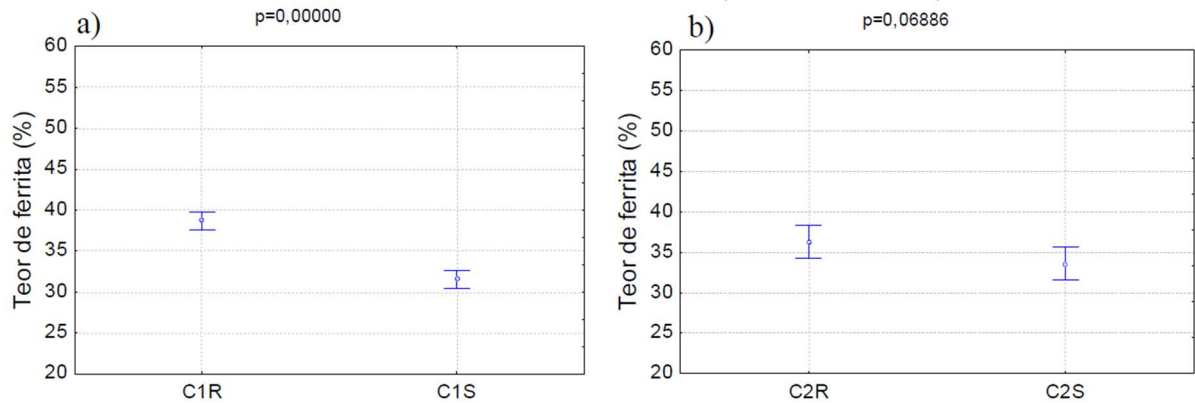
Amostra	E (kJ/cm)	I (A)	Vs (cm/min)	Teor médio de ferrita
C1R	15	100	10	38,65%
C2R	20	135	10	36,3%
C4R	15	135	13	33,85%

Fonte: Autor (2023)

O autor verificou ainda a influência da utilização ou não de um sistema de restrição da chapa para evitar a deformação do corpo de prova devido aos ciclos térmicos e foi observado que as condições soldadas sem restrição, para uma mesma energia de soldagem, apresentaram maior precipitação de austenita na ZF mostrado no Gráfico 13, isso se deve às maiores áreas

que o sistema de restrição proporciona, que podem acelerar a velocidade resfriamento e promover maiores teores de ferrita no metal de solda.

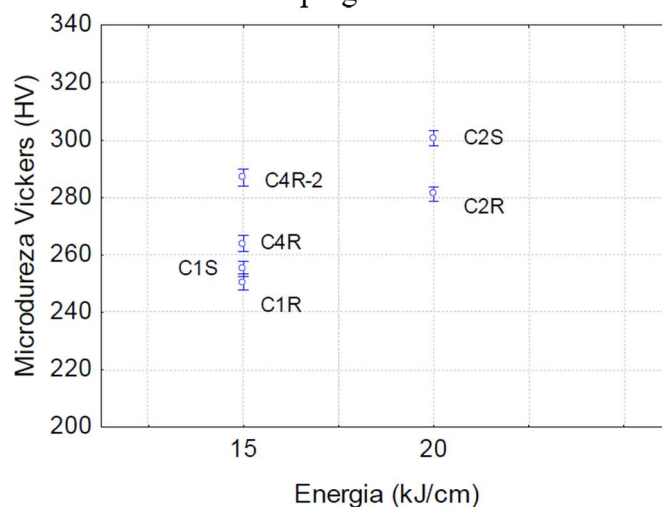
Gráfico 13 - Efeito da restrição no teor de ferrita: a) condição C1; b) condição C2.



Fonte: Nunes (2009)

De acordo com Nunes (2009) os maiores teores de ferrita proporcionaram um aumento da microdureza do metal de solda, visto que as condições soldadas sem restrição apresentaram maiores níveis de microdureza, além disso os maiores níveis de energia de soldagem podem ter provocado a precipitação de fase mais duras contribuindo para o aumento da microdureza média da amostra C2R quando comparada com a amostra C1R, como mostrado no Gráfico 14.

Gráfico 14 - Comparação dos valores de microdureza para as energias de soldagem empregadas.



Fonte: Nunes (2009)

Quanto à energia absorvida das condições soldadas foi observado que em todas as amostras a energia absorvida na ZF e ZAC foram inferiores à energia do absorvida do metal base. Para as condições restringidas, o corpo de prova soldado menor energia de soldagem obteve maior energia absorvida se comparado com o corpo de prova soldado com maior energia, já para as condições soldadas com mesma energia de soldagem, a ZAC do corpo de prova sem restrição obteve maior energia absorvida em relação ao corpo de prova soldado com a utilização de um sistema de restrição, conforme o Quadro 5 (Nunes, 2009).

Quadro 5 - Energias absorvidas no ensaio de Impacto Charpy a -40°C com corpo de prova reduzido.

Condição	ZF (J)	Rompimento	ZAC (J)	Rompimento
C1R	5,4	Sim	14,7	Não
	4,4	Sim	10,38	Não
	6,4	Sim	8,8	Sim
	2	Sim	4,9	Sim
C2R	3,5	Sim	5,4	Não
	5,4	Sim	8,3	Não
	5,4	Sim	5,4	Sim
	3	Sim	3	Sim
C2S	3,9	Sim	5,9	Sim
	4,9	Sim	23,5	Não
	3	Sim	5,9	Sim
	3	Sim	13,2	Não

Fonte: Nunes (2009)

Fedele, Brandi e Lebrão (1999) estudaram o efeito da energia de soldagem na microestrutura, propriedades mecânicas e de resistência à corrosão, variando a energia de soldagem em dois passes entre 0,6 kJ/mm e 1 kJ/mm no AID UNS S31803. Quanto ao balanceamento da microestrutura foi verificado que em ambas as amostras o percentual de austenita aumentou na ZF e reduziu na ZAC relação ao metal base. A amostra soldada com energia de 1 kJ/mm apresentou quantidade de austenita na ZAC superior à da ZAC da amostra soldada com 0,6 kJ/mm, de acordo com os dados do Quadro 6.

Quadro 6 - Percentual de ferrita das juntas soldadas.

Energia de soldagem (kJ/mm)		% Ferrita		% Austenita	
		ZF	ZAC*	ZF*	ZAC
0,6	1º passe	39,2 ± 1,2	62,7	60,8	37,2 ± 2,4
	2º passe	33,8 ± 0,6	53,3	66,2	46,7 ± 3,6
1,0	1º passe	41,5 ± 1,5	53,3	58,5	46,7 ± 3,8
	2º passe	37,2 ± 1,0	46,9	62,8	53,1 ± 0,9
Metal base		46,2 ± 0,23		53,8 ± 0,23	
Metal de adição		29,5 ± 0,66		70,5 ± 0,66	

* Valores obtidos através da diferença em relação à 100%

Fonte: Fedele, Brandi e Lebrão (1999)

Os ensaios de Charpy mostraram que não houve diferença significativa nos valores de energia absorvida na ZF e ZAC das condições soldadas em ambas as energias de soldagem, apesar dos valores de tenacidade da ZAC das amostras reduzirem cerca de 55% em relação aos valores do metal de base, como pode ser visto no Quadro 7. Durante os ensaios de tração, nenhum corpo de prova rompeu em regiões próximas à solda, implicando que as ZAC e ZF não podem ser consideradas as regiões menos resistentes da junta, os resultados do ensaio podem ser vistos na Tabela 4 (Fedele, Brandi e Lebrão, 1999).

Quadro 7 - Resultados do ensaio de impacto Charpy V a -40°C.

Energia de soldagem (kJ/mm)	Número de passes	Região da solda	Energia absorvida (J)	Expansão lateral (mm)
0,6	1	ZF	11,67 ± 0,62	0,40 ± 0,14
		ZAC	14,16 ± 2,05	0,56 ± 0,14
	2	ZF	12,50 ± 0,50	0,33 ± 0,06
		ZAC	13,08 ± 0,51	0,36 ± 0,05
1,0	1	ZF	12,75 ± 0,93	0,43 ± 0,03
		ZAC	14,83 ± 0,23	0,63 ± 0,05
	2	ZF	12,50 ± 0,71	0,40 ± 0,06
		ZAC	18,62 ± 3,93	0,70 ± 0,19
Metal base			45,0 ± 0,99	1,41 ± 0,02

Fonte: Fedele, Brandi e Lebrão (1999)

Tabela 4 - Resultados do ensaio de tração.

Condição de soldagem	Limite de escoamento (N/mm²)	Limite de resistência (N/mm²)	Alongamento (%)
0,6 kJ/mm - 1º passe	615	790	29
0,6 kJ/mm - 2º passe	620	785	27
1,0 kJ/mm - 1º passe	630	785	33
1,0 kJ/mm - 2º passe	605	770	31
Metal base	640	750	42
Metal de adição	750	870	30

Fonte: Fedele, Brandi e Lebrão (1999)

Dos resultados dos ensaios de susceptibilidade à corrosão por pites foi demonstrado que a taxa de corrosão da ZAC do passe de raiz da junta soldada com 1 kJ/mm era maior que a da junta soldada com 0,6 kJ/mm, além disso, com a deposição do segundo passe essa taxa de corrosão da ZAC da junta soldada com maior energia de soldagem aumenta significativamente, enquanto a taxa de corrosão da ZAC da junta soldada com menor energia de soldagem é reduzida. Os autores atrelaram esse comportamento aos ciclos térmicos, em que no segundo passe os precipitados oriundos do primeiro passe se dissolvem devido às altas temperaturas, porém com a soldagem com maior energia o tempo de resfriamento é inferior comparada com a de 0,6 kJ/mm, aumentando a probabilidade de precipitação de maiores quantidades de fases intermetálicas.

No estudo de Nunes et al. (2011) foram soldados três corpos de prova do AID UNS S31803 buscando avaliar a influência da variação da energia de soldagem, entre 15 e 20 kJ/cm, pela variação da corrente de soldagem, entre 100 e 135 A, e da velocidade de soldagem, entre 10 e 13 cm/min, além disso foram comparadas as condições soldadas com mesma energia de soldagem, porém com diferentes valores de corrente e velocidade de soldagem, conforme a Tabela 5.

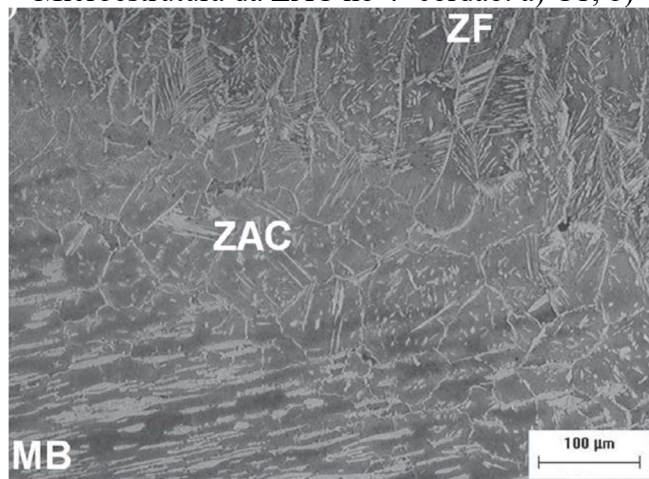
Tabela 5 - Parâmetros de soldagem por eletrodo revestido.

Amostra	E (kJ/cm)	I (A)	Vs (cm/min)
C1	15	100	10
C2	20	135	10
C3	15	135	13

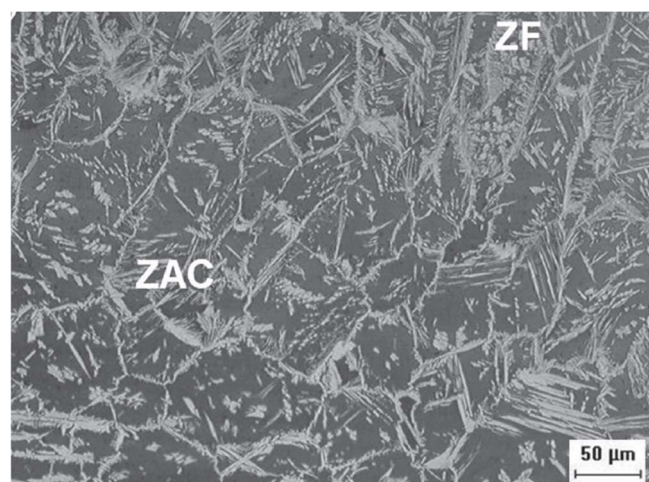
Fonte: Adaptado de Nunes et al. (2011)

Os resultados obtidos foram que o aumento da corrente de soldagem resultou em uma microestrutura da ZAC mais grosseira e extensa pois, além da condição soldada com maior corrente e energia de soldagem, C2, apresentar esse comportamento, a condição soldada com maior corrente e menor energia, C3, também se comportou dessa maneira comparada com a condição soldada com menor corrente e menor energia, C1, as microestruturas da ZAC das amostras estão ilustradas na Figura 9.

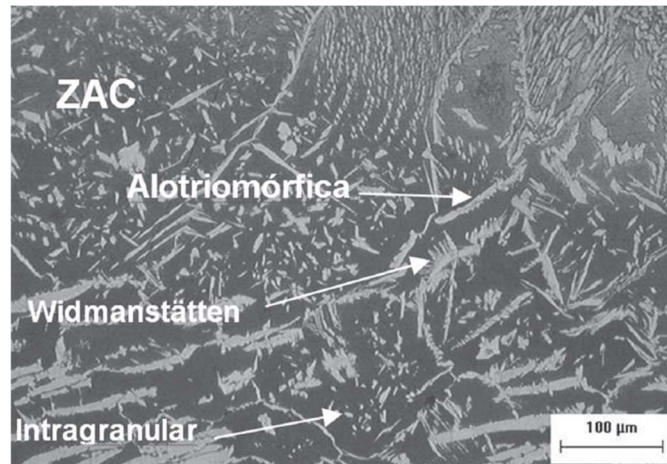
Figura 9 - Microestrutura da ZAC no 4º cordão. a) C1; b) C2; c) C3



a)



b)



c)

Fonte: Adaptado de Nunes et al. (2011)

A utilização de uma maior corrente de soldagem também proporcionou maiores valores de Microdureza na ZAC, pois verificou-se que com o aumento da energia de soldagem pelo aumento da corrente os níveis de microdureza na ZAC aumentaram, porém não foi verificada diferença entre os níveis de microdureza quando comparada as condições soldadas com diferentes energias de soldagem devido à variação da velocidade de soldagem, porém com mesma corrente. O aumento dos níveis de microdureza na ZAC também foi verificado na condição soldada com menor energia de soldagem, 15 kJ/mm, porém com maior valor de corrente, 135 A, em relação à condição soldada com mesma energia de soldagem, mas com menor corrente de soldagem e velocidade de soldagem, conforme os dados da Tabela 6.

Tabela 6 - Microdureza das ZAC's nos passes de acabamento

Amostra	Microdureza no penúltimo passe de acabamento (HV)	Microdureza no último passe de acabamento (HV)
C1	256 ±13	257,8 ±8
C2	290 ±12	284,8 ±13
C3	278,5 ±20	274,3 ±8

Fonte: Adaptado de Nunes et al. (2011)

Quanto aos resultados do ensaio de Charpy, expressos no Quadro 8, foram ensaiados apenas as condições soldadas com diferentes energias de soldagem devido à variação da corrente de soldagem, ambas soldadas com a mesma velocidade de soldagem, foi verificado

que o aumento da energia de soldagem promoveu uma redução na energia absorvida da zona afetada pelo calor, fato que pode ser associado à maior precipitação de fases frágeis devido ao aumento da energia de soldagem e maior aporte térmico.

Quadro 8 - Energias absorvidas no ensaio de Impacto Charpy a -40°C com corpo de prova reduzido (5x5x55 mm).

