



UNIVERSIDADE FEDERAL DA PARAÍBA  
CENTRO DE TECNOLOGIA  
CURSO DE GRADUAÇÃO EM ENGENHARIA MECÂNICA

ARTHUR JOSÉ DE ANDRADE FERREIRA

**INFLUÊNCIA DA VELOCIDADE DA SOLDAGEM TIG AUTÓGENA SOBRE  
CARACTERÍSTICAS MACRO E MICROESTRUTURAIS E DUREZA DE CHAPAS  
FINAS DE AÇO INOXIDÁVEL DUPLEX**

João Pessoa  
2024

ARTHUR JOSÉ DE ANDRADE FERREIRA

**INFLUÊNCIA DA VELOCIDADE DA SOLDAGEM TIG AUTÓGENA SOBRE  
CARACTERÍSTICAS MACRO E MICROESTRUTURAIS E DUREZA DE CHAPAS  
FINAS DE AÇO INOXIDÁVEL DUPLEX**

Trabalho de Conclusão de Curso submetido à  
Universidade Federal da Paraíba como requisito  
à obtenção do título de engenheiro mecânico.  
Área de concentração: Materiais e Processos de  
Fabricação.

Orientadora: Cristiana dos Santos Nunes

João Pessoa  
2024

**Catálogo na publicação**  
**Seção de Catalogação e Classificação**

F383i Ferreira, Arthur José de Andrade.

Influência da velocidade da soldagem TIG autógena sobre características macro e microestruturais e dureza de chapas finas de aço inoxidável duplex / Arthur José de Andrade Ferreira. - João Pessoa, 2024.  
66 f. : il.

Orientação: Cristiana dos Santos Nunes.  
TCC (Graduação) - UFPB/CT.

1. aço inoxidável duplex. 2. chapas finas. 3. soldagem TIG autógena. 4. velocidade de soldagem. I. Nunes, Cristiana dos Santos. II. Título.

UFPB/CT/BSCT

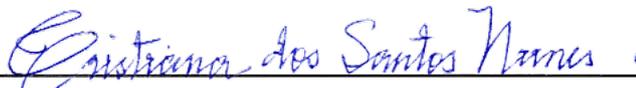
CDU 621(043.2)

ARTHUR JOSÉ DE ANDRADE FERREIRA

**INFLUÊNCIA DA VELOCIDADE DA SOLDAGEM TIG AUTÓGENA SOBRE  
CARACTERÍSTICAS MACRO E MICROESTRUTURAIS E DUREZA DE CHAPAS  
FINAS DE AÇO INOXIDÁVEL DUPLEX**

Trabalho de Conclusão de Curso submetido à  
Universidade Federal da Paraíba como requisito  
à obtenção do título de engenheiro mecânico.  
Área de concentração: Materiais e Processos de  
Fabricação.

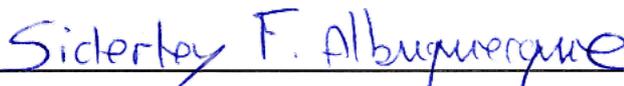
Trabalho apresentado em sessão de defesa pública, obtendo o conceito APROVADO em 2 de maio de 2024 sob a avaliação da banca examinadora a seguir:



**Profa. Dra. Cristiana dos Santos Nunes (Orientadora)**  
DEM/CT/UFPB



**Prof. Dr. José Hilton Ferreira da Silva (Membro)**  
DEM/CT/UFPB



**Prof. Dr. Siderley Fernandes Albuquerque (Membro)**  
DEM/CT/UFPB

*Aos meus avós, Geralda Soares Ferreira e Severino Santino Ferreira, ambos in memoriam, e Maria das Dores Pereira de Andrade e José Inácio de Andrade, in memoriam. Das riquezas imateriais que me legaram, seus nomes são a maior delas.*

## AGRADECIMENTOS

Este trabalho foi desenvolvido com o apoio de diversas pessoas, que, nesta página, reconheço e desejo em elevada estima.

À profa. Cristiana Nunes, cuja qualidade de orientação foi imensurável durante toda a elaboração deste trabalho e o conduziu maestralmente comigo.

Aos professores José Hilton Ferreira e Siderley Albuquerque, pelo aceite para compor a banca examinadora desta monografia.

À Aperam, pela doação do produto utilizado nos experimentos realizados.

À JA Metalúrgica, pela disponibilização do maquinário.

Aos técnicos do Laboratório de Oficina Mecânica do Centro de Tecnologia, particularmente Fábio Barroso e Josivan Paz, pela solicitude nos serviços.

Aos técnicos do Laboratório de Solidificação Rápida do Centro de Tecnologia e ao coordenador do mesmo, prof. Bruno Guedes de Lima, pelo apoio.

Aos colegas de curso Caio Victor Moraes, Álvaro Miguel Anjos e Pedro Felipe Mangueira, pela convivência no Lab. de Solidificação Rápida.

À Unidade Acadêmica de Controle e Processos Industriais do Instituto Federal de Educação, Ciência e Tecnologia da Paraíba, na pessoa do prof. Walter Fialho, pela disponibilidade de espaço, equipamentos e insumos de soldagem.

Ao departamento de Química do Centro de Ciências Exatas e da Natureza, nas pessoas do prof. Cosme Martínez Salinas e dos técnicos Severino do Monte Filho e Ted Leitão, pela disponibilização de reagentes.

Aos projetos de extensão Motorius UFPB, Fórmula E-motion e Fórmula UFPB pelo empréstimo de equipamentos.

Aos colegas do Centro Acadêmico de Engenharia Mecânica Prof. Francisco Pontes de Carvalho, pela convivência e companheirismo, que tornaram esta graduação mais leve; em particular, a Israel Barbosa, cujo carregador tomado de empréstimo foi essencial para realização do ataque eletrolítico.

Aos que compõem o Curso de Graduação em Engenharia Mecânica do Centro de Tecnologia da Universidade Federal da Paraíba, pela formação profissional ofertada em alto nível.

À minha família: Gilvanda, Geralda Aline e Ademar, cujo amor, apoio, compreensão e incentivo me permitiram chegar ao fim deste curso.

Ao meu avô materno, José Inácio de Andrade (*in memoriam*), cujo saudoso zelo para com sua esposa, seus filhos, genros, netos e bisnetos foi a maior força ao longo desta formação.

A todos aqueles que, direta ou indiretamente, contribuíram para esta realização e para o aperfeiçoamento pessoal e profissional deste que vos escreve.

Acima de tudo, “Glória seja ao Pai, / ao Filho e ao Amor também, / que é um só Deus / em Pessoas três, / agora e sempre, e sem fim. / Amém” (Ofício [...], 2017).

*“A graça não é saber o que acontece.  
É saber como acontece e quando acontece.”*  
Lisbela [...] (2003, 3 min 45 s).

*“Verso l’alto.”*  
Frassati (1925).

## RESUMO

O presente trabalho teve como objetivo avaliar os efeitos da velocidade de soldagem em chapas finas de aço inoxidável duplex UNS S32205, com espessura de 2,3 mm, sobre a microestrutura e a dureza da solda. Quatro juntas de solda foram formadas pelo processo de soldagem TIG autógena, sob restrição, com corrente de 100 A em polaridade direta, vazões constantes de argônio puro como gás de proteção e velocidades de soldagem distintas, na faixa de 36,3 a 64,6 mm · min<sup>-1</sup>. Todas as soldas autógenas foram avaliadas através de inspeção de visual, medida de distorção angular, micrografia óptica e ensaio de microdureza. Os resultados obtidos na inspeção visual mostraram relação inversa entre a velocidade de soldagem e a extensão da zona afetada pelo calor, exceto quando houve aproximação da tocha de soldagem das peças, e que as amostras soldadas sofreram distorção variando de aproximadamente 0,5 a 1,3° associadas tanto ao comprimento da solda autógena quanto à simetria desta com a junta em T. A avaliação micrográfica revelou a presença de nuvens de cromo nos grãos de ferrita na zona afetada pelo calor e na zona fundida e o desbalanceamento das fases ferrita e austenita devido à não reposição de nitrogênio pelo gás de proteção. Observou-se que a velocidade de soldagem é diretamente proporcional ao teor de austenita e a sua forma, o que influencia diretamente na microestrutura final, e indiretamente relacionada ao teor de precipitados e ao refino de grão de ferrita, o que causa o deslocamento do valor máximo de microdureza da zona fundida à zona afetada pelo calor, a depender do tamanho de grão ferrítico, do desbalanceamento de fases favorável à ferrita e do teor de precipitados de nitretos de cromo ao longo da zona afetada pelo calor.