Amostra	ZAC (J)	Rompimento
C1	14,7	Não
	10,8	Não
	8,8	Sim
	4,9	Sim
C2	5,4	Não
	8,3	Não
	5,4	Sim
	3	Sim

Fonte: Adaptado de nunes et al. (2011)

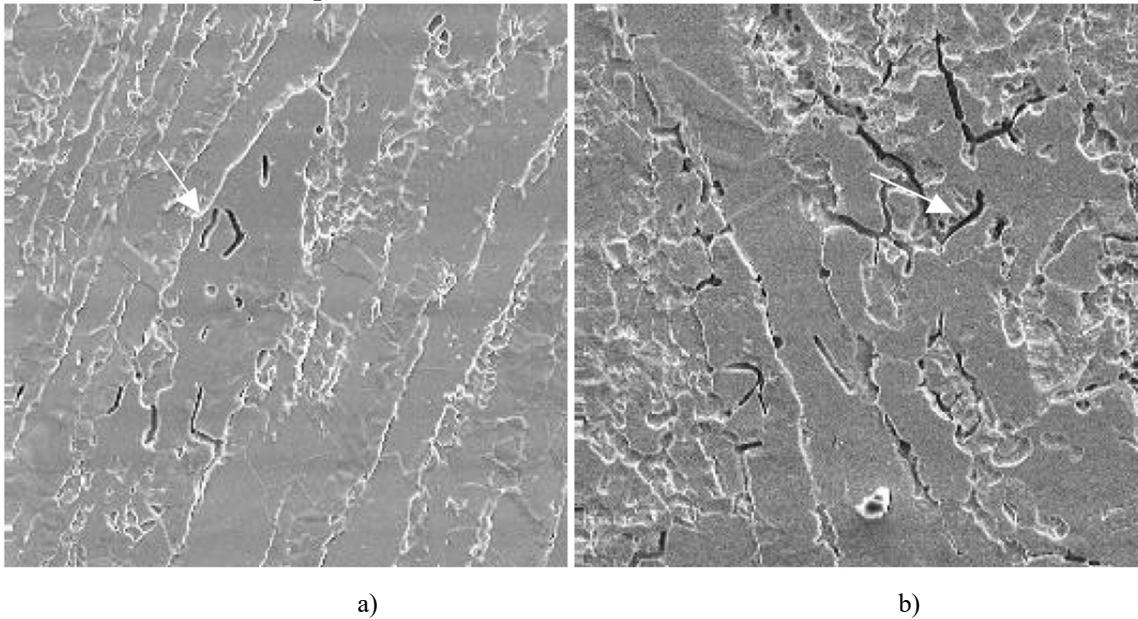
4.2 GTAW (TIG)

O processo de soldagem GTAW pode ser considerado o mais controlável dos processos de soldagem a arco elétrico, proporcionando uma pluralidade de variáveis de controle que podem ser adotadas e controladas durante o processo como: corrente de soldagem, composição do gás de proteção, utilização e composição do metal de adição, entre outros. Assim, esse processo foi o que mais forneceu estudos e diversificação de parâmetros para avaliação, serão apresentados seis trabalhos nesta seção.

Segundo Giraldo (2001), em que realizou o estudo do efeito da variação da energia de soldagem na soldagem em três passes do aço inoxidável duplex UNS S32304 e dos aços inoxidáveis superduplex UNS S32750 e UNS S32760, sobre a resistência à corrosão e precipitação de fases intermetálicas, foram utilizadas as energias de soldagem de 0,64 kJ/mm (135 A); 0,81kJ/mm (170 A) e 1,0 kJ/mm (211 A). As amostras foram submetidas à um ensaio de corrosão intergranular, e não foi observado precipitação de fases intermetálicas nem de corrosão no aço UNS S32304. Já para os aços inoxidáveis superduplex foi verificado que, em ambos os materiais, a maior corrosão localizada ocorreu na condição soldada com maior energia de soldagem (1 kJ/mm), em segundo lugar a condição soldada com a energia intermediária (0,8

kJ/mm) e a que apresentou menor corrosão localizada foi a condição soldada com menor energia de soldagem (0,64 kJ/mm), assim como a maior precipitação ocorreu nas amostras soldadas com maior energia de soldagem, a menor quantidade ocorreu na menor energia de soldagem, na Figura 10 estão ilustradas as micrografias obtidas no Microscópio Eletrônico de Varredura das condições soldadas dos aços UNS S32750 e UNS S32760 após o ensaio de suscetibilidade à corrosão intergranular.

Figura 10 - Micrografias das soldas reais. a) UNS S32750; 1,0 kJ/mm, b) UNS S32760; 1,0 kJ/mm. Microscopia Eletrônica de Varredura. Elétrons Secundários. 500X.



Fonte: Giraldo (2001)

A autora explica que isso acontece devido às maiores energias de soldagem promoverem menores velocidades de resfriamento, isso significa que a solda vai passar mais tempo no intervalo de temperaturas mais propício a precipitação de fases intermetálicas. Ademais os resultados mostraram que o aço UNS S32760 sofreu corrosão localizada mais intensa devido à presença de W na sua composição, que quando está acompanhado do alto teor de Mo favorece a precipitação de fase sigma, o aço UNS S32750 aparece logo em seguida com teor de Mo semelhante, porém sem conter teores de W na sua composição. A corrosão localizada ocorreu principalmente nos contornos de grãos ferríticos e na interface austenita-ferrita, locais que favorecem a precipitação de fases intermetálicas confirmando a precipitação de fases intermetálicas ricas em cromo. A variação da energia de soldagem não apresentou influência significativa na resistência à corrosão por pite, visto que os potenciais de pite e de

proteção mantiveram valores semelhantes em cada material para as diferentes energias de soldagem.

Silva (2022) avalia em seu estudo a o efeito do gás de proteção, da utilização ou não de temperatura de pré-aquecimento e do modo de corrente entre pulsada e convencional sobre a solda autógena sem união de chapas realizada no AID UNS S31803, e relata que a formação de austenita na ZAC é favorecida quando o material é aquecido antes do início do processo de soldagem, pois a taxa de resfriamento é reduzida quando comparada com as condições que não receberam pré-aquecimento, além disso as condições soldadas com a utilização do gás de proteção de 90% Ar + 10% N₂ também tiveram maiores teores de austenita na ZAC quando comparada com as soldas realizadas com Ar puro, já quanto ao modo de corrente, foi verificado que, com exceção de duas amostras, as condições soldadas com corrente pulsada apresentaram teores de austenita superiores na zona afetada pelo calor, conforme a Tabela 7.

Tabela 7 - Percentual de austenita em cada arranjo de soldagem.

Tipo de corrente	Gás de proteção	Temperatura	Teor de austenita
Pulsada	Ar Puro	Ambiente	10,84%
Pulsada	Ar Puro	300°C	17,03%
Convencional	Ar Puro	Ambiente	12,58%
Convencional	Ar Puro	300°C	12,55%
Convencional	90% Ar + 10% N ₂	Ambiente	15,89%
Convencional	90% Ar + 10% N ₂	300°C	33,76%
Pulsada	90% Ar + 10% N ₂	Ambiente	17,23%
Pulsada	90% Ar + 10% N ₂	300°C	19,82%

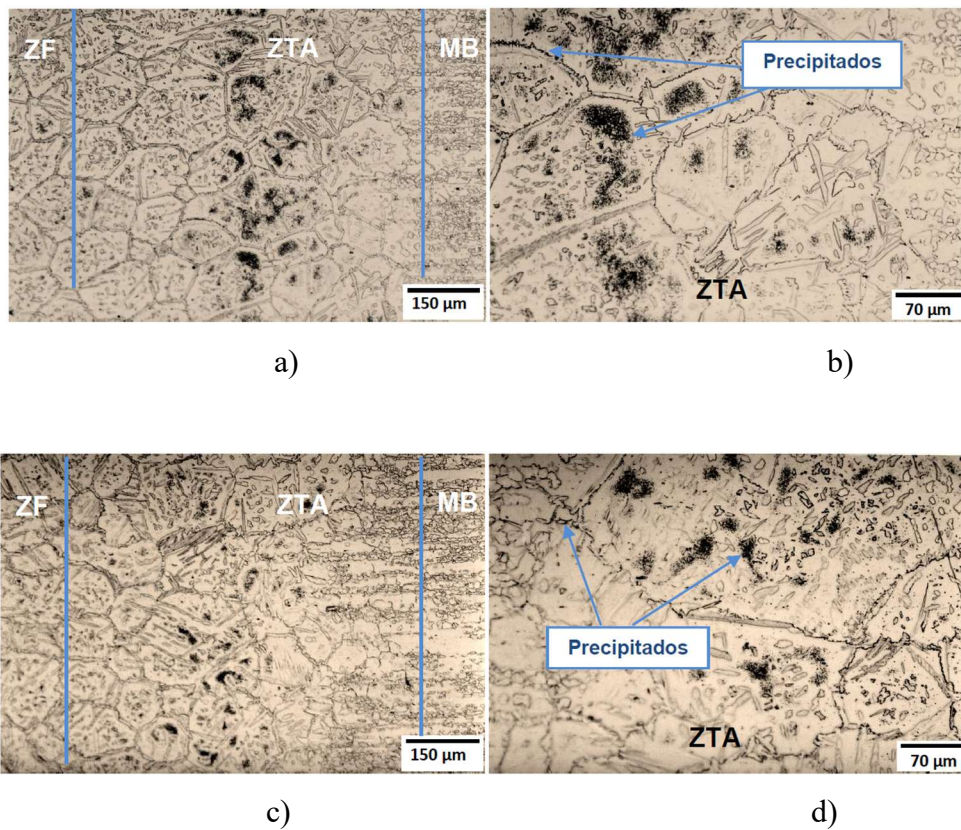
Fonte: Autor (2023)

O autor explica que segundo Lu et al. (2009) a adição de nitrogênio no gás de proteção contribui para que o arco estabelecido seja mais quente e concentrado favorecendo a transmissão de calor e reduzindo a velocidade de resfriamento. Quanto à influência nos níveis de microdureza das amostras, nenhum dos fatores estudados apresentou resultados conclusivos quanto à sua variação e efeitos. No mais, tanto a utilização de corrente pulsada quanto de temperatura de pré-aquecimento promoveram a formação de uma ZAC mais extensa.

Palácio (2011) avaliou a variação do modo de corrente entre contínua e pulsada, e entre a pulsada, a relação do pulso no tempo (pulse on time) variando entre 0,67 e 0,5 na

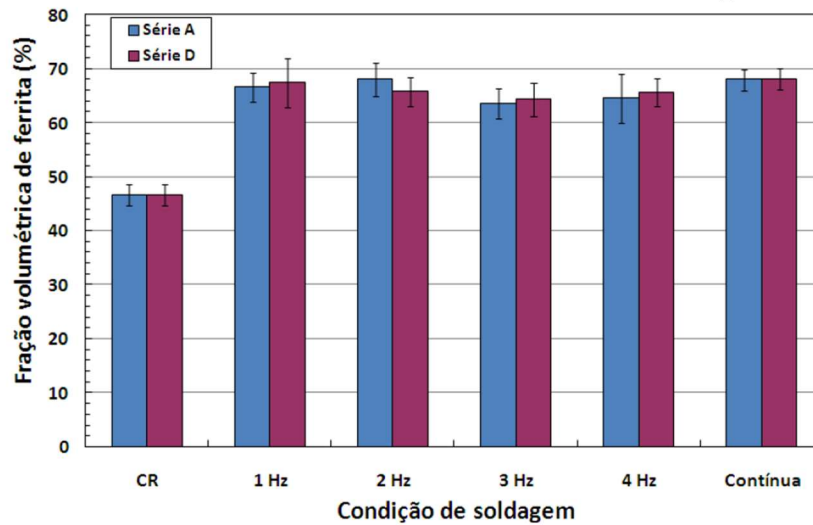
microestrutura, microdureza e resistência à corrosão do aço UNS S32304. Os resultados mostraram que a precipitação de nitretos foi maior na ZAC das condições soldadas com corrente contínua que possuiu uma maior energia de soldagem, como pode ser visto na Figura 11 com a micrografias das condições soldadas com corrente contínua e com corrente pulsada com 4 Hz de frequência. A utilização de corrente pulsada aumentou o teor de ferrita na ZF e ZAC das amostras, porém a variação da relação do pulso no tempo não teve efeitos significativos na fração volumétrica de ferrita na ZF, resultados ilustrados no Gráfico 15

Figura 11 - Ataque em ácido oxálico (10%) mostrando MB-ZTA-ZF; (a) Amostra A0, corrente contínua 100x; (b) Amostra A0, corrente contínua 200x; (c) Amostra A4, corrente pulsada, 4 Hz 100x; (d) Amostra A4, corrente pulsada, 4 Hz 200x



Fonte: Palácio (2011)

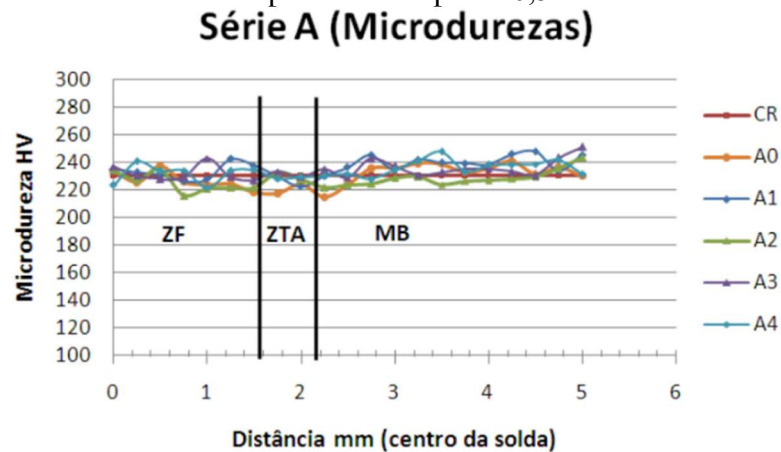
Gráfico 15 - Variação da fração volumétrica de ferrita com a frequência de pulso.



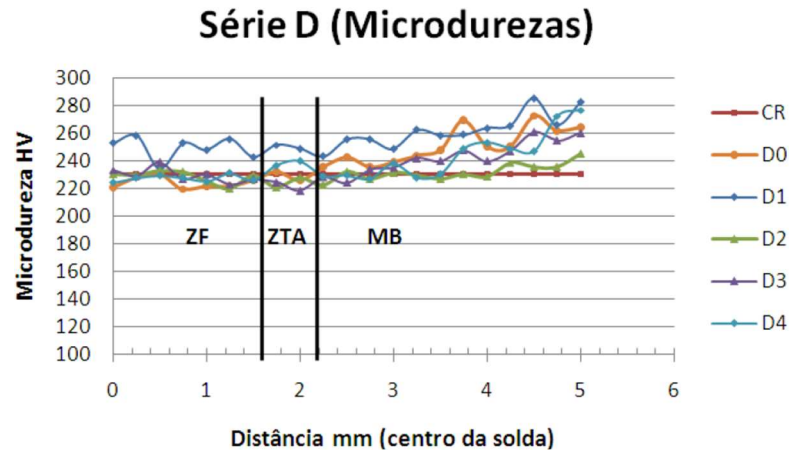
Fonte: Palácio (2011)

Os resultados do ensaio de microdureza Vickers não indicaram mudanças significativas nos níveis de microdureza tanto nas amostras nas com a relação de pulso no tempo de 0,67 como nas amostras de 0,5 conforme o Gráfico 16.

Gráfico 16 - Microdureza, (a) série A, relação de pulso no tempo de 0,67 e (b) série D, relação de pulso no tempo de 0,5.



a)

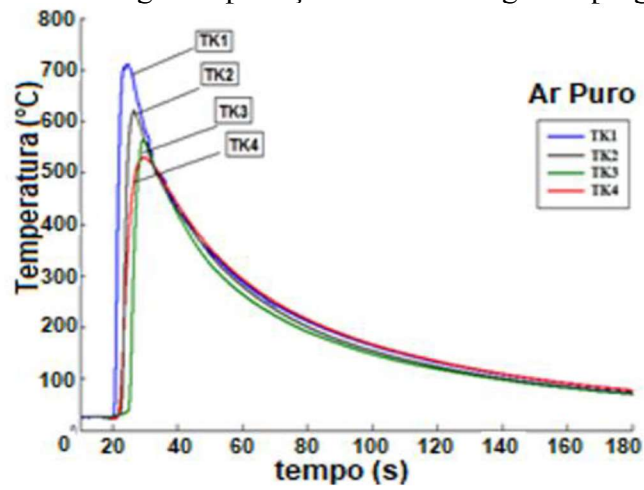


Fonte: Palácio (2011)

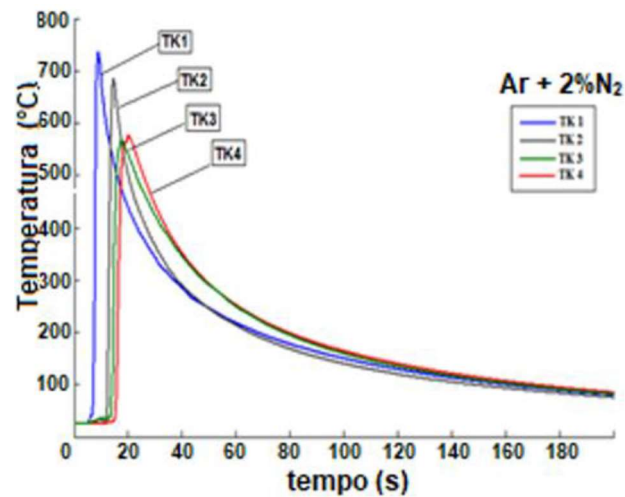
A resistência à corrosão intergranular e o grau de sensitização não foram afetados pela variação dos parâmetros de soldagem, apesar das amostras soldadas apresentarem menor resistência à corrosão por pite comparadas com o material como recebido, esse fato pode ter sido pelo desbalanceamento do equilíbrio entre as fases com o aumento do teor de ferrita na ZF influenciando no potencial de pite, o autor atrela esse resultado a precipitação de nitretos de cromo que causa grande redução da resistência à corrosão por pite. O autor verificou ainda a influência da variação na frequência entre os pulsos, entre 1 e 4 Hz, e foi notado que o aumento da frequência não teve efeito no grau de sensitização.

Segundo o estudo de Betini (2019), que avaliou a influência da adição de 2% de N_2 na mistura do gás de proteção em comparação com o Ar puro durante a realização das soldas no aço inoxidável duplex UNS S32304, a temperatura de pico durante a soldagem das amostras foi maior na condição em que se utilizou N_2 no gás de proteção, implicando em menor velocidade de resfriamento e maior teor de austenita nas ZF e ZAC, no Gráfico 17 estão ilustradas as temperaturas identificadas nos termopares posicionados ao longo do cordão de solda.

Gráfico 17 - Distribuição de temperatura para amostras soldadas com (a) Ar puro e (b) Ar + 2%N₂ como gás de proteção sem utilizar gás de purga.



a)



b)

Fonte: Betini (2019)

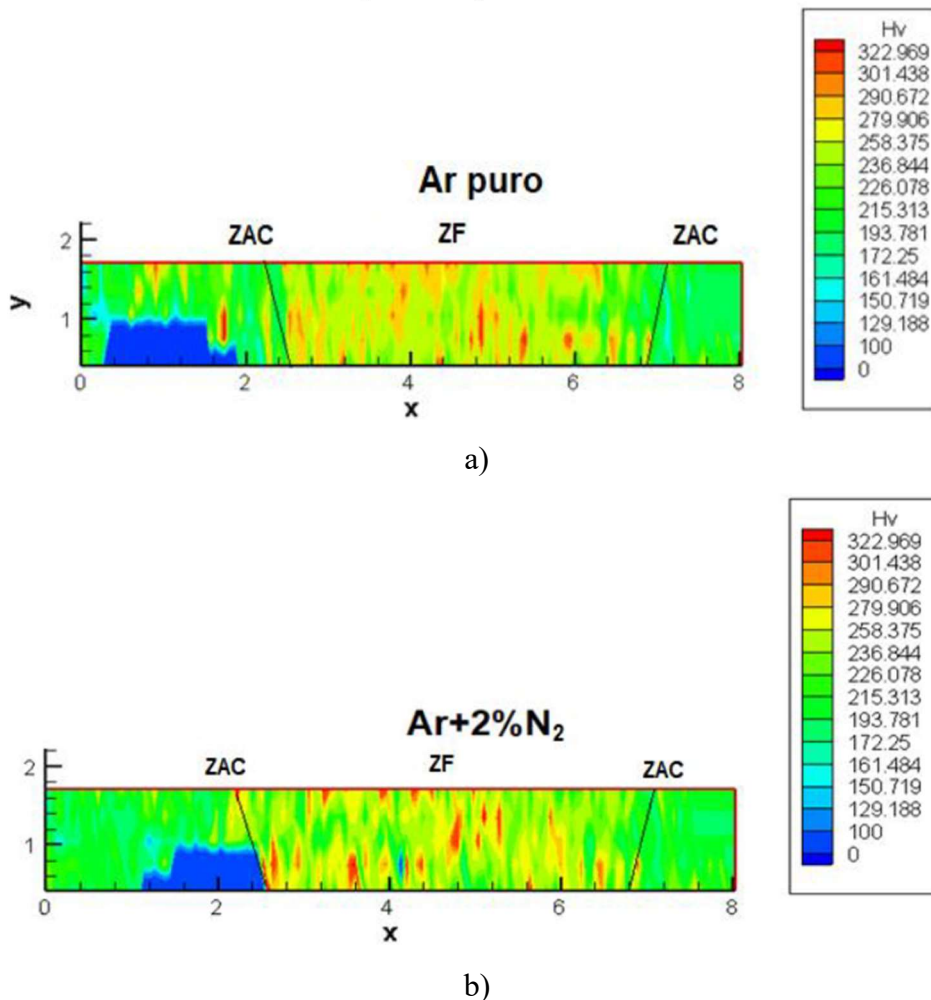
Betini (2019) observou que as condições soldadas com gás de proteção adicionados de N₂ obtiveram maiores níveis de microdureza na ZF e ZAC se comparadas com as amostras soldadas com Ar puro, o autor explica que isso se deve principalmente pelo aumento de austenita na zona afetada pelo calor, os teores de austenita estão representados no Quadro 9, e os mapas de microdureza estão ilustrados na Figura 12.

Quadro 9 - Fração de fase austenítica e valores de microdureza para ambas as amostras soldadas de AID UNS S32304.

Amostra	Teor de austenita (%)	
	ZAC	ZF
Ar puro	23	22
Ar + 2% N ₂	25	37
Metal base	47	

Fonte: Autor (2023)

Figura 12 - Mapa de microdureza Vickers (HV0,05 - 50 g de carga por 15 s) mostrando a variação de microdureza na área para amostras soldada com a) Ar puro e b) Ar+2%N2 como gases de proteção.

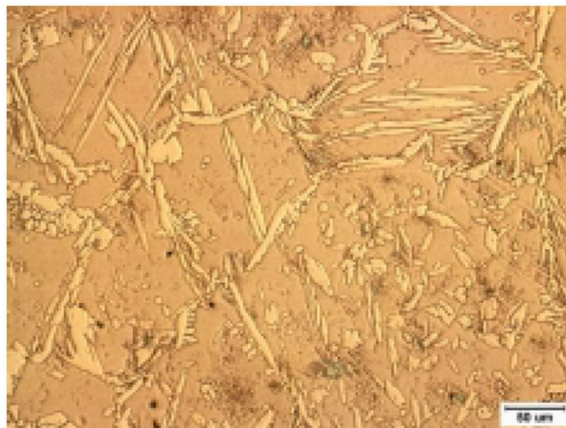


Fonte: Adaptado de Betini (2019)

Além disso, pretendeu-se verificar se a variação na composição do gás de proteção iria afetar as propriedades de condutividade e difusividade térmica, porém não foi possível concluir que o gás de proteção teve influência nessas propriedades.

De acordo com Londoño (2001), que estudou o efeito da variação da energia de soldagem, entre 0,6; 0,8 e 1 kJ/mm, sobre a soldagem com três passes em dois aços inoxidáveis duplex e três superduplex, o teor de austenita na ZAC aumenta à medida em que a energia de soldagem também aumenta, no entanto sem apresentar efeitos expressivos como pode ser visto na Figura 13 ilustrando as micrografias dos AIDs UNS S32304 e UNS S32205, para tanto a fração volumétrica de austenita final não deve ser o principal fato para a escolha da energia de soldagem, além de que, o aumento da corrente de soldagem não promoveu a total dissolução dos nitretos. Com exceção de duas amostras que não sofreram influência da variação da energia de soldagem, as demais tiveram, com o aumento da energia de soldagem, maiores tamanhos de grão ferrítico na ZAC. O potencial de pite da ZAC das amostras estudadas não sofreu influência da variação da corrente de soldagem entre os valores utilizados.

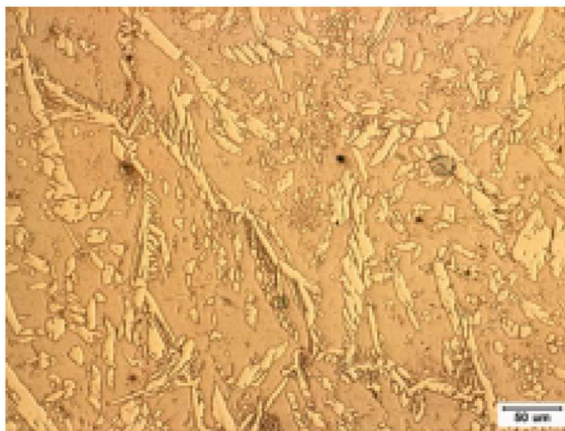
Figura 13 - Microestrutura da ZACTE na região da raiz na junta soldada dos AIDs UNS S32304 e UNS S32205.



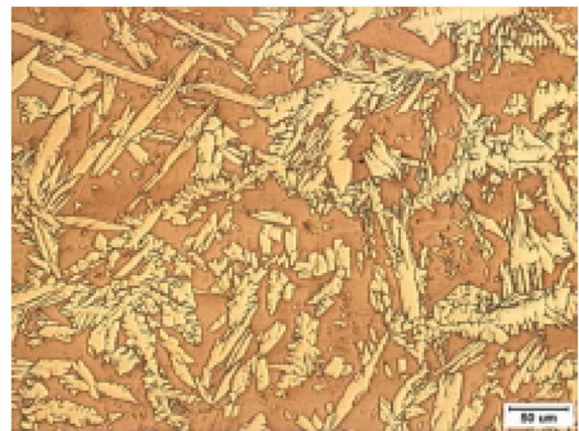
UNS S32304 – 0,6 kJ/mm



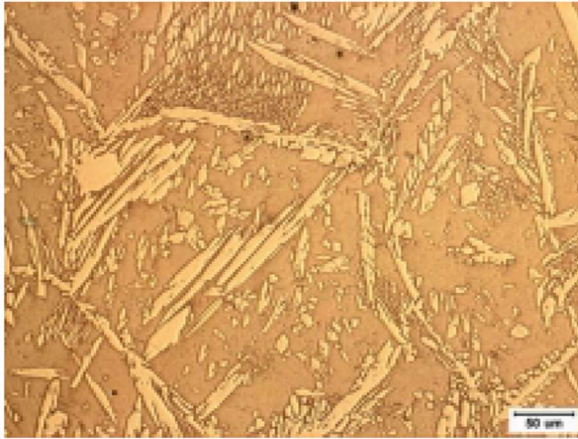
UNS S32205 – 0,6 kJ/mm



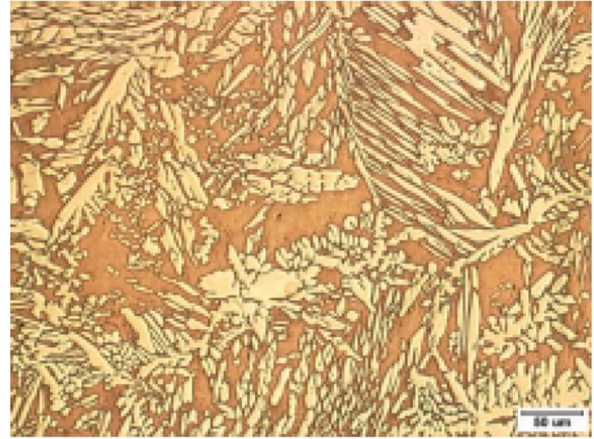
UNS S32304 – 0,8 kJ/mm



UNS S32205 – 0,8 kJ/mm



UNS S32304 – 1,0 kJ/mm



UNS S32205 – 1,0 kJ/mm

Fonte: Londoño (2001)

No estudo de Oliveira, Souza e Garcia (2022) foi realizado a solda autógena e com metal de adição dos aços inoxidáveis duplex SAF 2304 e SAF 2507, variando o gás de proteção utilizado no processo entre Ar puro e uma mistura de Ar com 2,25% de N₂. Os resultados obtidos mostraram que a utilização do metal de adição rico em Ni aumentou o percentual de austenita na ZF e ZAC se comparada com as soldas autógenas. As condições soldadas utilizando gás de proteção adicionados de 2,25% de N₂ também promoveu o aumento do teor de austenita na ZAC e ZF se comparada com as condições soldadas utilizando AR puro como gás de proteção, foi verificado ainda que o N teve resultados mais significativos que o Ni quanto à estabilização da austenita, os percentuais de austenita de todas as amostras estão identificados no Quadro 10.

Quadro 10 - Fração volumétrica de austenita na ZF e na ZAC do SAF 2304 e SAF 2507

CP	Nº Cordões	Gás	Material	Arame	Austenita (%)	
					ZF	ZAC
A	01	Ar	Lean Duplex SAF 2304	AWS A 5.9 ER2209L	18,1	25,7
B	02				23,5	34,9
C	01	Ar + 2,25% N2			29,6	37,2
D	02				38,0	41,2
E	01	Ar		Autógena	10,1	15,5
F	02				17,7	21,1
G	01	Ar + 2,25% N2			20,2	24,0
H	02				31,2	43,5
I	01	Ar	Super Duplex SAF 2507		32,6	39,3
J	02				36,9	41,2
M	01	Ar + 2,25% N2			37,2	44,5
N	02				45,4	48,7

Fonte: Adaptado de Oliveira, Souza e Garcia (2022).

Na soldagem do aço SAF 2304 foi observado um aumento da resistência à corrosão por pites quando a soldagem foi realizada com metal de adição e protegida com gás adicionado de N devido ao aumento da austenita na ZAC e ZF, quanto à soldagem do aço SAF 2507 é verificado que a temperatura crítica de pite é reduzida nas condições soldadas utilizando como gás de proteção o Ar puro (Oliveira, Souza e Garcia, 2022).

4.3 GMAW (MIG/MAG)

O processo de soldagem GMAW é semiautomático e exige um equipamento caro e complexo porém que não exige tanta habilidade do soldador se comprado com como o processo SMAW. Sua elevada produtividade, versatilidade de aplicações, e quantidade de variáveis de controle que podem ser adotadas o caracterizam como um processo largamente utilizado. Não houve dificuldades para encontrar trabalhos que utilizassem esse processo, foram selecionados cinco que serão apresentados a seguir.

Chaves (2013) avaliou o efeito da energia de soldagem na soldagem multipasse do aço inoxidável superduplex UNS S32760, variando esse parâmetro entre 0,5, 1 e 2 kJ/mm. A caracterização microestrutural revelou que, na região da raiz, os teores de ferrita diminuiram

com o aumento da energia de soldagem, isto porque devido ao maior aporte térmico tem-se uma menor taxa de resfriamento que favorece as transformações de ferrita em austenita no estado sólido, conforme a Tabela 8.

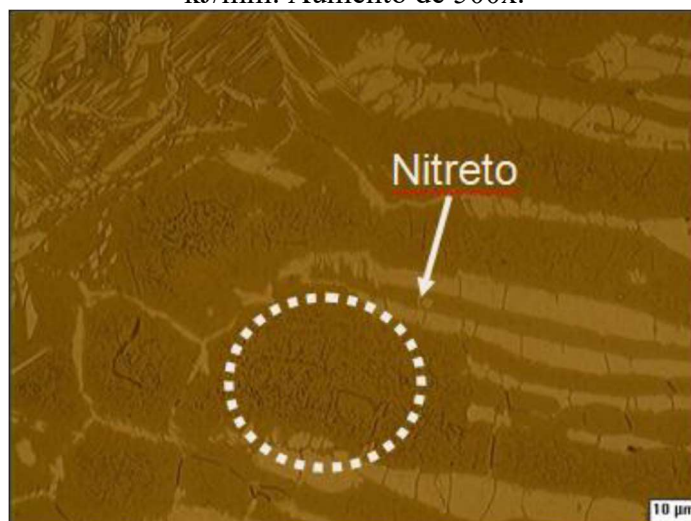
Tabela 8 - Teor médio de ferrita para cada condição soldada na região da raiz das juntas soldadas.