**Palavras-chave:** aço inoxidável duplex; chapas finas; soldagem TIG autógena; velocidade de soldagem.

## ABSTRACT

The present study aimed to evaluate the effects of TIG welding travel speed on thin sheets of duplex stainless steel UNS S32205, with a thickness of 2.3 mm, on the microstructure and hardness of the weld. Four weld joints were formed using the autogenous TIG welding process, under restraint, with a current of 100 A in direct polarity, maintaining constant flows of pure argon and varying travel speeds ranging from 36.3 to 64.6 mm · min<sup>-1</sup>. The autogenous welds were evaluated through visual inspection, measurement of angular distortion, optical microscopy and microhardness testing. The results of visual inspection showed an inverse relationship between travel speed and the extent of the heat-affected zone, except when the welding torch approached the workpieces. It was also observed that the welded samples exhibited distortions ranging from approximately 0.5 to 1.3°, associated with both length of the autogenous weld and its symmetry with the T-joint. Micrographic analysis revealed the presence of chromium clouds in ferrite grains in the heat-affected zone and in the fusion zone, as well as an imbalance in the ferrite and austenite phases due to the lack of nitrogen replenishment by the shielding gas. It was observed that travel speed is directly proportional to the austenite content and its structures, which directly influences the final microstructure, and indirectly related to the precipitate content and refinement of ferrite grain, causing the displacement of the maximum hardness value from the fusion zone to the heat-affected zone, depending on ferritic grain size, on phase imbalance favorable to ferrite, and on the chromium nitride precipitate content along the heat-affected zone.

**Keywords:** duplex stainless steel; thin plates; autogenous TIG welding; travel speed.

## LISTA DE FIGURAS

Figura 1 – Microestrutura do aço inox duplex UNS S32205 . . . . .	21
Figura 2 – Diagrama WRC-1992 de teores de liga bifásica ferrita-austenita, com destaque para o aço UNS S32205 . . . . .	25
Figura 3 – Diagramas ternários de fases isotérmicos do AID UNS S32205 a 1.200 e 800°C	26
Figura 4 – Diagramas ternários de fases isotérmicos do AID UNS S32205 a 750 e 600°C	26
Figura 5 – Diagramas ternários de fases isotérmicos do AID UNS S32205 a 450 e a 300°C	27
Figura 6 – Diagrama transformação-tempo-temperatura (TTT) para alguns aços inoxidáveis duplex . . . . .	27
Figura 7 – Diagrama de equilíbrio pH vs. E para o sistema ferro-água a 25°C . . . . .	29
Figura 8 – Esquemático de uma soldagem TIG . . . . .	30
Figura 9 – Esquema de Rosenthal de soldagem de chapas . . . . .	34
Figura 10 – Distribuição volumétrica do calor pelo duplo-elipsoide de Goldak, Chakravarti e Bibby . . . . .	35
Figura 11 – Regiões da junta soldada e respectivas fases metalúrgicas desenvolvidas durante o resfriamento . . . . .	37
Figura 12 – Medidas da chapa após aplainamento . . . . .	42
Figura 13 – Chapas fixadas na bancada quando da soldagem . . . . .	43
Figura 14 – Desenho da soldagem realizada, com cotas em milímetros e escala 1 : 1 . . . . .	44
Figura 15 – Face superior da amostra 2 antes do embutimento . . . . .	45
Figura 16 – Espécimes ao fim do polimento com pedaços de metal indicando o local do passe de raiz . . . . .	46
Figura 17 – Ataque eletrolítico sobre as amostras . . . . .	47
Figura 18 – Microdurometria das amostras . . . . .	48
Figura 19 – Inspeção visual das chapas soldadas após primeiro passe de soldagem . . . . .	49
Figura 20 – Inspeção visual das chapas soldadas após segundo passe de soldagem . . . . .	50
Figura 21 – Micrografia do metal como recebido, aumento de 100× . . . . .	51
Figura 22 – Micrografia dos metais de base e das ZAC's, ampliação de 100× . . . . .	52
Figura 23 – Micrografia das zonas fundidas, ampliadas em 100× . . . . .	54
Figura 24 – Micrografia das três zonas da solda da amostra 4, ampliada em 50× . . . . .	55
Figura 25 – Perfil de microdureza da amostra 1 . . . . .	55
Figura 26 – Perfil de microdureza da amostra 2 . . . . .	56
Figura 27 – Perfil de microdureza da amostra 3 . . . . .	57
Figura 28 – Perfil de microdureza da amostra 4 . . . . .	57

## LISTA DE QUADROS

Quadro 1 – Elementos mais relevantes no AID UNS S32205 ou SAF 2205, teores mássicos típicos e efeitos. . . . .	23
--	----

## LISTA DE TABELAS

Tabela 1 – Principais propriedades dos aços inoxidáveis UNS S31603 (austenítico) e UNS S32205 (duplex) . . . . .	28
Tabela 2 – Parâmetros para tratamento térmico pós-soldagem em AID . . . . .	30
Tabela 3 – Propriedades físicas do AID UNS S32205, limites de $Q$ para chapas de até 7 mm de espessura e valores de espessura relativa . . . . .	40
Tabela 4 – Valores típicos para soldagem TIG de AIDs . . . . .	40
Tabela 5 – Teores dos componentes das amostras, % m/m . . . . .	42
Tabela 6 – Parâmetros das soldagens . . . . .	44
Tabela 7 – Distorções após primeiro passe de soldagem . . . . .	50

## LISTA DE ABREVIATURAS E SIGLAS

”	Polegada
%	Por cento
°	Grau
°C	Grau Celsius
°F	Grau Fahrenheit
× / ·	Vezez
A	Ampère
AC	<i>Alternating current</i>
AIA	Aço inoxidável austenítico
AID	Aço inoxidável duplex
AIF	Aço inoxidável ferrítico
AISI	<i>American Iron and Steel Institute</i>
ASME	<i>American Society for Mechanical Engineers</i>
ASTM	<i>American Society for Testing and Materials</i>
AWS	<i>American Welding Society</i>
Ar	Gás argônio
C	Carbono
C <sub>2</sub> H <sub>2</sub> O <sub>4</sub>	Ácido oxálico
CC/DC	Corrente contínua/ <i>Direct current</i>
CCPD	Corrente contínua em polaridade direta
CCPI	Corrente contínua em polaridade inversa
CO <sub>2</sub>	Dióxido de carbono
CT	Centro de Tecnologia
CeO <sub>2</sub>	Óxido de cério
Cl <sup>-</sup>	Ânion cloreto

Cr	Cromo
Cr <sub>2</sub> N	Dicrometo de nitrogênio
Cr <sub>eq</sub>	Cromo equivalente
dpi	<i>Dot per inch</i>
Fe	Ferro
g	Gramma
H	Hidrogênio
HBW	Dureza Brinell aferida com esfera indentadora de carbeto de tungstênio
HCl	Ácido clorídrico
H <sub>2</sub>	Gás hidrogênio
H <sub>2</sub> SO <sub>4</sub>	Ácido sulfúrico
HRBC	Dureza na escala C de Rockwell
HRBW	Dureza na escala B de Rockwell aferida com esfera indentadora de carbeto de tungstênio
HV	Dureza Vickers
HV/0,05	Microdureza Vickers aferida com carga de 0,05 kgf
He	Gás hélio
h	Hora
IFPB	Instituto Federal de Educação, Ciência e Tecnologia da Paraíba
IMOA	<i>International Molybdenium Association</i>
ISO	<i>International Organization for Standardization</i>
J	Joule
kg	Quilograma
kgf	Quilograma-força
kJ	Quilojoule
LSR	Laboratório de Solidificação Rápida

La <sub>2</sub> O <sub>3</sub>	Óxido de lantânio III
l	Litro
MB	Metal de base
Mo	Molibdênio
Mn	Manganês
MPa	Megapascal
% m/m	Porcentagem em massa
% m/v	Porcentagem em massa por volume
m	Metro
mesh	Grão por polegada quadrada
min	Minuto
ml	Mililitro
mm	Milímetro
mN	Milnewton
mW	Miliwatt
N	Nitrogênio
N <sub>2</sub>	Gás nitrogênio
Ni	Níquel
Ni <sub>eq</sub>	Níquel equivalente
n <sup>o</sup> .	Número
P	Fósforo
PREN	<i>Pitting equivalent resistance number</i>
Petrobras	Petróleo Brasileiro S.A.
S	Enxofre
SAF	<i>Sandvik Austenite Ferrite</i>
SCE	Eletrodo padrão de calomelano

SMAW	<i>Shielded Metal Arc Welding</i>
Si	Silício
SiC	Carbureto de silício
s	Segundo
TIG	<i>Tungsten Inert Gas</i>
TTT	Transformação-tempo-temperatura
Ti	Titânio
UFPB	Universidade Federal da Paraíba
UNS	<i>Unified Numbering System</i>
V	Volt
W	Watt
WRC	<i>Welding Research Council</i>
ZAC	Zona afetada pelo calor
ZAC-TE	Zona afetada pelo calor de temperatura elevada
ZAC-TB	Zona afetada pelo calor de temperatura reduzida
ZF	Zona fundida
$\alpha$ -Fe	Ferro-alfa ou ferrita
$\alpha'$ -Fe	Ferrita-linha
$\gamma$ -Fe	Ferro-gama ou austenita
$\gamma_1$ -Fe	Austenita primária
$\gamma_2$ -Fe	Austenita secundária
$\delta$ -Fe	Ferro-delta ou ferrita-delta
$\mu$	Micro
$\mu\text{m}$	Micrometro ou micron
$\pi$	Fase pi
$\sigma$	Fase sigma
$\chi$	Fase qui