Energia de soldagem (kJ/mm)	Teor de ferrita (%)
0,5	54,68 ± 3
1,0	53,82 ± 3
2,0	53,24 ± 3

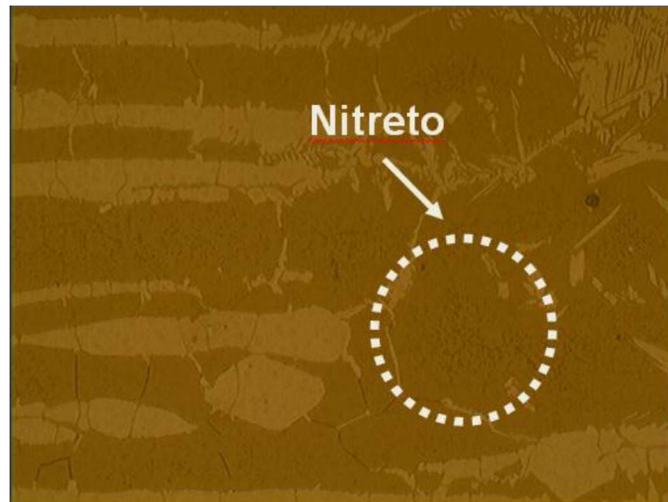
Fonte: Chaves (2013)

Foi detectada a presença da fase sigma na ZF das condições soldadas com energia de soldagem de 1 e 2 kJ/mm, sem identificar a precipitação dessa fase nas soldas realizadas com energia de 0,5 kJ/mm, além disso, na ZAC de todas as condições soldadas foi identificada a presença de nitretos de cromo dispersos no interior de grão ferrítico e uma zona de crescimento de grão ferrítico, na Figura 14 estão as micrografias da ZAC de todas as condições soldadas e na Figura 15 as micrografias da ZF das amostras soldadas cm 1 e 2 kJ/mm (Chaves, 2013).

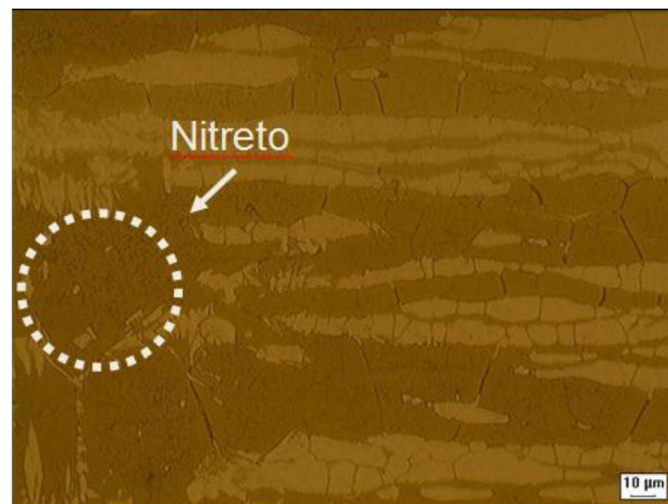
Figura 14 - Micrografia da ZAC da energia de soldagem a) 0,5 kJ/mm; b) 1,0kJ/mm e c) 2,0 kJ/mm. Aumento de 500x.



a)



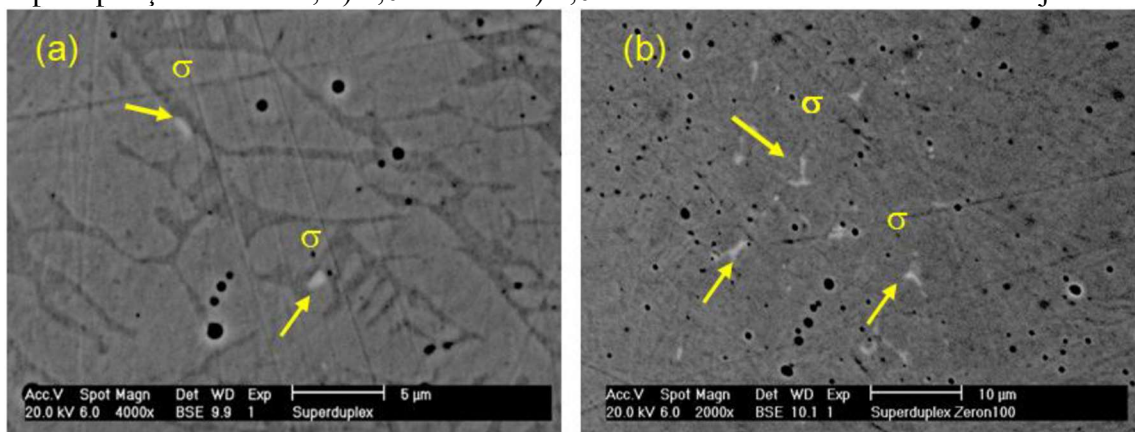
b)



c)

Fonte: Chaves (2013)

Figura 15 - Imagem de MEV evidenciando regiões claras. Zonas brilhantes correspondem à precipitação de fase σ , a) 1,0kJ/mm e b) 2,0 kJ/mm. Fase observada na raiz da junta.



Fonte: Chaves (2013)

Dos ensaios eletroquímicos os resultados obtidos por Chaves (2013) foram que a ZAC e ZF da condição soldada com energia de 1 kJ/mm apresentou maior predisposição à corrosão, a autora explica que isso se deve possivelmente ao segundo passe que foi de 1 kJ/mm para essa condição, enquanto as outras foram de 0,5 kJ/mm, o que pode ter aumentado a precipitação de fases deletérias, já para a determinação da temperatura crítica de pite a análise estatística não apresentou resultados com diferenças significativas nas ZF e ZAC entre as condições soldadas com diferentes energias de soldagem.

No estudo de Pinto (2009) em que foi realizado a soldagem multipasse do AID UNS S32760 buscando verificar a influência do gás de proteção variado em 81%Ar+18%He+1%CO₂, 95%Ar+2%N₂+3%CO₂ e Ar puro, foi verificado que o corpo de prova soldado em que o gás de proteção utilizado continha N₂ a formação de austenita foi favorecida tanto na ZF como na ZAC, pois a presença do nitrogênio no gás de proteção diminuiu a difusão deste elemento da ZAC para a ZF, os percentuais de austenita estão identificados na Quadro 11.

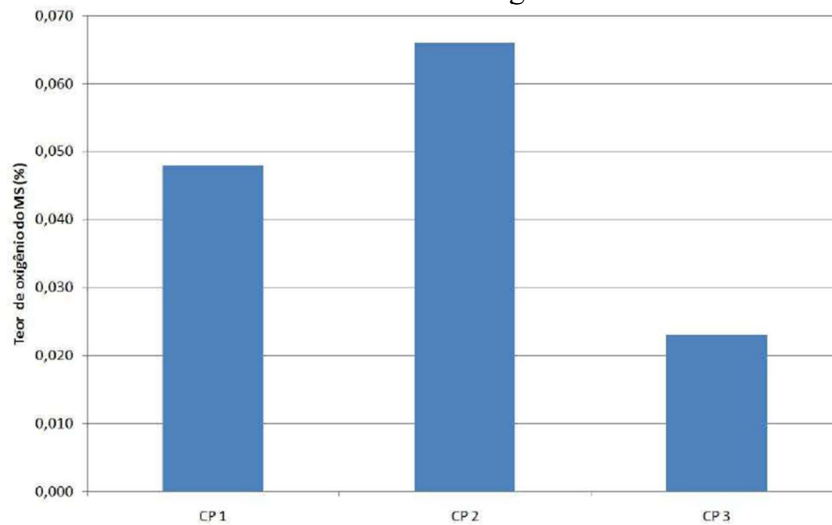
Quadro 11 - Fração volumétrica de austenita na ZF e na ZAC de cada condição soldada.

Amostra	Gás de proteção enchimento/acabamento	Teor de austenita (%)		
		ZAC	ZF	Metal base
CP1	81%Ar+18%He+1%CO ₂	40	50	53,35
CP2	95%Ar+2%N ₂ +3%CO ₂	50	62	53,93
CP3	100%Ar	48	49	57,38

Fonte: Autor (2023)

Os resultados obtidos mostraram também que as condições soldadas que apresentaram menores teores de oxigênio na ZF possuíram maior tenacidade, o autor explica que isso se deve ao fato de oxigênio contribuir na formação de óxidos no metal de solda que reduzem a tenacidade do material, com isso a condição soldada utilizando como gás de proteção o Ar puro possuiu o melhor desempenho, no Gráfico 18 estão ilustrados os teores de oxigênio e no Quadro 12 o desempenho das amostras no ensaio de impacto. No mais, foi percebido que adição de He no gás de proteção permite soldagens mais rápidas sem prejuízos da qualidade e do cordão, e a soldagem com Ar puro no gás de proteção não teve um bom acabamento.

Gráfico 18 - Análise do teor de oxigênio na zona fundia.



Fonte: Pinto (2009)

Quadro 12 - Dados obtidos no ensaio de impacto para a junta soldada

Local e temperatura do ensaio (°C)	CP1		CP2		CP3	
	Energia	Expansão lateral (mm)	Energia	Expansão lateral (mm)	Energia	Expansão lateral (mm)
Raiz MS (-40)	47	0,43	45	0,44	119	1,19
Face MS (-40)	58	0,50	53	0,58	161	1,54
MS (-20)	56	0,43	54	0,56	164	1,56
MS (0)	63	0,63	61	0,73	179	1,83
MS (20)	85	1,03	70	0,72	178	1,79
Face - linha de fusão (-40)	77	0,69	76	1,15	141	1,27
Raiz - linha de fusão (-40)	59	0,56	65	0,72	72	0,65

Fonte: Pinto (2009)

Segundo Batista (2012) em que pretendeu verificar os efeitos da energia de soldagem, variando entre 0,6, 1 e 1,8 kJ/mm, do formato de onda da corrente, entre contínua e

pulsada, e do gás de proteção, entre uma mistura de Ar + 38% He + 2% CO₂ e Ar + 2% CO₂, na soldagem multipasse do AID UNS S32750, apenas a variação da energia de soldagem teve efeito significativo no balanceamento das fases. O aumento da energia de soldagem promoveu a redução do teor de ferrita na ZF devido à menor velocidade de resfriamento e conseqüentemente mais tempo para a nucleação e crescimento dos grãos de austenita, porém na região da ZAC o efeito foi o contrário, onde o aumento da energia de soldagem aumentou o percentual de ferrita, o autor explica que isso se deve à região da ZAC de temperaturas elevadas que promove a dissolução da austenita e sua transformação em ferrita, a quantificação do teor de ferrita em cada amostra está apresentada no Quadro 13.

Quadro 13 - Teor médio de ferrita para cada condição soldada.

Condição	E (kJ/mm)	ZF		ZAC	
		Reforço	Raiz	Reforço	Raiz
J1	0,6	61,2 + 1,3	59,6 + 1,5	60,4 + 2,5	57,3 + 2,1
J2	0,6	63,8 + 1,5	64,7 + 1,5	60,8 + 1,9	58,7 + 2,6
J3	1,0	59,7 + 1,9	58,0 + 1,4	65,3 + 2,8	62,0 + 2,5
J4	1,0	60,0 + 1,3	58,6 + 1,2	65,5 + 3,2	60,6 + 1,7
J5	1,0	65,2 + 2,2	49,3 + 0,8	64,0 + 2,7	62,3 + 2,2
J6	1,0	58,1 + 1,5	55,1 + 1,8	64,2 + 2,8	61,9 + 2,9
J7	0,8	56,1 + 1,5	55,4 + 0,8	67,3 + 2,2	62,9 + 1,3
J8	0,8	57,4 + 2,1	54,3 + 1,5	66,0 + 3,0	61,5 + 1,8

Fonte: Autor (2023)

A precipitação de austenita secundária não tem uma relação linear com a energia de soldagem, a condição soldada com 1 kJ/mm apresentou a maior quantidade desse precipitado, porém essa fase não apresentou suscetibilidade ao ataque corrosivo do ensaio de polarização, mesmo apresentando menor percentual de cromo comparada com a austenita primária. Os resultados do ensaio de polarização potenciodinâmica com a temperatura do eletrólito a 70°C mostraram que houve, em todas as condições, redução dos potenciais de quebra e formação de pites, porém sem diferenças significativas entre as amostras. Já o ensaio de Espectroscopia de Impedância Eletroquímica (EIE) indicou que, na região do reforço da solda, houve um aumento na resistência à corrosão à medida que a energia de soldagem aumentava (Batista, 2012).

Pauli (2017) avaliou a influência da variação da energia de soldagem, entre 0,85; 1,07 e 1,34 kJ/mm, na soldagem do AID UNS S82441, e averiguou que o percentual de ferrita foi maior na zona afetada pelo calor e menor na zona fundida da condição soldada com menor energia de soldagem, e, conforme o Quadro 14, foi perceptível a diminuição da fração volumétrica de ferrita na ZAC do cordão de solda ao passo que a energia de soldagem utilizada no processo aumentava, devido à redução na velocidade de resfriamento.

Quadro 14 - Teor médio de ferrita para cada condição soldada.

Amostra	E (kJ/mm)	Teor de ferrita (%)	
		ZAC	ZF
CP1	0,85	64,1	51,2
CP2	1,07	62,2	52,1
CP3	1,34	59,8	54,1
Metal base		48,8	

Fonte: Autor (2023)

Foi verificado ainda que houve precipitação de fases intermetálicas, como o Cr₂N, em todas as amostras, porém com mais intensidade na que se utilizou menor energia de soldagem. Os ensaios de microdureza evidenciaram que os maiores níveis de microdureza da ferrita e austenita foram encontrados no cordão de solda em que se utilizou a menor energia de soldagem e diminuiram nas condições soldadas com um maior aporte térmico, no Quadro 15 estão descritos os resultados das médias de microdureza da ferrita e austenita.

Quadro 15 - Médias das microdurezas da ferrita e austenita para o MB, CP1, CP2 e CP3 e respectivos desvios padrões, carga de 10g.