## LISTA DE SÍMBOLOS

$\% \text{ Cr}$	Porcentagem em massa de cromo
$\% \text{ Mo}$	Porcentagem em massa de molibdênio
$\% \text{ W}$	Porcentagem em massa de tungstênio
$\% \text{ N}$	Porcentagem em massa de nitrogênio
$Q$	Energia de soldagem
$\eta$	Eficiência energética de soldagem
$U$	Tensão de soldagem
$I$	Corrente de soldagem
$v$	Velocidade de soldagem
$T$	Temperatura
$T_0$	Temperatura inicial
$T_p$	Temperatura de pico
$\pi$	Número $\pi$
$k$	Condutividade térmica do material
$h$	Espessura da peça
$\exp$	Função exponencial natural
$\alpha$	Difusividade térmica do material
$y$	Ordenada do sistema fixo
$t$	Tempo
$K_0$	Função de Bessel de segundo tipo e ordem 0
$x$	Abscissa do sistema fixo
$z$	Cota do sistema fixo
$\rho$	Massa específica do material
$c_p$	Calor específico do material
$T_m$	Temperatura de fusão do material

$e$	Número de Euler
$\Delta t_{12/8}$	Tempo de resfriamento entre as temperaturas de 1.200 a 800°C
$\Delta t_{8/5}$	Tempo de resfriamento entre as temperaturas de 800 a 500°C
$\Delta t_{4/3}$	Tempo de resfriamento entre as temperaturas de 400 a 300°C
$q_f$	Potência absorvida por unidade de volume na região anterior da soldagem
$f_f$	Parâmetro de fração de calor da região anterior
$a$	Parâmetro geométrico de largura de solda
$b_f$	Parâmetro geométrico anterior de comprimento de solda
$c$	Parâmetro geométrico de profundidade de poça de solda
$\tau$	Parâmetro de correção temporal
$q_r$	Potência absorvida por unidade de volume na região posterior da soldagem
$f_r$	Parâmetro de fração de calor da região posterior
$b_r$	Parâmetro geométrico posterior de comprimento de solda
$\tau_{rt}$	Espessura do produto em relação ao processo de soldagem
$h_{He}$	Coefficiente de transferência de calor por convecção do hélio
ISO 4063 - 142	Código da soldagem TIG autógena conforme norma ISO 4063
ISO 6947 - PA	Código da posição horizontal de soldagem conforme norma ISO 6947
$e^-$	Orientação real da corrente elétrica

## SUMÁRIO

<b>1</b>	<b>INTRODUÇÃO</b>	19
<b>2</b>	<b>OBJETIVOS E JUSTIFICATIVA</b>	20
2.1	Objetivo Geral	20
2.2	Objetivos Específicos	20
2.3	Justificativa	20
<b>3</b>	<b>REFERENCIAL TEÓRICO</b>	21
3.1	Aços Inoxidáveis Duplex	21
3.1.1	<i>Classificação dos AIDs</i>	22
3.1.2	<i>Efeitos dos elementos de liga nos AIDs</i>	23
3.1.3	<i>Metalurgia física dos AIDs</i>	25
3.1.4	<i>Propriedades mecânicas, térmicas e de resistência à corrosão dos AIDs</i>	28
3.1.5	<i>Sensitização e vulnerabilidade ao hidrogênio</i>	28
3.1.6	<i>Tratabilidade térmica dos AIDs</i>	29
3.2	Soldagem TIG	30
3.2.1	<i>Parâmetros da soldagem TIG</i>	31
3.2.1.1	<i>Corrente</i>	31
3.2.1.2	<i>Eletrodo e sua distância da peça</i>	31
3.2.1.3	<i>Metal de adição</i>	32
3.2.1.4	<i>Gás de proteção</i>	32
3.2.2	<i>Energia da soldagem TIG</i>	33
3.2.3	<i>Análise térmica sobre a soldagem TIG</i>	33
3.2.3.1	<i>Solução analítica apresentada por Rosenthal para chapas finas</i>	33
3.2.3.2	<i>Solução numérica apresentada por Goldak, Chakravarti e Bibby</i>	35
3.3	Soldagem em Aços Inoxidáveis Duplex	36
3.3.1	<i>Metalurgia da solda</i>	36
3.3.1.1	<i>Microestrutura da zona de fusão</i>	36
3.3.1.2	<i>Microestrutura da ZAC</i>	37
3.3.2	<i>Parâmetros da junta soldada</i>	38
3.3.2.1	<i>Balço ferrita/austenita</i>	38
3.3.2.2	<i>Teor de precipitados</i>	38
3.3.2.3	<i>Dimensões do cordão de solda</i>	39
3.3.2.4	<i>Propriedades mecânicas e de resistência à corrosão</i>	39
3.3.3	<i>Influência da espessura da peça na transferência de calor e na metalurgia</i>	39
3.3.4	<i>Valores usuais para o processo TIG</i>	40
<b>4</b>	<b>MATERIAIS E MÉTODOS</b>	42
4.1	Peças de Trabalho	42

4.2	Preparação e Parametrização da Soldagem . . . . .	43
4.3	Preparação Metalográfica . . . . .	45
4.4	Macrografia . . . . .	46
4.5	Caracterização Microestrutural . . . . .	47
4.6	Microdurometria Vickers . . . . .	47
5	<b>RESULTADOS E DISCUSSÕES . . . . .</b>	49
5.1	Inspeção Visual . . . . .	49
5.1.1	<i>Distorção devida à soldagem . . . . .</i>	50
5.2	Caracterização Microestrutural . . . . .	51
5.2.1	<i>Material como recebido . . . . .</i>	51
5.2.2	<i>Interface entre metal de base e zona afetada pelo calor . . . . .</i>	52
5.2.3	<i>Interface entre zona fundida e zona afetada pelo calor . . . . .</i>	53
5.2.4	<i>Microestrutura do MB para ZAC e ZF . . . . .</i>	54
5.3	Microdureza . . . . .	55
5.3.1	<i>Amostra 1 . . . . .</i>	55
5.3.2	<i>Amostra 2 . . . . .</i>	56
5.3.3	<i>Amostra 3 . . . . .</i>	56
5.3.4	<i>Amostra 4 . . . . .</i>	57
6	<b>CONCLUSÕES . . . . .</b>	58
7	<b>RECOMENDAÇÕES PARA TRABALHOS FUTUROS . . . . .</b>	59
	<b>REFERÊNCIAS . . . . .</b>	60
	<b>APÊNDICE A – ARTIGOS DE BASE PARA PARAMETRIZAÇÃO DA SOLDAGEM . . . . .</b>	66

## 1 INTRODUÇÃO

O novo modelo teórico de estudo de materiais e processos de fabricação, desenvolvido em meados do século XIX e aprofundado no século XX, que correlaciona a microestrutura às propriedades que os itens fabricados apresentam, permitiu significativa melhoria da aplicabilidade de materiais. Do mesmo modo, processos siderúrgicos e de fabricação diversos têm sido descritos assertivamente e seus efeitos sobre fabricados são melhor compreendidos.

Ao longo do seu desenvolvimento no século XX, o aço inoxidável conseguiu destaque industrial devido a suas propriedades anticorrosivas em elevado grau, e enquanto principal meio de união de peças, a soldagem a arco elétrico por eletrodo de tungstênio com proteção a gás inerte (TIG) é tipificada em alto nível de qualidade quando comparada a outros processos de fabricação.

A soldagem é um processo que impõe um alto teor de energia na forma de calor a materiais que tipicamente possuem alta condutividade térmica, onde a geometria da peça rege a dissipação do calor fornecido à mesma e o aço inoxidável duplex (AID) é considerado como aço especial devido a suas apreciáveis propriedades estruturais e anticorrosivas, que o qualificam para aplicação em um largo espectro de projetos mecânicos. Neste sentido, deseja-se responder à seguinte indagação: **qual a influência dos principais parâmetros da soldagem TIG autógena em chapas finas de aço inoxidável UNS S32205?**

Para responder esta pergunta, realizou-se um trabalho do tipo teórico e experimental, com a pesquisa de conteúdos sobre este material e este processo de fabricação, a execução de uma união de chapas de 2,3 mm de espessura e a análise comparativa da chapa como recebida e das juntas soldadas quanto às suas características macroscópicas, microscópicas e de dureza.