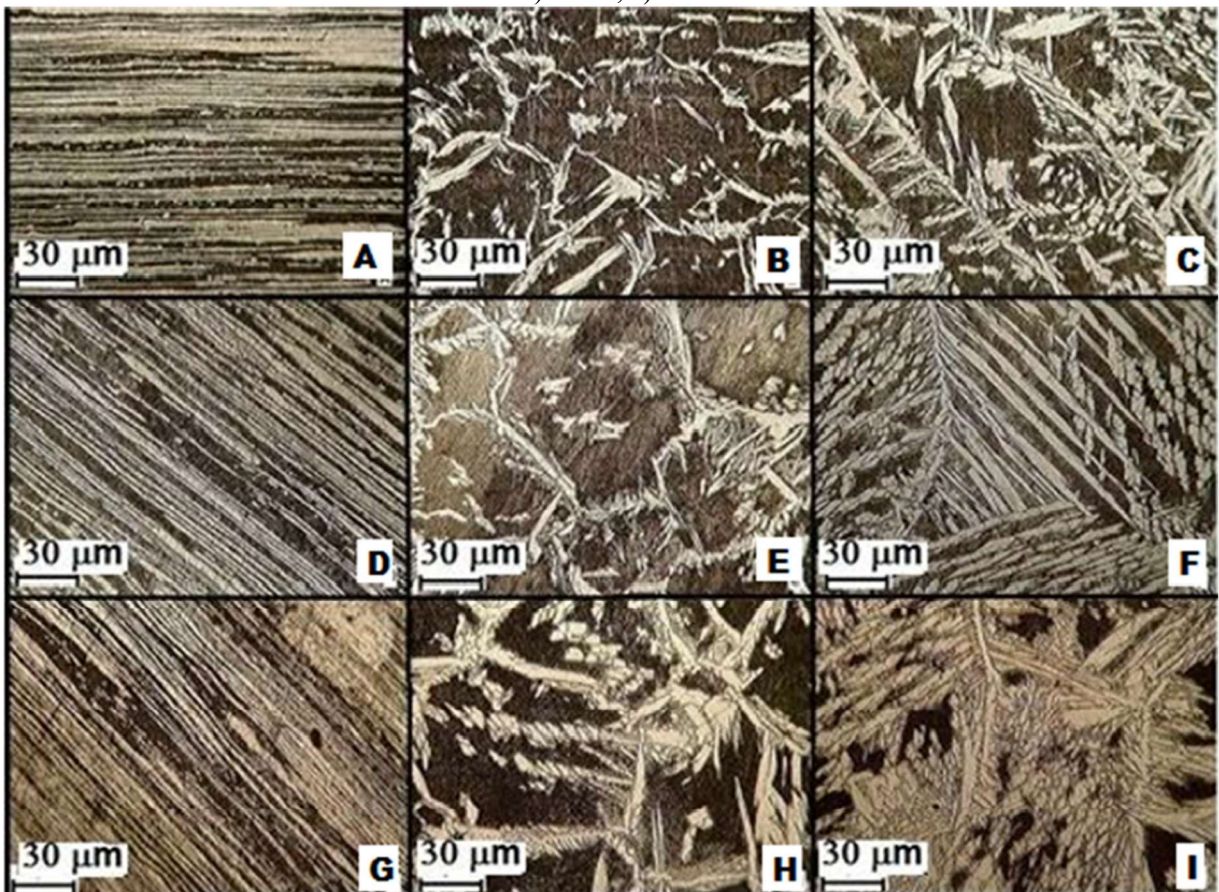
Amostra	Microdureza média na ferrita		Microdureza média na austenita	
	ZAC	ZF	ZAC	ZF
CP1	220±7,2	253±12,1	255±9,3	265±8,7
CP2	219±4,9	236±8,4	252±6,6	252±13,8
CP3	208±12,7	229±8,0	238±13,8	242±7,4
Metal base	205±6,3		248±4,0	

Fonte: Adaptado de Pauli (2017)

Pela análise do comportamento da corrosão através da técnica eletroquímica local de SVET foi percebido que a variação da energia de soldagem influencia de forma não linear na corrosão dos cordões de solda, pois a condição soldada com 1,07 foi a que apresentou corrosão mais intensa e, a de maior energia, corrosão menos intensa.

No estudo de Fonseca et al. (2019) em que analisaram a soldagem do aço inoxidável duplex SAF 2205, variando a energia de soldagem entre 0,5; 1 e 1,5 kJ/mm, os resultados mostraram que o aumento do aporte térmico promoveu uma redução da fração volumétrica de ferrita tanto na ZAC como na ZF, além de provocar um aumento da ZAC e do tamanho de grão das fases austeníticas e ferríticas, na Figura 16 estão as micrografias do metal base, ZAC e ZF para todas as condições soldadas.

Figura 16 - Micrografias aporte térmico 0,5 kJ/mm: A) metal base, B) ZAC, C) ZF. Aporte térmico 1,0 kJ/mm: D) metal base, E) ZAC, F) ZF. Aporte térmico 1,5 kJ/mm: G) metal base, H) ZAC, I) ZF.

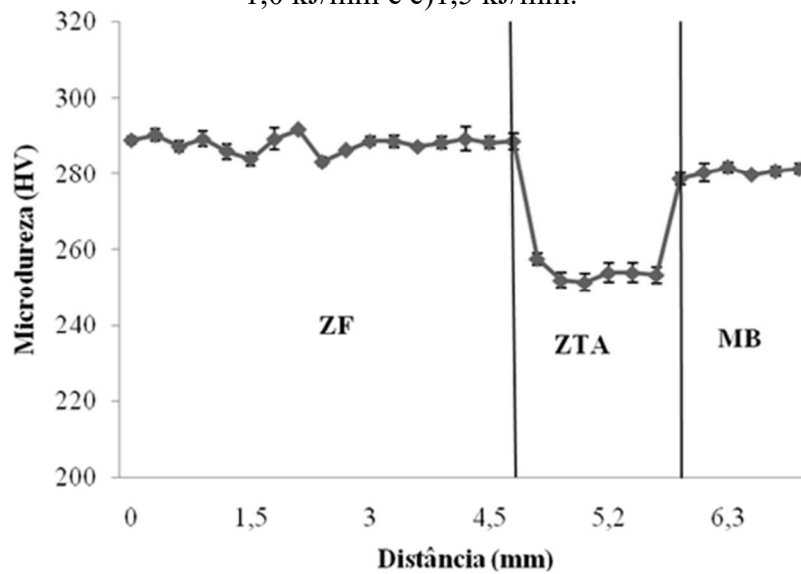


Fonte: Fonseca et al. (2019)

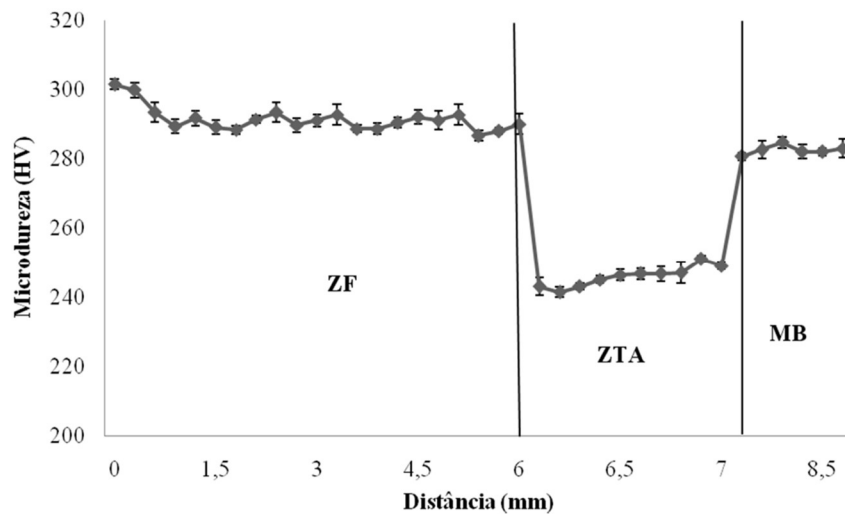
Os autores verificaram que o nível de microdureza na ZAC de todas as amostras reduziram em relação ao material como recebido, apesar de não fazerem observações entres as

condições soldadas, não foi observado grande influência quanto à variação da energia de soldagem, conforme o Gráfico 19. No mais, foi verificado que houve a precipitação da fase sigma nos cordões de solda obtidos com 1 e 1,5 kJ/mm, provavelmente devido ao maior aporte térmico implicar em menores velocidades de resfriamento e permitindo a transformação da ferrita em austenita e na fase sigma.

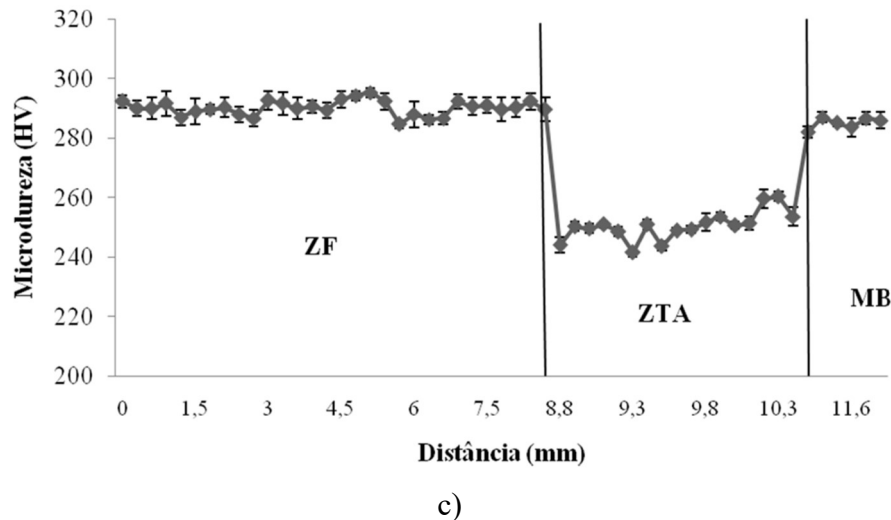
Gráfico 19 - Perfil de dureza do SAF2205 em função do aporte térmico de a) 0,5 kJ/mm, b) 1,0 kJ/mm e c) 1,5 kJ/mm.



a)



b)



Fonte: Fonseca et al. (2019)

4.4 Arame tubular - FCAW

O processo de soldagem FCAW, com exceção do equipamento semelhante ao do GMAW, possui um custo relativamente baixo. Esse processo gera, com elevada produtividade, soldas de boa qualidade, e permite que o soldador adote diversas variáveis de controle, apesar disso foram encontrados na literatura poucos trabalhos que utilizavam esse processo, após a aplicação dos critérios de inclusão e exclusão foram encontrados apenas dois trabalhos que serão apresentados em seguida.

Em seu estudo, Pessoa (2015) avaliou a soldagem do aço UNS S32750 para diferentes condições de soldagem em duas etapas. Na primeira realizou a soldagem em simples deposição em que os seguintes parâmetros foram variados: metal de adição, energia de soldagem entre 0,7 e 2 kJ/mm variando-se ora corrente ora a velocidade de soldagem, gás de proteção entre 96%Ar + 4%CO₂ e 75%Ar + 25%CO₂ além da utilização de tecimento triangular ou sem tecimento conforme o Quadro 16.

Quadro 16 - Fatores de controle e seus níveis

Fatores de Controle	Nível	
	1	2
Liga	2205	2507
Gás	96%Ar + 4%CO ₂	75%Ar + 25%CO ₂
DBCP (mm)	15	25
T.T	Puxando	Empurrando
Tecimento	Sem tecimento	Triangular
T. E.	Velocidade constante	Corrente Constante
Energia	0,7	2,0

Fonte: Adaptado de Pessoa (2015)

Na segunda etapa foi realizada a soldagem multipasse do mesmo AID, porém devido às necessidades de adaptações do estudo os parâmetros de controle foram: metal de adição, energia de soldagem e tipo de corrente. Os resultados da primeira etapa indicaram que a energia de soldagem foi o fator que mais teve efeito sobre o teor de ferrita, visto que a maior energia de soldagem, 2,0 kJ/mm, proporcionou menor fração volumétrica de ferrita em comparação com às condições soldadas com 0,7 kJ/mm, conforme a Tabela 9 (Pessoa, 2015).

Tabela 9 - Valores das frações de ferrita na ZF para os ensaios ímpares.

Ensaio	Liga	E (kJ/mm)	I (A)	V (cm/min)	Fração de ferrita (%)
01	2507	0,7	200	62	62,7 ± 1,1
03	2507	0,7	100	22	56,2 ± 1,4
05	2507	2,0	200	22	56,1 ± 1,5
07	2507	2,0	200	22	57,2 ± 1,6
09	2205	2,0	200	22	58,7 ± 1,2
11	2205	2,0	200	22	53,6 ± 1,4
13	2205	0,7	200	62	64,0 ± 1,6
15	2205	0,7	100	22	62,5 ± 1,4

Fonte: Autor (2023)

O autor explica que o aumento da energia de soldagem pelo aumento da corrente de soldagem permite o estabelecimento de um arco elétrico mais quente que garante um maior aquecimento da poça de fusão e do metal de solda e conseqüentemente uma menor velocidade

de resfriamento que favorece a precipitação da fase austenítica. No entanto, a redução da velocidade de soldagem, apesar de promover um aumento da energia, não produz os mesmos efeitos, pois permite uma maior deposição do metal de adição sem alterar a potência do arco, implicando assim em um menor aquecimento da poça que dificulta a precipitação de austenita. Quanto aos níveis de microdureza na zona fundida, estes não foram afetados de forma relevante por nenhum parâmetro controlado conforme a Tabela 10, ademais o percentual de CO₂ no gás de proteção não teve influência significativa na composição do cordão de solda.

Tabela 10 - Valores das microdurezas na ZF para os ensaios ímpares.

Ensaio	Liga	E (kJ/mm)	I (A)	V (cm/min)	Microdureza (HV)
01	2507	0,7	200	62	308 ± 10,0
03	2507	0,7	100	22	314 ± 9,0
05	2507	2,0	200	22	299 ± 9,0
07	2507	2,0	200	22	310 ± 11,0
09	2205	2,0	200	22	305 ± 6,0
11	2205	2,0	200	22	299 ± 8,0
13	2205	0,7	200	62	302 ± 12,0

Fonte: Autor (2023)

Os resultados da segunda etapa do estudo de Pessoa (2015) implicaram que, para a zona fundida, os maiores teores de ferrita foram obtidos utilizando a maior energia de soldagem, o autor explica que isso pode estar relacionado ao fato de que uma menor energia de soldagem exige uma maior quantidade de passes depositados e consequente maiores números de ciclos de rea aquecimento que favorece a formação da austenita, no Quadro 17 estão as frações de ferrita na ZF nas regiões da Raiz, Enchimento e Acabamento em cada amostra.

Quadro 17 - Valores das frações de ferrita

Ensaio	Liga	Energia (kJ/mm)	Tipo de corrente	Teor de Ferrita (%)		
				Raiz	Enchimento	Acab.
RJ1	2205	0,8	Pulsada	44,0 ± 2,2	48,4 ± 1,3	52,7 ± 1,8
RJ2	2205	1,6	Constante	46,0 ± 1,2	46,0 ± 0,6	54,3 ± 1,6
RJ3	2507	0,8	Pulsada	47,2 ± 1,6	47,7 ± 1,2	52,2 ± 2,2
RJ4	2507	1,6	Constante	50,1 ± 0,9	51,2 ± 0,9	54,9 ± 1,2

Fonte: Adaptado de Pessoa (2015)

Assim como na etapa anterior, os níveis de microdureza na ZF não foram afetados de modo expressivo por nenhum dos fatores de controle, conforme Quadro 18. Os maiores níveis de temperatura crítica de pite e conseqüentemente maior resistência à corrosão por pite foram obtidos nas condições que apresentaram menores frações de inclusões não metálicas, no Quadro 19 estão os percentuais de inclusões na ZF (Pessoa, 2015).

Os fatores que promoveram menores frações dessas inclusões foram a utilização da energia de soldagem de 1,6 kJ/mm, uso de corrente contínua pulsada e, dos resultados da etapa 1, menor teor de CO₂ na mistura do gás de proteção (Pessoa, 2015).

Quadro 18 - Valores das microdurezas para os ensaios.

Ensaio	Microdureza (HV)		
	Raiz	Enchimento	Acabamento
RJ1	261 ± 11,0	285 ± 14,0	270 ± 14,0
RJ2	274 ± 14,0	276 ± 13,0	267 ± 12,0
RJ3	280 ± 13,0	281 ± 11,0	271 ± 13,0
RJ4	287 ± 10,0	290 ± 12,0	283 ± 12,0

Fonte: Adaptado de Pessoa (2015)

Quadro 19 - Valores das frações das Inclusões para os ensaios.

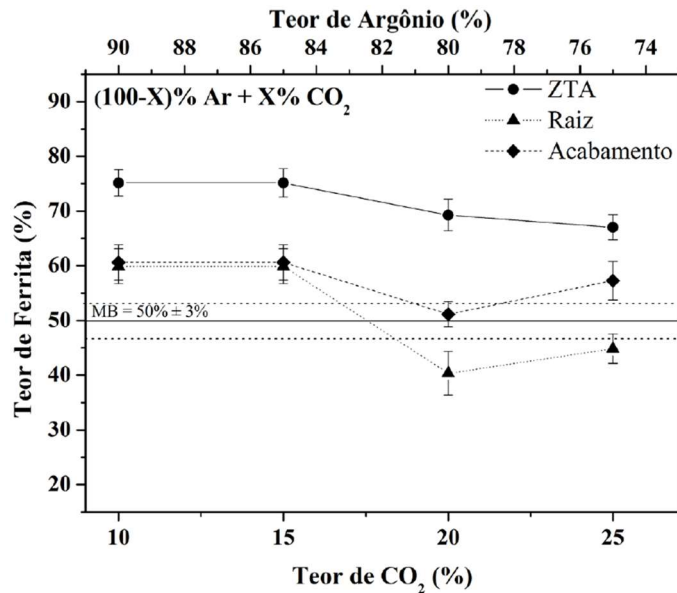
Ensaio	Fração das Inclusões (%)		
	Raiz	Enchimento	Acabamento
RJ1	1,08 ± 0,07	1,20 ± 0,06	1,17 ± 0,05
RJ2	1,08 ± 0,07	0,92 ± 0,05	0,97 ± 0,05
RJ3	1,49 ± 0,15	1,30 ± 0,05	1,32 ± 0,05
RJ4	0,78 ± 0,08	0,91 ± 0,04	0,95 ± 0,06

Fonte: Pessoa (2015)

Ferreira et al. (2018) avaliaram os efeitos da adição de CO₂ ao Ar, variando se a concentração em 10, 15, 20 e 25% de CO₂ na mistura, e da adição de 2% de O₂ às misturas com os diferentes teores de CO₂ nos gases de proteção utilizados na soldagem multipasse do aço inoxidável duplex UNS S31803. Os resultados obtidos mostraram que, apesar do aumento no teor de ferrita da ZAC de todas as condições soldadas, a variação da composição das misturas binárias e ternárias não tiveram influência significativa no teor de ferrita da ZAC das amostras

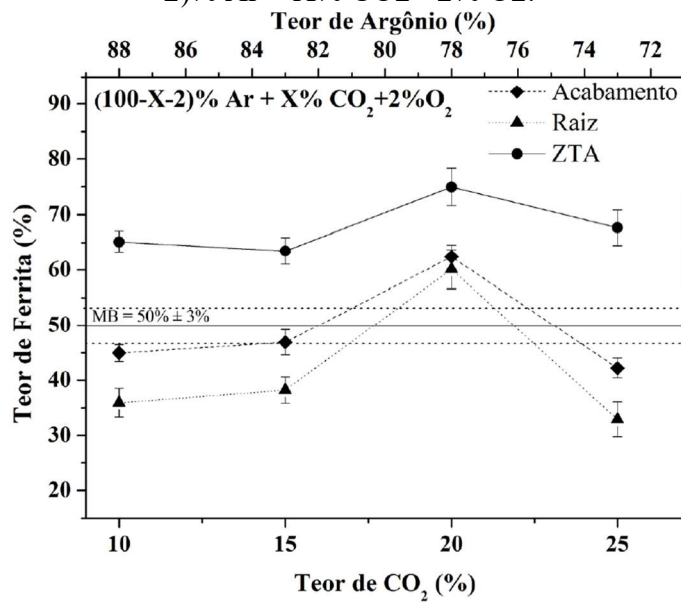
soldadas se comparadas entre elas, os teores de ferrita em função do CO₂ estão ilustrados nos Gráfico 20 e Gráfico 21 para as condições soldadas em misturas binária e ternárias respectivamente.

Gráfico 20 - Percentual de ferrita em função do teor de CO₂ em misturas binárias (100-X)% Ar + X% CO₂.



Fonte: Ferreira et al. (2018)

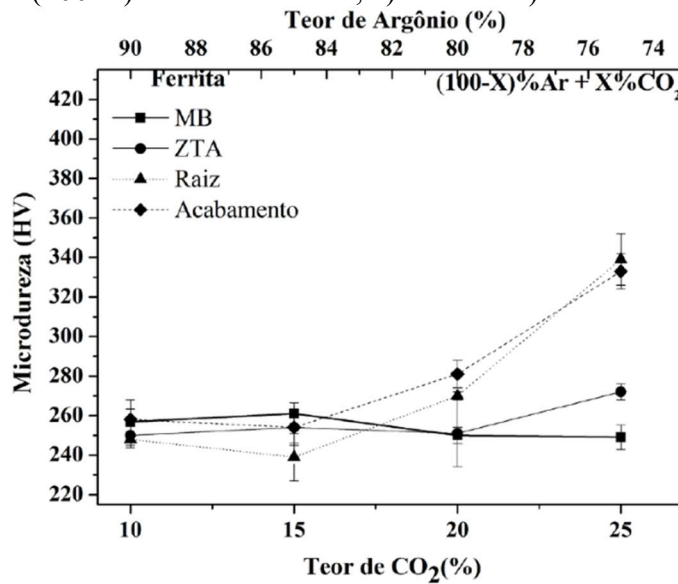
Gráfico 21 - Percentual de ferrita em função do teor de CO₂ em misturas ternárias (100-X-2)% Ar + X% CO₂ + 2% O₂.



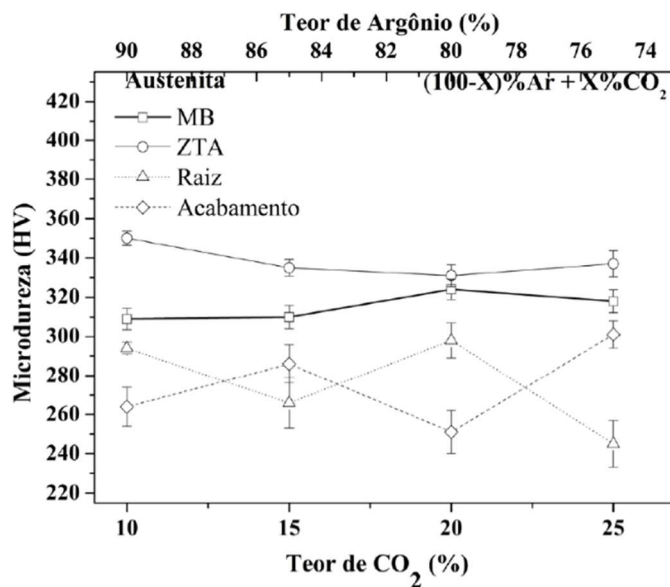
Fonte: Ferreira et al. (2018)

Os ensaios de microdureza mostraram que as condições soldadas apresentaram níveis de microdureza nas fases ferrita e austenita semelhantes ao metal base, com exceção das regiões da raiz e acabamento da ZF da condição sodada com 75%Ar + 25%CO₂, em que foi observado picos de dureza acima de 310 HV, nos Gráfico 22 e Gráfico 23 estão os valores de microdureza para as misturas binárias e ternárias respectivamente.

Gráfico 22 - Valores de microdureza Vickers em função do teor de CO₂ em misturas binárias (100-X)% Ar + X% CO₂, a) ferrita e b) austenita.



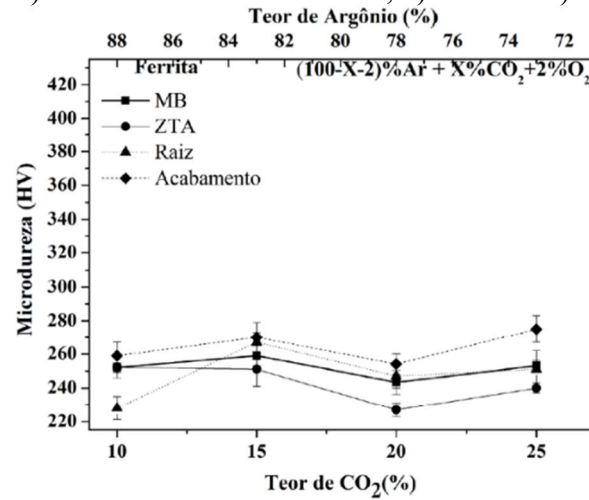
a)



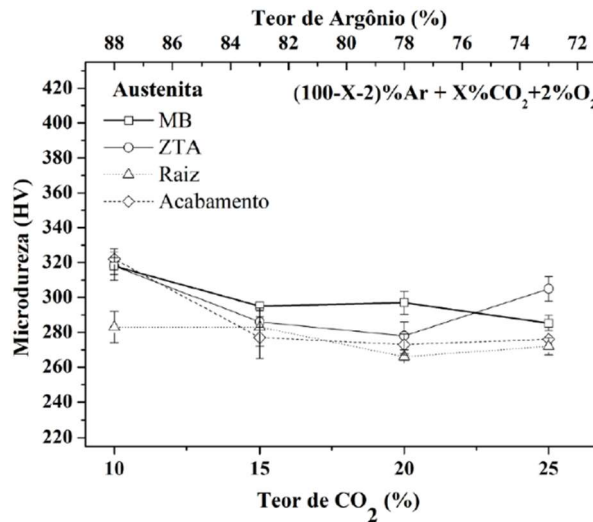
b)

Fonte: Ferreira et al. (2018)

Gráfico 23 - Valores de microdureza Vickers em função do teor de CO₂ em misturas ternárias (100-X-2)% Ar + X% CO₂ + 2% O₂, a) ferrita e b) austenita.



a)



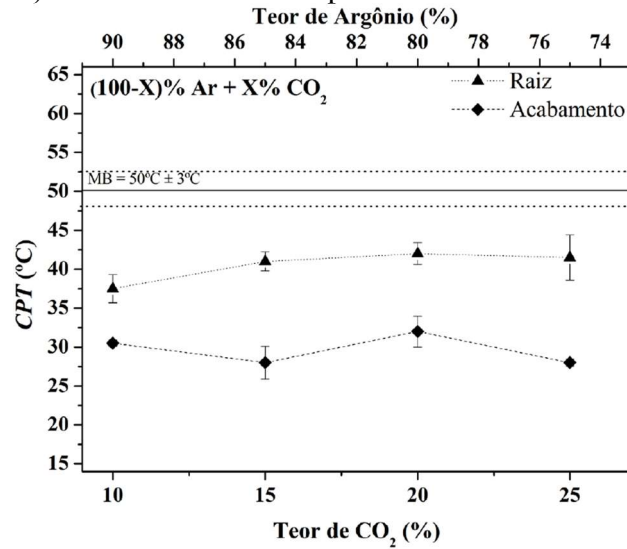
b)

Fonte: Ferreira et al. (2018)

Não foram observados efeitos significativos do gás de proteção nas propriedades de resistência mecânica durante os ensaios de tração, mas vale ressaltar que todas sofreram fratura dúctil que ocorreram no metal base, assim como não foi observado influência da composição do gás de proteção nos valores de tenacidade do material. Os valores da temperatura crítica de pite, CPT, não são influenciados pelo aumento no teor de CO₂ na mistura binária de Ar+CO₂ do gás de proteção, no entanto, para a utilização de misturas ternárias de Ar+CO₂+O₂, é verificado uma tendência no aumento da CPT com o aumento do teor de CO₂ na mistura, porém sem apresentar uma influência tão significativa, nos Gráfico 24 e Gráfico 25

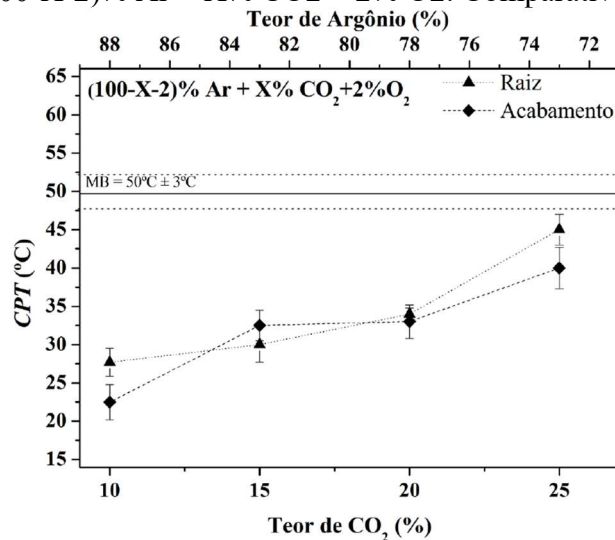
estão os comportamentos da CPT para as condições soldadas com mistura binária e ternária respectivamente (Ferreira et al., 2018).

Gráfico 24 - Valores da CPT por região do MS em função do teor de CO₂ em misturas binárias (100-X)% Ar + X% CO₂ comparados com o valor do metal de base.



Fonte: Ferreira et al. (2018)

Gráfico 25 - Valores da CPT por região do MS em função do teor de CO₂ em misturas ternárias (100-X-2)% Ar + X% CO₂ + 2% O₂. Comparativo com o MB.

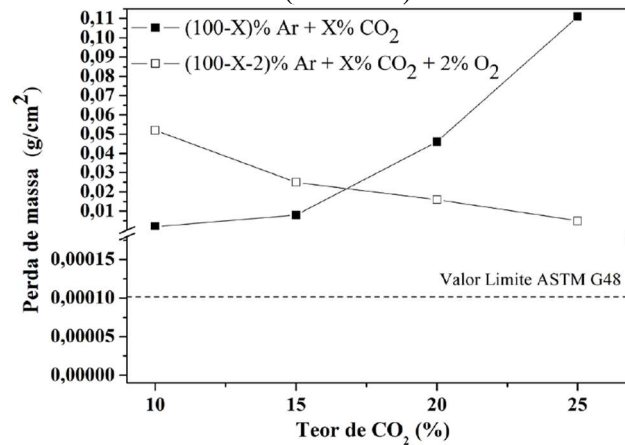


Fonte: Ferreira et al. (2018)

Ferreira et al. (2018) verificou que os ensaios de perda de massa implicaram que a resistência à corrosão reduziu quando o teor de CO₂ aumenta durante a utilização das misturas binárias como gás de proteção, entretanto, ao se utilizar as misturas ternárias como gás de proteção, foi verificado um aumento da resistência à corrosão com o aumento do percentual de

CO₂ na mistura. O autor explica que esse fato pode ter ocorrido devido à redução no tamanho e quantidade de inclusões não metálicas que podem servir de locais para nucleação e crescimento de pites, no Gráfico 26 está ilustrado os resultados do ensaio de perda de massa para as condições soldadas.

Gráfico 26 - Valores da perda de massa em função do teor de CO₂ em misturas binárias (100-X)% Ar + X% CO₂ e ternárias (100-X-2)% Ar + X% CO₂ + 2% O₂.



Fonte: Ferreira et al. (2018)

4.5 Arco submerso - SAW

O processo de soldagem a arco submerso, apesar de possuir aplicação para diversos aços e ligas metálicas, está limitado à soldagem nas posições planas e filete horizontal. No geral é um processo com elevada produtividade que gera soldas uniformes com bom acabamento, no entanto houve muita dificuldade em encontrar materiais que utilizassem exclusivamente o processo SAW com variação dos seus parâmetros para avaliação dos efeitos nas propriedades dos AIS e AISD, sendo encontrado apenas um trabalho que será apresentado adiante.

Conforme o estudo de Alvarez et al. (2014), em que avaliaram a influência da variação da temperatura de interpasse mais baixa na raiz, utilizando o processo GMAW, entre 86 e 105°C e temperaturas mais altas no enchimento e acabamento, utilizando o processo SAW, entre 150 e 290 °C na soldagem do AID UNS S31803, foi verificado que tanto a temperatura de interpasse como os ciclos térmicos, não produziram efeitos relevantes no equilíbrio das fases ferrítica e austenítica, conforme o Quadro 20.

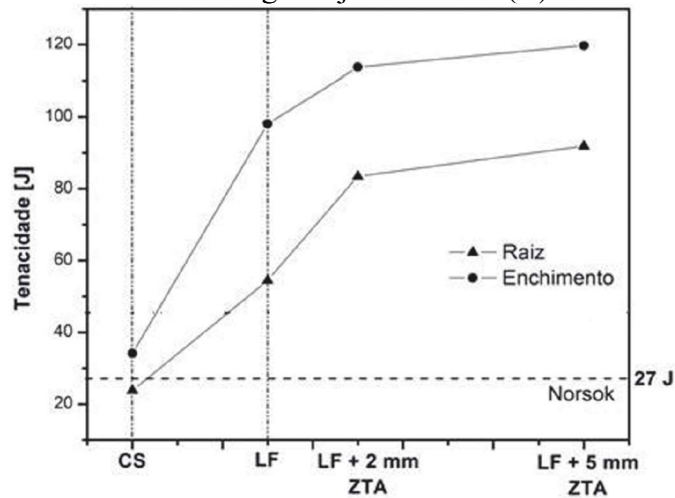
Quadro 20 - Teor médio de ferrita em diferentes regiões da junta.