## **2 OBJETIVOS E JUSTIFICATIVA**

### **2.1 Objetivo Geral**

Avaliar o efeito da velocidade de soldagem nos aspectos visuais, microestruturais e na microdureza de chapas finas de aço inoxidável duplex unidas por soldagem TIG sem metal de adição.

### **2.2 Objetivos Específicos**

- Investigar o estado-da-arte sobre pesquisas de soldagens TIG de AIDs, especialmente para chapas finas de AID e soldagens autógenas;
- Realizar soldagens TIG autógenas com velocidades de passe diferentes e corrente, tensão, composição e fluxo de gás inerte em condições iguais;
- Analisar por meio de procedimentos de metalografia a estrutura macroscópica e microscópica de uma chapa de AID UNS S32205 como recebida do fabricante e após passes de soldagem TIG autógena, e;
- Avaliar a microdureza Vickers ao longo do material recebido e ao longo das regiões da solda.

### **2.3 Justificativa**

Nas áreas de aplicação dos aços inoxidáveis, o AID tem ganhado espaço como substituto do aço inoxidável austenítico (AIA), para o qual esta soldagem é um processo usual. Contudo, considerando o amplo espectro de parâmetros de soldagens por arco elétrico e o alto valor agregado que tanto o aço inox duplex quanto a soldagem com eletrodo de tungstênio possuem, ainda há lacunas a preencher sobre como a soldagem TIG sem metal de adição influencia as principais propriedades dos AIDs, particularmente para chapas de espessura reduzida e sem uso de metal de adição.

### 3 REFERENCIAL TEÓRICO

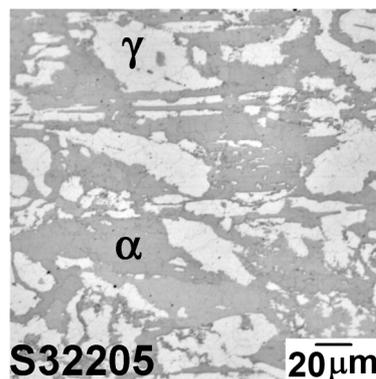
Neste capítulo, são apresentados os conhecimentos fundamentais do material de trabalho e do processo de fabricação ao qual o mesmo foi submetido. O levantamento de conteúdo consiste no conteúdo mais utilizado como referência a nível de graduação sobre o AID (concentrando-se sobre o grau UNS S32205) e sobre a soldagem TIG. Desta apresentação, se discute a soldabilidade a TIG dos aços duplex com base nos mais recentes artigos, trabalhos acadêmicos, manuais de soldagem e apresentações em eventos a fim de se delimitar os parâmetros válidos da soldagem que se almejou realizar.

#### 3.1 Aços Inoxidáveis Duplex

O AID foi desenvolvido em 1930 na Suécia pela *Avesta Ironworks* para suprir as demandas por proteção à corrosão intergranular, que afeta consideravelmente os aços inoxidáveis ferríticos (AIFs) e de resistência ao calor. Inicialmente, seu teor de ferrita na zona afetada pelo calor (ZAC) inviabilizava a soldagem, mas na década de 1970 a obtenção de AID por adição de nitrogênio a um aço inox austenítico conquistou-lhes a soldabilidade (Outokumpu, 2013, 2020).

A característica definidora de um AID é sua microestrutura combinada das fases ferrita e austenita em frações aproximadamente iguais, obtida de um adequado balanceamento de ferro, cromo (18 a 27%), níquel (4 a 7%), molibdênio (1 a 4%) e outros elementos (Costa e Silva e Mei, 2021). A Figura 1 apresenta a microestrutura típica deste aço, caracterizada por lamelas de austenita ( $\gamma$ -Fe) e ferrita ( $\alpha$ -Fe) alternadas (Santos *et al.*, 2016).

Figura 1 – Microestrutura do aço inox duplex UNS S32205



Fonte: Santos *et al.* (2016, p. 123).

Por ser um material bifásico às temperaturas típicas de sua aplicação, o AID possui as propriedades apreciadas nos aços inox ferríticos (elevada resistência à corrosão sob tensão) e austeníticos (elevada soldabilidade), além de propriedades mecânicas que excedem as do aço inox austenítico, o que permite reduzir o consumo de material onde projetos onde a aplicação de aço inox austenítico é típica: tanques de cargas químicas, indústria alimentícia, petroquímica, de papel e celulose, óleo e gás, automotiva, dessalinização, águas residuais, além de aplicações

estruturais em atmosferas agressivas (Outokumpu, 2013).

O AID é obtido a partir do aumento dos teores de cromo (Cr) e molibdênio (Mo) do AIA, além do aumento do teor de nitrogênio, os quais conferem-no as seguintes propriedades: elevada resistência mecânica, boa tenacidade, resistência à corrosão muito boa em diversos meios e excelente resistência à corrosão sob tensão e à fadiga. O projeto de uma liga de AID inicia pela definição almejada de resistência mecânica (na prática, significa determinar o teor de nitrogênio adicionado à liga) e tem como parâmetros a obtenção de uma estrutura (i) quimicamente estável (a fim de resistir à corrosão), (ii) homoganeamente dissolvida (para eliminar as fases intermetálicas “defeituosas” quando da solubilização) e (iii) que confira as propriedades almejadas das fases ferrita e austenita (Costa e Silva e Mei, 2021).

### 3.1.1 Classificação dos AIDs

Aços inoxidáveis são classificados tipicamente quanto a sua resistência à corrosão através do número equivalente de resistência ao pite (PREN). Pite, *pitting* ou, ainda, corrosão alveolar, é uma forma de corrosão caracterizada pela formação de profundas cavidades de pequeno diâmetro no material (furos capilares), causando uma redução praticamente imperceptível de massa que é potencialmente danosa, pois podem conduzir a estrutura à falha súbita. É mais comum em atmosferas ricas em íons de halógenos (cloretos, por exemplo) e de temperaturas elevadas.

Este parâmetro estabelece que as frações mássicas de cromo (% Cr), molibdênio (% Mo), nitrogênio (% N) e tungstênio (% W) quantificam a resistência a simulações iguais de corrosão por *pitting*. O valor de PREN é estabelecido conforme a Equação 1 (Okamoto, 1992).

$$\text{PREN} = \% \text{Cr} + 3,3 \cdot (\% \text{Mo} + 0,5 \cdot \% \text{W}) + 16 \cdot \% \text{N} \quad (1)$$

Com base no valor de PREN, o AID é classificado como (IMOA, 2023; Unified Alloys, 2021):

- a) duplex enxuto ou *lean duplex*, quando possui número de PREN entre 25 e 28, resistência à corrosão por pite e por frestas similar ou ligeiramente inferior à do aço inoxidável UNS S31603 (austenítico, com PREN entre 26 e 32) e resistência ao escoamento elevada, que o confere adequação a aplicações estruturais;
- b) duplex padrão ou *standard duplex*, quando possui número de PREN entre 33 e 36, resistência à corrosão por pite e por frestas similar ao aço UNS N8904 (austenítico, com PREN entre 32 e 39) e resistência ao escoamento mais que duas vezes maior do que a do aço inoxidável UNS S31603, que o adequa a aplicações estruturais e vasos de pressão;
- c) superduplex, quando possui número de PREN entre 38 e 43, resistência à corrosão por pite e por frestas similares aos aços inoxidáveis superausteníticos com 6% de molibdênio em massa (classificados com PREN entre 42 e 49), sendo tipicamente utilizado em encanamentos, trocadores de calor, tanques e vasos de pressão de processos químicos e aplicações marítimas;

- d) hiperduplex, quando possui número de PREN entre 49 e 53, de uso típico em ambientes altamente ricos em ácidos ou cloreto, é de produção limitada e atualmente é restrito a tubos sem costura.

### 3.1.2 Efeitos dos elementos de liga nos AIDs

Os elementos que compõem o AID deste trabalho são apresentados no Quadro 1.

Quadro 1 – Elementos mais relevantes no AID UNS S32205 ou SAF 2205, teores mássicos típicos e efeitos. (continua)

<b>Elemento</b>	<b>Porcentagem típica em massa (%)</b>	<b>Principais efeitos</b>
Cromo (Cr)	22,0 – 23,0	Fundamenta a proteção à corrosão (formação de um filme passivo de óxido quando da exposição à atmosfera), além de promover a ocorrência da estrutura ferrítica.
Níquel (Ni)	4,5 – 6,5	Tipicamente usado para promover a ocorrência da estrutura austenítica, promove também ductilidade e tenacidade. Adicionalmente, reduz a taxa de corrosão ativa, o que é vantajoso em ambientes ácidos.
Molibdênio (Mo)	3,0 – 3,5	Aumenta significativamente as resistências às corrosões uniforme e localizada. De certo modo, aumenta a resistência mecânica e promove a microestrutura ferrítica. No entanto, aumenta o risco de formação de fases secundárias.
Manganês (Mn)	2,00	Tipicamente utilizado em aços inox para promover ductilidade no trabalho a quente, resistência mecânica, tenacidade e temperabilidade. Seu efeito no balanço ferrita/austenita é dependente da temperatura: a baixas temperaturas, age como estabilizador de austenita, mas a altas temperaturas age como estabilizador de ferrita. Também aumenta a solubilidade do nitrogênio e é usado para obter altos teores de nitrogênio em AIDs. Quando age como estabilizador de austenita, pode substituir o níquel.
Silício (Si)	1,00	Aumenta a resistência à oxidação tanto em altas temperaturas quanto em soluções fortemente oxidantes em baixas temperaturas. Aumenta a resistência mecânica e promove a microestrutura ferrítica.