Processo	Passes	Temperatura de interpasse (°C)	Teor de ferrita (%)	
			ZF	ZAC
GMAW - Raiz 1	1 e 2	26 - 106	49,94 ± 2,41	61,02 ± 1,95
GMAW - Raiz 2	3 e 4	86 - 105	46,67 ± 1,72	55,29 ± 2,13
SAW	5 a 9	160 - 290	51,62 ± 1,79	61,52 ± 2,73
Metal base			58,90 ± 1,82	

Fonte: Autor (2023)

Os valores de tenacidade ao impacto foram menores na região da raiz em comparação com a região de enchimento, ilustrados no Gráfico 27, isso implica que os ciclos térmicos e as elevadas temperaturas de interpasse possam ter promovido a precipitação de fases deletérias que fragilizam o metal de solda.

Gráfico 27 - Tenacidade ao longo da junta na raiz (R) e no enchimento (E).



Fonte: Alvarez et al. (2014)

Os resultados obtidos do ensaio da temperatura crítica de pite mostraram que a ZAC dos passes 5 e 6 depositados com maior temperatura de interpasse, 290°C, apresentaram menor CPT, comparável os baixos valores de CPT obtidos na ZF na região da raiz que sofreu influência dos demais passes e às altas temperaturas de interpasse, conforme o Quadro 21.

Quadro 21 - Resultados dos ensaios de temperatura crítica de pites.

Localização	CPT (°C)			
	1º Ensaio	2º Ensaio	3º Ensaio	Média
GMAW - RAIZ 1	37,04	42,65	39,61	39,77 ± 2,81
GMAW - RAIZ 2	45,7	54,39	49,30	49,80 ± 4,37
SAW ENCH. – CENTRAL	52,87	52,4	49,79	51,69 ± 1,66
SAW – ZAC - MB	41,8	36,2	35,01	37,67 ± 3,63
MB	53,9	57,00	49,30	53,40 ± 3,87

Fonte: Alvarez et al. (2014)

5 DISCUSSÕES

A maioria dos materiais encontrados, cujos estudos realizaram processos de soldagem e avaliações quanto aos efeitos da variação dos seus parâmetros, utilizavam os processos de eletrodo revestido (SMAW), soldagem TIG (GTAW) e MIG/MAG (GMAW), o que pode ser atribuído às características destes processos como: menor custo e maior versatilidade do processo SMAW, boa qualidade das soldas produzidas pelo processo GTAW e melhor controle dos parâmetros unido à maior produtividade do processo GMAW. O processo de soldagem com arco submerso (SAW), no entanto, foi o que teve menos materiais encontrados, o que pode ser atribuído às restrições em que esse processo pode ser utilizado, e a necessidade de remoção da escória a cada passe.

Os parâmetros de soldagem que podem ser avaliados podem variar de acordo com o processo em que se está utilizando, como no caso dos processos GTAW, GMAW e FCAW em que é possível variar a composição dos gases de proteção utilizados, o que não ocorre nos processos SMAW e SAW pois não utilizam gases para a proteção do arco. Contudo, a energia de soldagem é um fator controlável que está presente em todos os processos, sendo assim um dos principais parâmetros de controle que podem ser estabelecidos, juntamente com a corrente de soldagem e velocidade de soldagem que irão influenciar diretamente no nível de energia.

A seguir serão discutidos os comportamentos e as alterações no balanceamento de fases, na microdureza, na tenacidade e na resistência à corrosão das juntas soldadas dos AID e AISD da literatura apresentada, assim como a influência dos parâmetros de soldagem destacando aqueles que mais influenciaram nas propriedades das juntas.

5.1 Balanceamento de fases

A energia de soldagem é um parâmetro que tem grande influência na microestrutura final da junta soldada, pois a utilização de uma energia de soldagem elevada promove uma velocidade de resfriamento lento da ZF e da ZAC, acarretando na precipitação de austenita, balanceando em parte a microestrutura, porém também possibilita a precipitação de fases intermetálicas e o crescimento de grão, a depender da temperatura máxima atingida na ZAC. Já na situação contrária, a utilização de uma baixa energia de soldagem produz, como resultado, altas velocidades de resfriamento que prejudicam a precipitação de austenita, gerando, assim, uma microestrutura com alta fração de ferrita, o que pode provocar a precipitação de uma

grande quantidade de nitretos de cromo no interior da ferrita. Nas duas situações as consequências são graves: diminuição da tenacidade e da resistência à corrosão dos AID (Londoño, 2001).

A corrente de soldagem e velocidade de soldagem influenciam diretamente na energia de soldagem, em que a energia é aumentada com o aumento da corrente de soldagem e com a redução da velocidade de soldagem, sendo também um dos principais parâmetros que podem ser controlados durante o processo. Todavia, apesar de produzirem o mesmo efeito na energia de soldagem, esta última provoca efeitos contrários na microestrutura da zona fundida quando aumentada por estes diferentes parâmetros, em que, como observado por Nunes (2009) e Pessoa (2015), a energia de soldagem aumentada pelo acréscimo da corrente promove uma redução do percentual de ferrita devido às reduções na velocidade de resfriamento em consequência do maior aporte térmico do arco, em contrapartida o aumento da energia de soldagem pela redução da velocidade soldagem proporciona maiores frações volumétricas de ferrita devido à redução na velocidade de resfriamento em consequência da maior deposição de material na poça de fusão.

De acordo com a norma Norsok M-601 e com a norma ASTM E 562 o teor de ferrita na microestrutura dos aços inoxidáveis devem estar entre 30% e 70%. Na Tabela 11 estão contidas as amostras soldadas cujo percentual de ferrita ficou fora do determinado pela norma, bem como os parâmetros utilizados em cada condição.

Tabela 11 - Amostras soldadas com teor de ferrita fora dos limites definidos pela norma Norsok M-601

Autor(es)	Processo	Aço	Parâmetros utilizados	Percentual de ferrita
Nunes (2009)	SMAW	UNS S31803	$V_s=8,5$ cm/s; $I=135$ A; $E=24$ kJ/cm	Abaixo de 30%
Silva (2022)	GTAW	UNS S31803	Ar puro; Corrente pulsada; sem pré-aquecimento	Acima de 70%
Betini (2019)	GTAW	UNS S32304	Ar puro; ZAC Ar + 2% N ₂	Acima de 70%
Oliveira, Souza e Garcia (2022)	GTAW	SAF 2304 (UNS S32304)	Ar puro; 1 cordão de solda	Acima de 70%
Ferreira et al. (2018)	FCAW	UNS S31803	Mistura binária: %carbono de 10, 15 e 20%	Acima de 70%
Ferreira et al. (2018)	FCAW	UNS S31803	Mistura ternária: %carbono de 20%	Acima de 70%

Fonte: Autor (2023)

No trabalho de Nunes (2009) a amostra soldada com maior energia de soldagem e menor velocidade de soldagem foi a que apresentou menor percentual de ferrita, apesar das demais condições não apresentarem percentual de ferrita muito superior a esta. Nos trabalhos em que se utilizou o processo GTAW e verificou a influência da composição do gás de proteção, todas as condições soldadas com argônio puro apresentaram teor de ferrita muito altos e superior a 70%, ou seja, a adição de N₂ no gás de proteção ajudou no controle do balanceamento das fases. Já para o trabalho de Ferreira et al. (2018), quando se utilizou a mistura binária como gás de proteção, pode se perceber uma leve tendência da redução do percentual de ferrita com o aumento do percentual de CO₂, no entanto quando se utilizou a mistura ternária não foi possível verificar esse mesmo comportamento.

5.2 Microdureza

As propriedades mecânicas dependem, além do balanço entre as fases de ferrita e austenita, da presença de fases intermetálicas que podem ser precipitadas durante o processo. Em geral as propriedades como resistência mecânica e microdureza não apresentaram respostas

significativas com relação a variação de algum parâmetro de soldagem, no entanto podemos destacar resultados contraditórios quanto ao efeito do aumento da energia de soldagem nos estudos de Nunes et al. (2011) e Pauli (2017). No primeiro foi verificado que houve um aumento da microdureza pelo aumento da corrente e energia de soldagem, enquanto no outro estudo os maiores valores de microdureza foram encontrados nas condições soldadas com menores energias de soldagem.

A norma ASTM A790/A790M apresenta os limites máximo de dureza para os aços inoxidáveis duplex, a exemplo dos materiais citados nesse trabalho é possível destacar os aços UNS S31803 e UNS S32304, ambos com limite máximo de dureza de 30 HRC, além do aço UNS S32750 com limite máximo de dureza de 32 HRC. Na Tabela 12 estão destacadas as condições soldadas que possuíram níveis de dureza acima do limite definido pela norma ASTM A790/A790M.

Tabela 12 - Amostras soldadas com níveis de microdureza superior aos limites definidos pela norma ASTM A 790/A 790M

Autor	Processo	Aço	Parâmetros	Microdureza (HRC)
Nunes (2009)	SMAW	UNS S31803	V=10 cm/min; I=135 A; E=20 kJ/cm; sem restrição	31
Ferreira et al. (2018)	FCAW	UNS S31803	Mistura binária: %carbono de 25%	34

Fonte: Autor (2023)

A condição soldada por Nunes (2009) em que se verificou o maior nível de microdureza foi a que se utilizou a maior energia de soldagem e maior corrente de soldagem, o que pode ter provocado a precipitação de fases intermetálicas mais duras, outro ponto apontado pelo autor é que a amostra foi soldada sem a utilização de um sistema de restrição o que pode ter reduzido a velocidade de resfriamento e favorecido a formação de austenita. No estudo de Ferreira et al. (2018) apenas a condição soldada utilizando a mistura binária de Ar + CO₂ em que o percentual de gás carbônico utilizado foi maior os valores de microdureza extrapolaram em muito os limites estabelecidos pela norma. Não é possível verificar uma tendência no aumento de microdureza quando se aumento o percentual de carbono de 10% para 15%, porém

esse aumento nos níveis de microdureza ocorreu quando se aumentou o percentual de carbono na mistura de 15% para 20% e então para 25%.

5.3 Tenacidade

Não foram encontrados muitos estudos que verificassem a influência dos parâmetros de soldagem na tenacidade da junta soldada, porém é possível perceber que, dos estudos de Nunes (2009); Nunes et al. (2011) e Alvarez et al. (2014), nos corpos de prova onde houveram menores velocidades de resfriamento, seja por aumento da energia de soldagem, utilização de um sistema de restrição, ou maior quantidade de ciclos térmicos, houve menor energia absorvida pelo material na região da ZAC, provavelmente pela maior permanência em temperaturas que promovam a precipitação de fases frágeis.

Segundo a norma Norsok M-601, para os ensaios de impacto de Charpy realizados a temperaturas inferiores a $-46\text{ }^{\circ}\text{C}$, a energia mínima absorvida pelos aços inoxidáveis ensaiados deve ser 27 J ou apresentar expansão lateral mínima de 0,38 mm. A Tabela 13 destaca as amostras que apresentaram desempenho inferior ao limite mínimo estabelecido pela norma.

Tabela 13 - Amostras soldadas com energia absorvida inferior aos limites definidos pela norma Norsok M-601

Autor	Processo	Aço	Parâmetros	Energia absorvida ou expansão lateral
Nunes (2009)	SMAW	UNS S31803	Todas as condições	Abaixo de 27 J
Fedele, Brandi e Lebrão (1999)	SMAW	UNS S31803	E=0,6 kJ/mm	ZF=0,33 mm; ZAC=0,36 mm
Nunes et al. (2011)	SMAW	UNS S31803	Todas as condições	Abaixo de 27 J

Fonte: Autor (2023)

Em ambos os trabalhos de Nunes (2009) e Nunes et al. (2011) a energia absorvida nas amostras foi bem abaixo do limite estabelecido pela norma. Quando comparada a energia absorvida pelo metal base com as energias absorvidas nas ZAC e ZF das amostras de ambos os trabalhos, a redução é de pelo menos 50%. As condições soldadas no trabalho de Fedele, Brandi e Lebrão (1999), se levado em consideração apenas a energias absorvida, todas tiveram

desempenho abaixo do limite estabelecido pela norma Norsok M-601, no entanto considerando a expansão lateral obtida, a condição utilizando menor energia de soldagem foi a que obteve desempenho abaixo do limite.

5.4 Resistência à corrosão

As propriedades de resistência à corrosão dos aços inoxidáveis duplex foram verificadas através de diversos ensaios, nos estudos de Fedele, Brandi e Lebrão (1999); Giraldo (2001) e Chaves (2013) foi verificado que as condições em que houve maiores energias de soldagem nos processos multipasse houve uma maior predisposição à corrosão. Ademais, em sua maioria, não foi verificado uma influência significativa da variação de parâmetros na determinação da temperatura crítica de pite, CPT, e no potencial de pite dos materiais. Porém, dos estudos de Pessoa (2015) e Ferreira et al. (2018), é possível depreender que condições que produzam cordões de solda com maiores níveis de inclusões não metálicas, que pode servir de sítios para nucleação e crescimento de pite, devem ser evitadas, como elevados teores de CO₂ na mistura dos gases de proteção utilizados.

6 CONSIDERAÇÕES FINAIS

A soldagem dos aços inoxidáveis duplex e superduplex revelou-se um processo complexo pois, a partir dos resultados de avaliação microestrutural, dos ensaios mecânicos e de resistência à corrosão, a condição final das juntas soldadas exibiram, a depender dos parâmetros de soldagem utilizados no processo, composição e propriedades diferentes do metal base. Por consequência, as vantagens que essa classe possui em relação aos outros materiais podem ser amenizadas ou perdidas durante o processo, invalidando o seu investimento e comprometendo todo o projeto.

O presente trabalho apresentou uma revisão sobre as transformações que podem ocorrer na zona afetada pelo calor, ZAC, e na zona fundida, ZF, durante os processos de soldagem a arco elétrico, indicando as suas principais causas e consequências. Os principais parâmetros de soldagem foram a escolha da liga, a energia de soldagem, a velocidade de soldagem, velocidade de soldagem e composição da mistura do gás de proteção. Estes parâmetros influenciaram no aporte térmico do arco, na velocidade resfriamento, e na composição química da junta soldada que se mostraram determinantes para o controle do equilíbrio entre as fases ferrita e austenita, bem como da precipitação de fases intermetálicas, como a fase sigma e nitretos, características estas que irão descrever e definir o comportamento do cordão de solda.

A escolha dos materiais, parâmetros e processo de soldagem devem ser realizadas considerando não apenas uma única característica dos aços inoxidáveis, tal como o balanceamento da microestrutura, mas também as demais propriedades que são desejadas no projeto, visto que, a exemplo dos materiais apresentados, o metal de solda de um aço inoxidável duplex ou superduplex pode aparentar grande diferença nos teores de ferrita e austenita mas a microdureza dos materiais estarem de acordo com as exigências da norma.

No mais foi verificado que as propriedades de resistência à corrosão não sofreram alterações nem apresentaram influência significativa para os níveis de variáveis estudados. Os níveis de microdureza também apresentaram pequenas variações e resultados inconclusivos quanto ao seu comportamento durante a variação dos parâmetros, além de que as condições que ficaram em desacordo com a norma ASTM A 790/A 790M, superaram em pouco os valores estabelecidos.

Quanto ao balanceamento da microestrutura se observou maior sensibilidade para variações durante os processos de soldagem, em que os teores de ferrita podem reduzir com o aumento da energia de soldagem e, para condições em se utilizou o Ar puro como gás de

proteção, os valores de ferrita ficaram muito elevados, até excederem os valores estabelecidos na norma Norsok M-601.

No tocante à propriedade de tenacidade das juntas soldadas, essa propriedade foi estudada apenas nos estudos em que se utilizou o aço UNS S31803 e o processo SMAW, nesses estudos foi verificado que houve grande redução na energia absorvida pelas juntas soldadas, ficando bem abaixo do limite estabelecido pela norma Norsok M-601, essa redução pode ser atribuída à possível presença de fases frágeis que podem ter precipitado durante o processo de soldagem.