Quadro 1 – Elementos mais relevantes no AID UNS S32205 ou SAF 2205, teores mássicos típicos e efeitos. (conclusão)

<b>Elemento</b>	<b>Porcentagem típica em massa (%)</b>	<b>Principais efeitos</b>
Nitrogênio (N)	0,14 – 0,20	Um excelente formador de austenita que também aumenta consideravelmente a resistência mecânica. Aumenta a resistência à corrosão localizada, particularmente em combinação com molibdênio.
Carbono (C)	0,030	Aumenta significativamente a resistência mecânica e promove a microestrutura austenítica. Porcentagens mássicas superiores a 0,030% diminuem a resistência à corrosão intergranular devido à precipitação de carbonetos.
Fósforo (P)	0,030	Aumenta a usinabilidade, mas tem efeito degradante sobre a resistência à corrosão e aumenta a tendência à fratura durante a soldagem.
Enxofre (S)	0,020	Aumenta a usinabilidade e reduz ligeiramente a resistência à corrosão, ductilidade, soldabilidade e formabilidade.

Fontes: adaptado e traduzido de Aalco (2019), ASTM (2023) e Outokumpu (2013).

Cruz Junior (2015) ainda lista nióbio (Nb) e titânio (Ti) como elementos estabilizadores, que impedem “o empobrecimento de Cr via precipitação em forma de carbonetos que provocaria uma diminuição da resistência à corrosão em contornos de grão pelo processo conhecido como sensitização”.

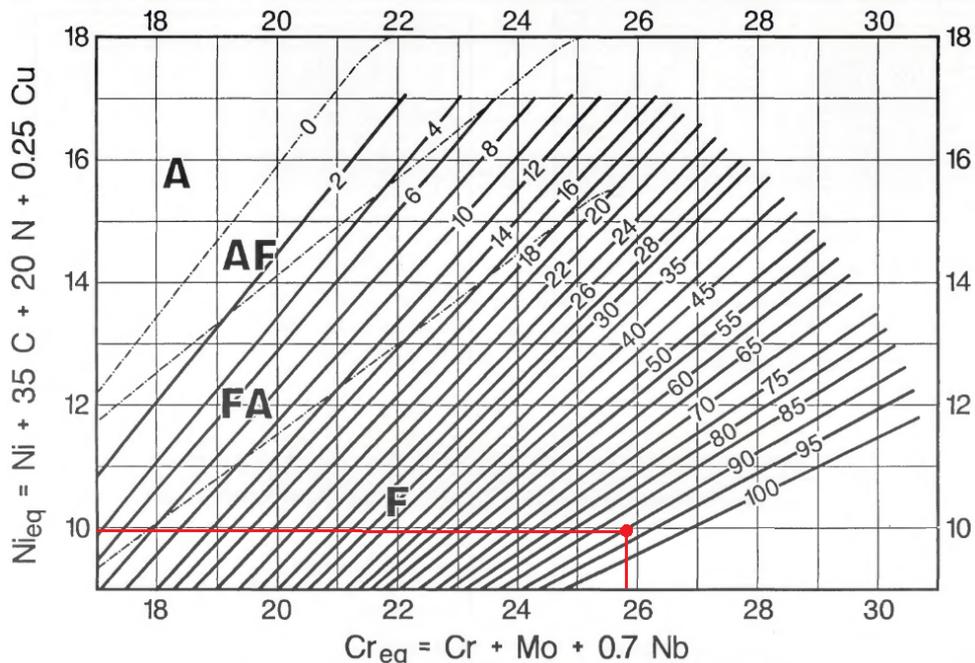
Em síntese, a composição majoritária do AID é de ferro, cromo e níquel, onde o balanço microestrutural é um produto dos efeitos alfacênicos e gamagênicos dos elementos de liga, as propriedades anticorrosivas específicas são conferidas pelos elementos a partir da quarta maior composição (molibdênio, manganês e silício) e à exceção do nitrogênio, que é um elemento gamagênico e promotor de propriedade mecânica e anticorrosiva, os elementos com as menores composições melhoram a usinabilidade em detrimento das propriedades anticorrosivas.

A composição química do AID UNS S32205 é similar à do AID UNS S31803, o que faz com que compartilhem a classificação SAF 2205. Os trabalhos elaborados com o UNS S31803 são válidos ao UNS S32205, pois a diferença mais significativa entre os mesmos é o teor mínimo de N que é 0,06% superior no UNS S32205. Para a liga UNS S32205, substituindo os teores em massa mínimos e máximos do Quadro 1, o PREN está no intervalo 34,14 – 37,75, o que a classifica como duplex padrão, comparável ao AID UNS S31603.

O teor de ferrita e austenita de um aço inox pode ser estimado em termos dos efeitos estabilizadores das fases austenita e ferrita que os elementos de liga causam. Consideravelmente preciso, o diagrama WRC-1992 foi desenvolvido a partir do gráfico de Schaeffler (1949) modifi-

cado por DeLong (1974) e determina a composição bifásica pelos teores de cromo equivalente ( $Cr_{eq}$ ) (grau de estabilidade da ferrita) e níquel equivalente ( $Ni_{eq}$ ) (grau de estabilidade da austenita). Estes teores são obtidos pela soma ponderada da fração mássica dos elementos que compõem uma liga, com os coeficientes apresentados nos eixos da Figura 2.

Figura 2 – Diagrama WRC-1992 de teores de liga bifásica ferrita-austenita, com destaque para o aço UNS S32205



Fonte: adaptado de Kotecki e Siewert (1992, p. 176s).

O teor de ferrita quando do resfriamento de um aço inox é uma variável importante em projetos mecânicos, pois valores fora de intervalos especificados empecilham seu uso em estruturas, criogenia, entre outras, além de aumentar a probabilidade de formação de fases deletérias na liga.

Calculando a razão  $Cr_{eq}/Ni_{eq}$  para diversos AIDs, a Figura 2 indica que a solidificação destes é do tipo F, ou seja, a nucleação de austenita ocorre em meio à ferrita solidificada. Este modo de resfriamento caracteriza a microestrutura da zona fundida da solda do AID e é discutido adequadamente na seção 3.3.1.1.

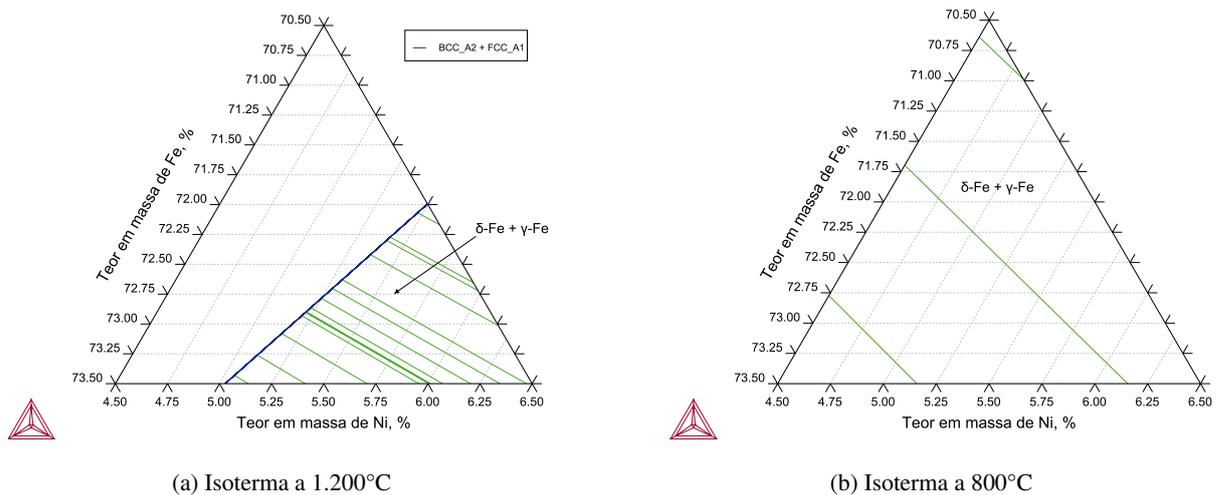
### 3.1.3 Metalurgia física dos AIDs

O AID é melhor compreendido no diagrama de fases ternário Fe-Cr-Ni. A visualização pode ser de dois modos: fixando o teor mássico de um dos elementos (tipicamente Fe a 70%, por exemplo), obtém-se o diagrama pseudobinário (ou isopleta) dos elementos variáveis (Cr e Ni) ou fixando a temperatura para obter diagramas de seções isotérmicas triangulares - nesta representação, o teor de cada elemento de liga varia ao longo do lado do triângulo e cada valor de temperatura está associado a um diagrama.

Num resfriamento suficientemente lento, para o teor mássico de Fe da ordem de 73%

à faixa de 1.200°C surgem para teores de Ni superiores a 5% as fases ferrita-delta ( $\delta$ -Fe) e austenita, cujas nucleações na liga são efeito direto da estabilidade que, respectivamente, os teores mássicos de Cr e Ni promovem; à faixa de 850°C o campo ferrita-austenita ocupa toda a região de classificação do AID UNS S32205 - vide as isotermas da Figura 3.

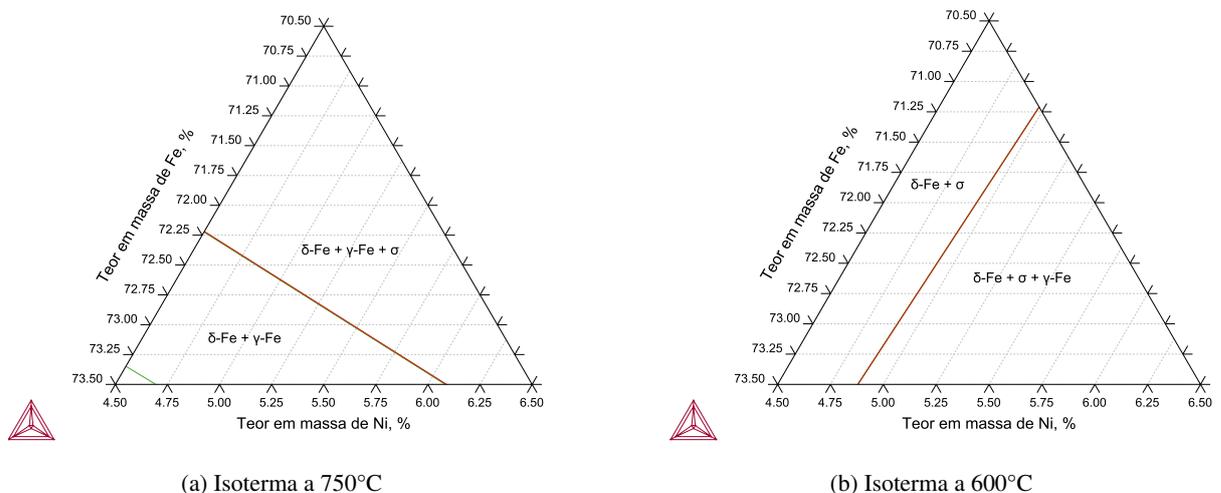
Figura 3 – Diagramas ternários de fases isotérmicos do AID UNS S32205 a 1.200 e 800°C



Fonte: elaboração própria.

Promovida pelo aumento do teor mássico de Cr, à faixa de 750°C surge nos interstícios das fases o precipitado intermetálico  $\sigma$ , um composto de estrutura tetragonal de Fe-Cr que avança sobre a ferrita e causa fragilização e perda de resistência à corrosão - vide as isotermas da Figura 4; à faixa de 600°C as fases  $\delta$ -Fe e  $\sigma$  estão presentes na região de classificação do AID UNS S32205.

Figura 4 – Diagramas ternários de fases isotérmicos do AID UNS S32205 a 750 e 600°C

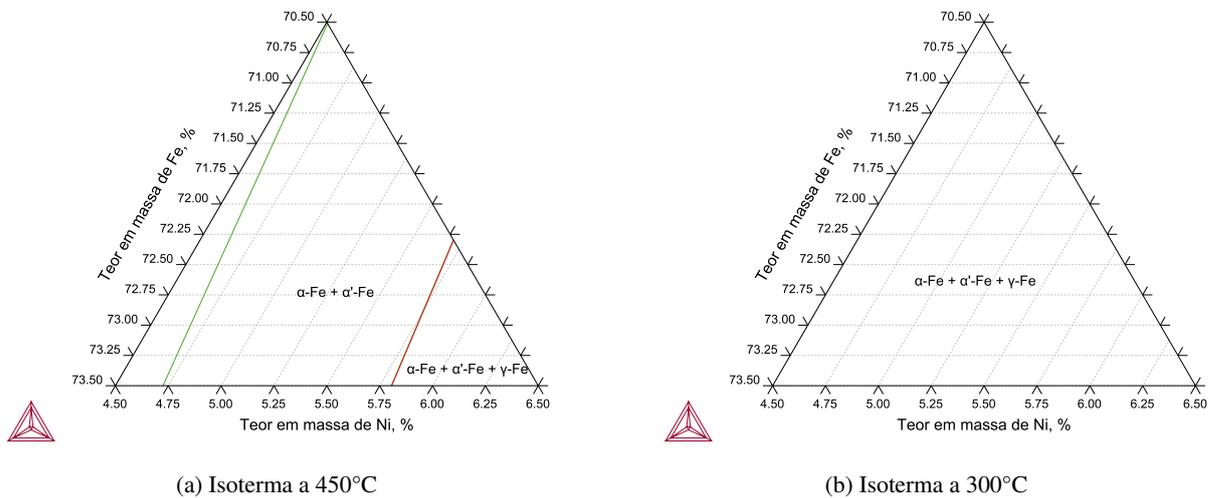


Fonte: elaboração própria.

A fase ferrita-linha ( $\alpha'$ -Fe), estrutura rica em Cr oriunda de estabilização de  $\alpha$ -Fe, surge

pouco acima dos 475°C e também possui efeitos prejudiciais às propriedades de resistência à corrosão e resistência mecânica - nos AIDs, este fenômeno é tipicamente referido por fragilização a 475°C. Por fim, para a faixa de 300°C e inferiores, a composição final é de ferrita, ferrita-linha e austenita - conforme a Figura 5.

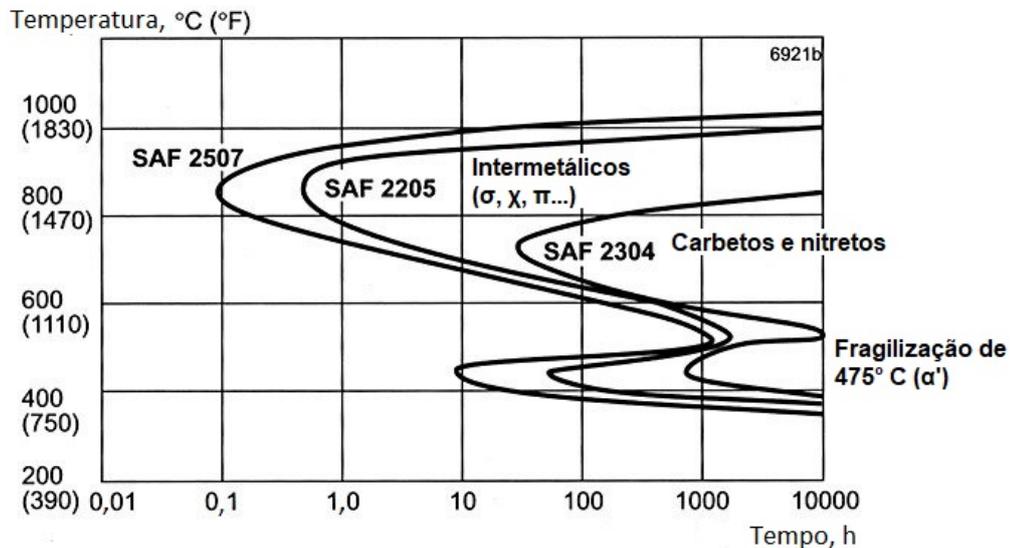
Figura 5 – Diagramas ternários de fases isotérmicos do AID UNS S32205 a 450 e a 300°C



Fonte: elaboração própria.

Para resfriamentos rápidos, porém, ocorre a precipitação de carbonetos e nitretos, causada pela difusão de Cr ou Ni aos contornos de grão e que promovem gradientes significativos de propriedades mecânicas e anticorrosivas ao longo do material (anisotropia), interferindo no modo de resfriamento e causando significativa discrepância de casos reais com os diagramas de fase ternários ou pseudobinários. A Figura 6 apresenta a faixa de ocorrência típica para algumas ligas de AID.

Figura 6 – Diagrama transformação-tempo-temperatura (TTT) para alguns aços inoxidáveis duplex



Fonte: adaptado de Vicente (2011).