Nesse contexto, é indicado realizar um estudo prévio com o material a ser utilizado pois, apesar da utilização de parâmetros semelhantes de soldagem, diferentes materiais responderam de forma e intensidade diferentes às suas variações, quanto às propriedades finais da junta soldada. A escolha do processo de soldagem também é uma decisão importante a ser tomada, visto que, além das vantagens e limitações do próprio processo, os parâmetros que serão utilizados na soldagem dos AID e AISD devem ser estabelecidos visando não apenas o ganho de maior produtividade, qualidade e acabamento do cordão de solda, mas também a obtenção das propriedades mecânicas e de resistência à corrosão que são pretendidas no produto final.

REFERÊNCIAS

- A. F. Padilha, L. C. Guedes. **Aços Inoxidáveis Austeníticos - Microestrutura e Propriedades** (São Paulo, Hemus, 1a ed., 1994.)
- ALVAREZ, T. R.; PAVARINO, M. R. C.; SOUZA, G. C.; PARDAL, J. M.; TAVARES, S. S. M.; FERREIRA, M. L. R.; FILHO, I. C. **Influência da Temperatura Interpasse nas Propriedades do Aço Inoxidável Duplex Durante a Soldagem pelo Processo a Arco Submerso**. Soldag. Insp. São Paulo, Vol. 19, Nº. 02, p.114-124, 2014.
- ASM Specialty Handbook, Stainless Steels**, U. S. A: ASM, 1996.
- ASTM. A 790/ A 790M - 11: **Standard Specification for Seamless and Welded Ferritic/Austenitic Stainless Steel Pipe**. Philadelphia: ASTM International. 2011a.
- ATAMERT, S.; KING, J.E. **Super duplex stainless steels - part 1 heat affected zone microstructures**. Materials Science and Technology. v. 8, n. 10, p. 896-911, 1992.
- BAESLACK, W.; LIPPOLD, J. C. **Phase transformation behavior in duplex stainless steels weldments**. Metal construction. V. 20, n. 1, p.26R-31R, 1988.
- BATISTA, H. J. **Avaliação da microestrutura e da resistência à corrosão na soldagem multipasse do superduplex UNS S32750 pelo processo MIG/MAG**. Dissertação (mestrado) – Universidade Federal do Ceará, Centro de Tecnologia, Departamento de Engenharia Metalúrgica e de Materiais, Programa de Pós-Graduação em Ciência e Engenharia de Materiais, Fortaleza, 2012.
- BETINI, E. G. **Avaliação das propriedades estruturais e térmicas de soldas realizadas em aço inoxidável duplex para aplicação em embalado para o transporte de substâncias radioativas**. 2019. 128 p. Tese (Doutorado em Tecnologia Nuclear), Instituto de Pesquisas Energéticas e Nucleares, IPEN-CNEN/SP, São Paulo, 2019.
- Brandi, S.; Padilha, A. F. **Precipitação de fase sigma em aços inoxidáveis ferríticos-austeníticos com microestrutura duplex**. In: II Seminário Brasileiro do Aço Inoxidável - Inox-90, Brasil, 1990. Proceedings. Brasil, 1990, p.135-452.
- CALLISTER, W. D.; RETHWISCH, D. G. **Ciência e engenharia de materiais: uma introdução**. 8. ed. Rio de Janeiro: LTC, 2012.
- CHARLES, J. **Structure and mechanical properties of duplex stainless steels**. In Conference Duplex Stainless Steels' 94, Glasgow-Scotland, 1994. paper K1, Proceedings. England, TWI, 1994.
- CHARLES, J. **Super duplex stainless steels: structure and properties**. In: Conference Duplex Stainless Steels'91, Proceedings. France, 1991, p. 3-48, Beaune Bourgogne-France, 1991.
- CHARLES, J. **Why and where duplex stainless steel**. In Conference Duplex Stainless steels 97. Proceedings. The Netherlands, p. 29-42, 1997.

CHARLES, J.; BERNHARDSSON, S. **Super Duplex Stainless Steels: Structure and Properties**. In: Duplex stainless steels 91, 1991, S. Les Ulis, France. Les Éditions de physique. p.3-48.

CHAVES, S. J. **Estudo eletroquímico da influência da energia de soldagem na resistência à corrosão de soldas do aço inoxidável superduplex UNS S32760**. 2013. Dissertação (Mestrado) - Programa de Pós-Graduação em Engenharia e Ciência de Materiais, Departamento de Engenharia Metalúrgica e de Materiais, Centro de Tecnologia, Universidade Federal do Ceará, Fortaleza, 2013.

CHIAVERINI, V. **Aços E Ferros Fundidos**. 7. ed. ampl. e rev. Assoc. Bras. de Metalurgia, Materiais e Mineração, 1996.

CORDEIRO, Alexander Magno et al. **Systematic review: a narrative review**. Revista do Colégio Brasileiro de Cirurgiões, v. 34, n. 6, p. 428-431, 2007.

ESCRIBA, D. M.; MATERNA-MORRISB, E.; PLAUTA, R.L.; PADILHA, A.F. **Chi-phase precipitation in a duplex stainless steel**. Materials characterization, 2009.

FEDELE, R.; Brandi, S. D.; Lebrão, S. G. **Soldagem multipasse do aço inoxidável duplex UNS S31803 por eletrodo revestido**. Revista Soldagem & Inspeção – Ano 6. Nº 1 – Suplemento Técnico BR.

FERREIRA, M. L. R.; SILVA, C. A. F.; PARDAL, J. M.; TAVARES, S. S. M. **Influência dos Gases de Proteção na Soldagem do Aço UNS S31803 com Arame E2209-T1/4 pelo Processo FCAW**. Soldagem & Inspeção. 2018;23(3):309-325.

FOLKHARD, E. **Welding Metallurgy of Stainless Steels**. Springer-Verlag, 1988. p.

FONSECA, C. S.; SILVA, S. V.; GOMES H. G.; SILVA, D. W.; JÚNIOR, J. B. G.; PINHEIRO, I. P. **Avaliação da susceptibilidade de precipitação da fase sigma na soldagem do aço inoxidável duplex SAF 2205**. Revista Matéria, v.24, n.3, 2019.

GENTIL, Vicente, **Corrosão**. 3. ed. Rio de Janeiro: LTC, 1996.

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

GUNN, R.N. **Duplex stainless steels. Microstructure, properties and applications**. Cambridge - England: Abington Publishing, 2003. 204 p.

HAN, D. et al. **Influence of the microstructure and alloying element on the polarization behavior within the crevice of UNS S32304 duplex stainless steel**. Corrosion Science, 53, p. 3796–3804, 2011.

HENKE, S. L. **Desenvolvimento de procedimento de soldagem do aço inoxidável martensítico tipo CA-6NM sem tratamento térmico posterior**. Dissertação (Mestrado) - Programa de Pós-Graduação em Engenharia Mecânica, Universidade Federal de Santa Catarina, Florianópolis, 1998.

INTERNATIONAL MOLYBDENIUM ASSOCIATION – IMO. **Practical guidelines for the fabrication of duplex stainless steels.** London - England, 2014.3 Ed.

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

KARLSSON, L; RYEN, N; PAK, S. **Precipitation of intermetallic phase in 22%Cr duplex stainless steels weld metals.** Welding Journal. V. 74, n. 1, p. 28s-40s, 1995.

Kondo, K.; Ueda, M.; Ogawa, K.; Okamoto, H.; Igarashi, M. **Precipitation behavior of sigma-related phases in 25%Cr based duplex stainless steels.** In: Conference Innovation stainless steel. Proceedings. p. 2.191-2.197, Florence-Italy, 1993.

LABIAPARI, W. S. **Abrasão-corrosão em aços inoxidáveis ferríticos,** 2015. 187f., Tese (Doutorado), Universidade Federal de Uberlândia, Uberlândia, 2015.

LIPPOLD, J.C.; AL-RUMAIH, A.M. **Toughness and pitting corrosion of duplex stainless steel weld heat-affected zone microstructures containing secondary austenite.** In: Conference Duplex Stainless Steels'97, Maastricht-The Netherlands, 1997. Proceedings. p. 1005-1010, The Netherlands, 1997.

LIPPOLD, J.C.; KOTECKI, D.J. **Welding metallurgy and weldability of stainless steels.** John Wiley & Sons, Inc, 2005.

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

LONDOÑO, A. J. R. **Precipitação de fases intermetálicas e austenita secundária na ZAC de soldagens multipasse de aços inoxidáveis duplex.** 2001. Tese (Doutorado) - Departamento de Eng. Metalúrgica, Escola Politécnica, Universidade de São Paulo, São Paulo, 2001.

MAEHARA, Y. et al. **Effects of the alloying elements on the σ phase precipitation in δ - γ duplex phase stainless steels.** Metal Science, v. 17, n. 11, p. 541-547, 1983.

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

MENEZES, J. W. A. **Análise quantitativa da fase ferrítica do aço inoxidável duplex UNS S31803 na condição soldada.** 2005. 117 f. Dissertação (Mestrado). Departamento de Engenharia Metalúrgica e de Materiais, Universidade Federal do Ceará, Fortaleza, 2005.

MODENESI, P. J.; MARQUES, P. V.; SANTOS, D. B. **Introdução à Metalurgia da Soldagem.** Belo Horizonte, 2012.

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

- MUTHUPANDI, V.; SRINIVASAN, P.B.; SESHADRI, S.K.; SUNDARESAN, S. **Effect of weld metal chemistry and heat input on the structure and properties of duplex stainless steel welds**. Materials Science and Engineering A358. Janeiro, 2003.
- NILSSON, J. O. et al. **Structural stability of super duplex stainless weld metals and its dependence on tungsten and copper**. Metallurgical and Materials Transactions A. v. 27A, n. 8, p. 2196-2208, 1996.
- NILSSON, J. O. **Super duplex stainless steels**. Materials Science and Technology, v. 8, n. 3, p. 685 - 700, 1992.
- NILSSON, J. O.; KARLSSON, L.; ANDERSSON, J. O. **Secondary austenite formation and its relation to pitting corrosion in duplex stainless steel weld metal**. Materials and Science Technology, v. 11, p. 276-283, 1995.
- NILSSON, J.O.; WILSON, A. **Influence of isothermal phase transformations on toughness and pitting corrosion of super duplex stainless steel SAF 2507**. Materials Science and Technology. v. 9, n.7, p. 545-554, 1993.
- NORSOK. **M-601: Welding and Inspection of Piping**. 2016.
- NORSTRÖM, L. A.; PETTERSSON, S.; NORDIN, S. Z. **Werkstofftech**, v. 12, p. 229-234, 1981.
- NUNES, E. B. **Propriedades mecânicas e caracterização microestrutural na soldagem do aço inoxidável duplex UNS S31803 (SAF 2205)**. Dissertação (Mestrado) - Universidade Federal do Ceará, Centro de Tecnologia, Programa de Pós-Graduação em Engenharia e Ciência de Materiais, Fortaleza, 2009.
- Nunes, E. B.; Junior, F. C. A.; Miranda, H. C.; Farias, J. P.; ABREU, H. F. G. Silva, C. C.; Motta, M. F. **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, Jul/Set 2011.
- OLIVEIRA, R. L. A.; SOUZA, D. D. B. G.; GARCIA, D.N. **Avaliação da resistência a corrosão por pites em aços duplex SAF 2304 e SAF 2507 soldados pelo processo GTAW**. Revista de Engenharia e Tecnologia V. 14, No. 1, p. 90-101, 2022.
- Olson, J.; Liljas, M. **60 years of duplex stainless steel applications**. Acom, n.2, p.17-23, 1996.
- PALÁCIO, F. O. **Estudo do efeito de parâmetros do processo GTAW pulsado na resistência à corrosão intergranular e por pite do aço inoxidável duplex UNS S32304**. 2011. Dissertação (Mestrado) - Programa de Pós-Graduação em Engenharia Mecânica, Universidade Federal do Espírito Santo, Vitória, 2011.
- PAULI, E. A. **Estudo da soldabilidade do aço inoxidável lean duplex UNS S82441 utilizando o processo MIG/MAG com diferentes energias de soldagem**. Tese (Doutorado) - Escola Politécnica da Universidade de São Paulo. Departamento de Engenharia Metalúrgica e de Materiais, São Paulo, 2017.

- PEREIRA, A. S. **Desenvolvimento de procedimento de reparo por soldagem em aços inoxidáveis martensíticos, com metal de adição similar sem TTP.** Dissertação (Mestrado) - Programa de Pós-Graduação em Engenharia Mecânica, Universidade Federal de Santa Catarina, Florianópolis, 2000.
- PESSOA, A. R. P. **Soldagem em chapas de aços inoxidáveis superduplex UNS S32750 utilizando o processo arame tubular.** Tese (doutorado) – Universidade Federal do Ceará, Centro de Tecnologia, Departamento de Engenharia Metalúrgica e de Materiais, Programa de Pós-Graduação em Engenharia e Ciência de Materiais, Fortaleza, 2015.
- PINTO, P. S. G. **Avaliação da resistência ao impacto de juntas de aço inoxidável superduplex soldadas por GMAW pulsado com diferentes misturas gasosas.** 2009. Dissertação (Mestrado). Universidade Federal do Rio Grande do Sul. Porto Alegre, 2009.
- Potgieter, J. H.; Cortie, M. B. **Determination of the microstructure and alloy element distribution in experimental duplex stainless steels.** Materials Characterization, v.26, n.3, p. 155-65. 1991.
- RADEMAKERS, P. L. F.; VUIK, J. **Factors influencing microstructure and properties of weldments in duplex stainless steels.** In: Conference Joining/Welding 2000. Proceedings. London, IIW, p. 253-270, The Hague-The Netherlands 1991.
- RAMIREZ, A. J. **Precipitação de fases intermetálicas e austenita secundária na ZAC de soldagem multipasse de aços inoxidáveis duplex.** São Paulo, 2001. Tese (Doutorado) - Escola Politécnica, Universidade de São Paulo.
- RAMIREZ, A.J.; LIPPOLD, J. C.; BRANDI, S.D.; **The relationship between chromium nitride and secondary austenite precipitation in duplex stainless steels.** Metallurgical and materials transactions A. v.34, p.1575-1597, 2003.
- SEDRIKS A. J. **Corrosion of stainless steels.** 2 ed. cap. 1 e 2. New York: John Wiley & Sons, p. 431, 1996
- SILVA, A. F. **Análise da influência dos Parâmetros de Soldagem na Zona Termicamente Afetada (ZTA) de chapas de aço inoxidável duplex UNS S31803.** Monografia (graduação) - Instituto Federal do Espírito Santo, Campus São Mateus, Coordenadoria de Curso Superior de Engenharia Mecânica, São Mateus, 2022.
- SILVA, A. L. C.; MEI, P. R. **Aços e Ligas Especiais.** 2. ed. Sumaré: Eletrometal S. A. Metais Especiais, 1988.
- SIMMONS, J.W. **Overview: high-nitrogen alloying of stainless steels.** Materials Science and Engineering A. v. A207, p. 159-169, 1996.
- SMITH, William F. **Structure and Properties of Engineering Alloys.** 2. ed. Singapore: McGraw - Hill, 1993.
- SOLOMON, H. D.; DEVINE, T. M. **Duplex Stainless Steels - A tale of two phases.** In: Proc. Conf. Duplex Stainless Steels'82, 1982, Ohio. ASM, Materials Park. p.693 - 756.
- VAROL, I.; LIPPOLD, J. C.; BAESLACK III, W. A. **Welding of duplex stainless steels.** Key Engineering Materials. v. 69-70, p. 217-252, 1992.

VOSGERAU, Dilmeire Sant'Anna Ramos; ROMANOWSKI, Joana Paulin. **Estudos de revisão: implicações conceituais e metodológicas**. Revista diálogo educacional, v. 14, n. 41, p. 165-189, 2014.

WAINER, E.; BRANDI, S. D.; MELLO, F. D. H.; **Soldagem: processos e metalurgia**. São Paulo: Edgard Blücher, 2004.

WELDING Handbook, v 6, 8. ed., 1971.

WELDING Handbook. Vol. 1, 8. ed. U. S. A: AWS,1998.

WELDING Handbook. Vol. 4, 8. ed. U. S. A: AWS,1998.

Will, C.R. **Comportamento a corrosão de juntas de superduplex UNS S 32760 soldadas por GMAW pulsado com diferentes misturas gasosas**. 2009. Dissertação (Mestrado) - Universidade Federal do Rio Grande do Sul. Porto Alegre, 2009.