### 3.1.4 Propriedades mecânicas, térmicas e de resistência à corrosão dos AIDs

O amplo espectro de aplicabilidade do AID é um efeito de seu comportamento quando de solicitações mecânicas, térmicas e químicas. A Tabela 1 destaca as principais propriedades do UNS S32205 em comparação ao aço UNS S31603 (ou ASTM 316L).

Tabela 1 – Principais propriedades dos aços inoxidáveis UNS S31603 (austenítico) e UNS S32205 (duplex)

Propriedade	UNS S31603	UNS S32205
Propriedades mecânicas		
Tensão de escoamento (MPa)	170	450
Resistência à tração (MPa)	485	655
Dureza Brinell (HBW)	217	293
Dureza Rockwell	95 HRBW	31 HRC
Propriedades térmicas		
Condutividade ( $W \cdot m^{-1} \cdot ^\circ C^{-1}$ )		
a 100°C	15	16
a 300°C	19	18
Elongação entre 30 – 100°C ( $\mu \cdot ^\circ C^{-1}$ )	16,56	12,97
Propriedades anticorrosivas		
Taxa de corrosão de 0,1 mm · ano <sup>-1</sup> em atmosfera estagnada a 20°C		
teor em massa de H <sub>2</sub> SO <sub>4</sub> (%)	85,3	92,7
teor em massa de HCl (%)	1,0	1,35
Corrosão por pite em solução de NaCl, potencial de SCE + 300 mV a 80°C		
teor em massa de Cl <sup>-</sup> (%)	0,01	0,75
Corrosão sob tensão em solução cloretada a 200°C		
teor em massa de Cl <sup>-</sup> (%)	$53,85 \cdot 10^{-6}$	$9,25 \cdot 10^{-3}$

Fontes: adaptado e traduzido de ASTM (2023, p. 8-9) e SMT (2009, p. 9-13).

Resumidamente, observa-se que o AID UNS S32205 supera boa parte das principais propriedades relevantes do AIA UNS S31603, pois as solicitações mecânicas, térmicas e a ambiência corrosiva sobre este AID devem ser superiores às do AIA. Não obstante a similaridade de suas condutividades térmicas, a dilatação térmica do AID é comparável à do aço carbono, o que lhe torna menos suscetível aos defeitos de solda (tensões residuais, mordeduras, etc.).

### 3.1.5 Sensitização e vulnerabilidade ao hidrogênio

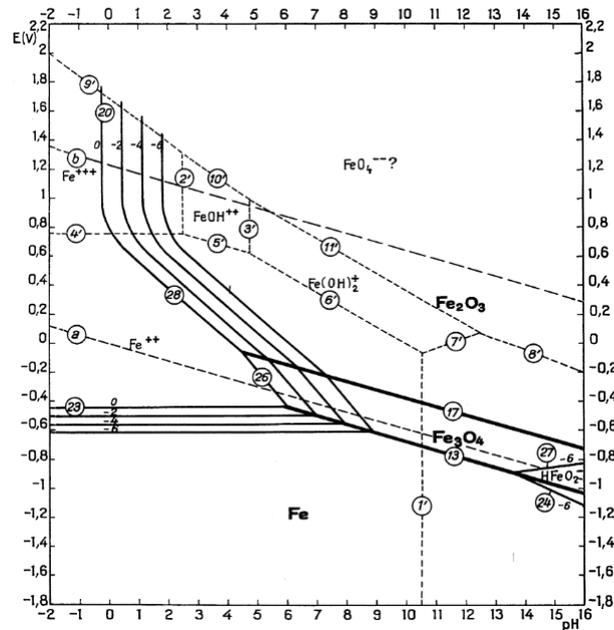
À temperatura de 25°C, a imunidade à corrosão do aço inoxidável é garantida pelo potencial negativo

aplicado à estrutura de modo a levá-la para sua região de imunidade do Fe de acordo com o diagrama de Pourbaix [1974]. [...] Porém, ao mesmo tempo em que a proteção catódica reduz o potencial do metal e deixa-o na região de imunidade, geralmente, o metal também se apresenta abaixo da linha de estabilidade do hidrogênio atômico (Farias, 2013).

A sobreposição das regiões de instabilidade de hidrogênio e de proteção do aço inox no diagrama de Pourbaix do ferro viabiliza a difusão dos íons de hidrogênio no metal. Em meio à estrutura cristalina, os íons se difundem pelo potencial químico intrínseco à liga e se concentram

nos interstícios onde carbonetos de cromo precipitam - já sujeitos à corrosão devido à depleção de Cr na estrutura cristalina, pressurizando o local e promovendo plasticidade local (Farias, 2013; Pereira, 2018); a este fenômeno dá-se o nome de fragilização por hidrogênio. A região de proteção do ferro corresponde à região 1' da Figura 7.

Figura 7 – Diagrama de equilíbrio pH vs. E para o sistema ferro-água a 25°C



Fonte: Pourbaix (1974, p. 313).

Comparado ao AIF, o AID se destaca por ser menos suscetível à sensitização devido, entre outros fatores, ao menor teor de carbono. Também se destaca o tratamento térmico de solubilização, aplicável tanto em AIDs quanto em AIAs para o controle das tensões devidas à pressurização dos átomos de hidrogênio.

### 3.1.6 Tratabilidade térmica dos AIDs

A propensão à formação de diversas fases e intermetálicos deletérios restringe significativamente o espectro de tratamentos térmicos aplicáveis aos AIDs. Para a ASME (2023, tradução nossa), “o tratamento térmico pós-soldagem não é obrigatório nem proibido, mas qualquer tratamento térmico aplicado deverá ser [...] seguido de resfriamento em líquido ou resfriamento rápido por outros meios”. A Tabela 2 sintetiza os principais parâmetros de um tratamento térmico pós-soldagem para vasos de pressão fabricados em AID.

Foram relatados tratamentos térmicos pós-soldagem com patamares, tempos de resfriamento e efeitos sobre as propriedades mecânicas e anticorrosivas variados para aços duplex. O teor de ferrita aumenta para tratamentos térmicos com patamar de 350°C destinados a promover alívio de tensões de sensitização e diminui em patamares de 1.050°C devido ao resfriamento lento (Sim *et al.*, 2019). Para resfriamentos em água, a permanência em 1.080°C favoreceu o balanço volumétrico ferrita-austenita e o refino de grão devido aos efeitos de recristalização (Mohammed

Tabela 2 – Parâmetros para tratamento térmico pós-soldagem em AID

Parâmetro	Valor especificado
Temperatura do forno quando da inserção da peça (°C)	425
Rampa de aquecimento mínima (°C · h <sup>-1</sup> )	222
Rampa de aquecimento máxima (°C · h <sup>-1</sup> · m <sup>-1</sup> )	222 · espessura <sup>-1</sup>
Diferença máxima de temperatura no aquecimento (°C · m <sup>-1</sup> )	140 · 4,6 <sup>-1</sup>
Temperatura de patamar (°C)	1.020 – 1.100
Duração mínima de patamar (h)	...
Diferença máxima de temperatura no patamar (°C)	83
Método de resfriamento	Imersão em líquido ou resfriamento rápido por outros meios

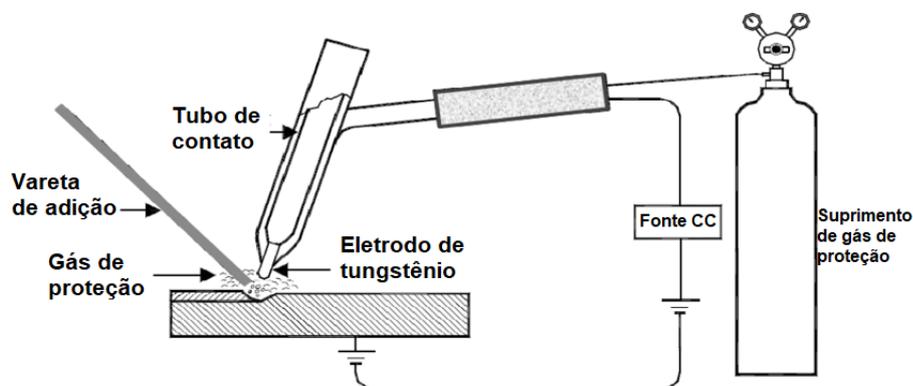
Fonte: adaptado de ASME (2023, tradução nossa).

Asif, Shrikrishna e Sathiya, 2016). Em valores baixos de tratamento térmico (patamares de 600, 650, 700 e 750°C) por oito horas e resfriamento a ar calmo, foi observado o aumento de propriedades mecânicas como resistência mecânica, dureza e alongamento, com destaque para o valor de 650°C o menor teor de precipitados deletérios (Caetano, 2019).

### 3.2 Soldagem TIG

A soldagem TIG foi desenvolvida na década de 1920, com o uso de gases inertes como elemento protetor do eletrodo da soldagem manual a arco elétrico (SMAW). Contudo, foi apenas na década de 1940 que o processo tomou a forma que é conhecido, com o desenvolvimento do eletrodo de tungstênio e a necessidade da indústria aeronáutica por soldas de maior qualidade do que aquelas obtidas via SMAW em metais reativos (como alumínio e magnésio) e substituir o rebitemento como processo de união de chapas finas (AWS, 2003). A soldagem TIG se caracteriza pela união de peças metálicas por fusão, cuja energia advém de um arco elétrico estabelecido entre o eletrodo e as peças a unir, onde o arco elétrico e a poça de fusão são protegidos da contaminação atmosférica por uma mistura de gases não reagentes. A Figura 8 apresenta um esquema dos componentes do processo.

Figura 8 – Esquemático de uma soldagem TIG



Fonte: Sharma *et al.* (2020, tradução nossa).

Como o metal de adição e o arco elétrico podem ser manejados separadamente, a soldagem TIG se destaca pelo excelente controle energético do processo e a preservação da

integralidade do eletrodo pode dispensar a adição de metal, o que é favorável em chapas de baixa espessura.

Contudo, o custo elevado do maquinário e dos consumíveis e o tempo necessário reduzem a recomendação do processo a materiais de alto valor agregado (aço inoxidável, por exemplo) e soldagens onde a qualidade da solda seja um requisito superior à produtividade e ao custo operacional (Marques, Modenesi e Bracarense, 2017), além de que o processo é pouco tolerante à contaminação pelo eletrodo ou pela atmosfera (AWS, 2022).

### **3.2.1 Parâmetros da soldagem TIG**

Selecionar os parâmetros de um processo de soldagem envolve a consideração de propriedades dos materiais, do processo e desejadas quando da aplicação, a saber: grau de similaridade entre o(s) metal(is) de base e o metal de adição, características das solicitações (mecânicas e/ou termoquímicas) sobre as peças a serem unidas quando do uso, nível de disponibilidade operacional do processo de soldagem, grau de produtividade, custo e qualidade desejáveis, propriedades referentes à manutenção, etc; cada parâmetro está relacionado em maior ou menor grau a uma ou mais variáveis do processo: soldabilidade do(s) material(is), formato de junta, direção de solda, ângulo de ponta da tocha de soldagem, execução, etc.

Para a soldagem TIG as variáveis com influência primária em um largo espectro de operações são: corrente, eletrodo e distância do mesmo à solda, metal de adição e gás de proteção.

#### **3.2.1.1 Corrente**

A corrente pode ser admitida como o parâmetro mais significativo no controle do processo de união por soldagem, pois, em geral, o cordão de solda é tão profundo e largo quanto intensa é a corrente. Apesar da predominância da corrente contínua sobre as peças a unir, a soldagem TIG admite, também, as correntes contínua pulsada, alternada senoidal e alternada quadrada. A conexão do eletrodo ao terminal negativo e da peça de trabalho ao terminal positivo (CCPD), mais comum, aumenta a profundidade da poça de solda e reduz o tempo de soldagem, enquanto que a configuração inversa (CCPI) permite uma excelente limpeza de óxidos da região de solda, mas leva ao superaquecimento do eletrodo (AWS, 2003).

#### **3.2.1.2 Eletrodo e sua distância da peça**

O eletrodo é selecionado conforme a espessura dos metais a serem soldados e o tipo de corrente. Tipicamente, são catalogados os de ligas de matriz de tungstênio com tória ( $\text{ThO}_2$ ), céria ( $\text{CeO}_2$ ), lantana ( $\text{La}_2\text{O}_3$ ) e zircônia ( $\text{ZrO}_2$ ). Estes componentes e revestimentos promovem um arco elétrico mais estável, o que permite que correntes mais elevadas sejam utilizadas quando comparado ao eletrodo de tungstênio puro (Kotecki e Armao, 2003; Avesta Welding, 2004).

Cada material possui indicações específicas quanto aos requisitos da fabricação e aos parâmetros da operação.

Eletrodos de maior diâmetro e ponta hemisférica são indicados para a polaridade inversa (CCPI), para a polaridade alternada se usa tipicamente ponta esférica e eletrodos com área de seção transversal menores e pontas cônicas são indicadas às polaridades diretas (CCPD) contínua e pulsada.

O arco se estabelece pela tensão entre o eletrodo e a peça e a facilidade ao determiná-lo é o que o permite caracterizar os processos de soldagem. Via de regra, é o último parâmetro a ser determinado, pois as influências dos outros parâmetros (intensidade de corrente, eletrodo e gás de proteção) são mais significativas no processo, além de influenciar o valor da tensão elétrica. O comprimento do arco é diretamente proporcional ao comprimento e inversamente proporcional à profundidade da poça de solda, o que indica para que a tensão seja nos menores valores possíveis (AWS, 2003).

#### 3.2.1.3 *Metal de adição*

A solda constitui, numa estrutura metálica homogênea, um ponto de concentração de tensão, onde a probabilidade de falhas é maior. Portanto, é esperado que o metal de adição tenha composição adequada ao processo e aos metais de base fim de controlar o dano que a soldagem causa à peça. Via de regra, o metal de adição e sua taxa de deposição são selecionados conforme o material da peça e os requisitos da fabricação.

Em casos particulares, o metal de adição pode ser dispensado (soldagem autógena), desde que o processo seja devidamente protegido do trincamento a quente (AWS, 2003) e de alterações microestruturais abruptas. A soldagem autógena é um tópico relevante, pois reduz a necessidade de energia de soldagem, material, grau de controle do processo e simplifica a análise metalúrgica, mas aumenta o nível de exigência às qualidades almejadas de projeto.

O uso de pedaços do eletrodo como metal de adição não é recomendado, pois a presença de compostos de tungstênio é prejudicial às propriedades do AID (Avesta Welding, 2004). Quanto ao uso pedaços do metal de base como metal de adição, não há indícios de consenso entre as referências (Avesta Welding, 2004; Marques, Modenesi e Bracarense, 2017).

#### 3.2.1.4 *Gás de proteção*

Tipicamente, o gás utilizado é argônio (Ar), hélio (He) ou uma mistura de ambos, onde o teor de He é da ordem de 20 a 30% (Marques, Modenesi e Bracarense, 2017; SMT, 2018). Os gases nitrogênio (N<sub>2</sub>), hidrogênio (H<sub>2</sub>) ou dióxido de carbono (CO<sub>2</sub>) podem ser encontrados a depender da composição dos metais de base ou da intensidade do processo e promovem a transferência de energia do eletrodo à peça. O fluxo de gás de proteção atua não só como isolante da poça de solda à reatividade atmosférica, mas também como estabilizador do arco, que está

influyente à força magnética (induzida pela corrente), à habilidade do operador e à quantidade de movimento transferida pelo fluxo (laminar ou turbulento) de gás.

### 3.2.2 *Energia da soldagem TIG*

Parâmetro fundamental na soldagem por arco elétrico, a energia de soldagem indica a energia transferida à peça por unidade de comprimento percorrido. Atribuída a Adams Jr (1958 *apud* Linnert, 1994), a energia de soldagem  $Q$ , em  $\text{kJ} \cdot \text{mm}^{-1}$ , é apresentada na Equação 2,

$$Q = \eta \frac{U \cdot I}{v}, \quad (2)$$

onde  $\eta$  é a eficiência térmica do processo,  $U$  é a tensão de soldagem, em V,  $I$  é a intensidade da corrente de soldagem, em A, e  $v$  é a velocidade de passe, em  $\text{mm} \cdot \text{s}^{-1}$ .

Cada processo de soldagem possui valores recomendados de energia para diferentes materiais. A energia de soldagem é, portanto, o parâmetro inicial que analisa a adequação dos valores de corrente, tensão, velocidade de passe e tipo de soldagem combinados.

### 3.2.3 *Análise térmica sobre a soldagem TIG*

As propriedades térmicas do material e o alto aporte energético do processo requerem que a soldagem de aços inoxidáveis por arco elétrico disponha de razoável controle termodinâmico. Como exemplo, energias de soldagem elevadas aplicadas a chapas espessas pode ocorrer uma alta dissipação do calor na peça, com a consequência da perda de controle das transformações de fase e em chapas finas há o risco de perfuração da peça.

A análise térmica de operações de soldagem TIG parte da equação de transferência de calor em regime transiente e se desenvolve por meio da solução analítica ou numérica. Cada solução admite hipóteses específicas, requer diferentes graus de sofisticação e apresenta diferentes graus de exatidão com a realidade.

#### 3.2.3.1 *Solução analítica apresentada por Rosenthal para chapas finas*

Desenvolvida em meados da década de 40 do século XX, a solução admite como hipóteses: gradientes de calor ao longo da espessura de chapa negligenciáveis, fonte de calor puntiforme, material com propriedades térmicas constantes, perdas de calor por convecção e radiação e ganhos de calor por efeito Joule inexistentes.

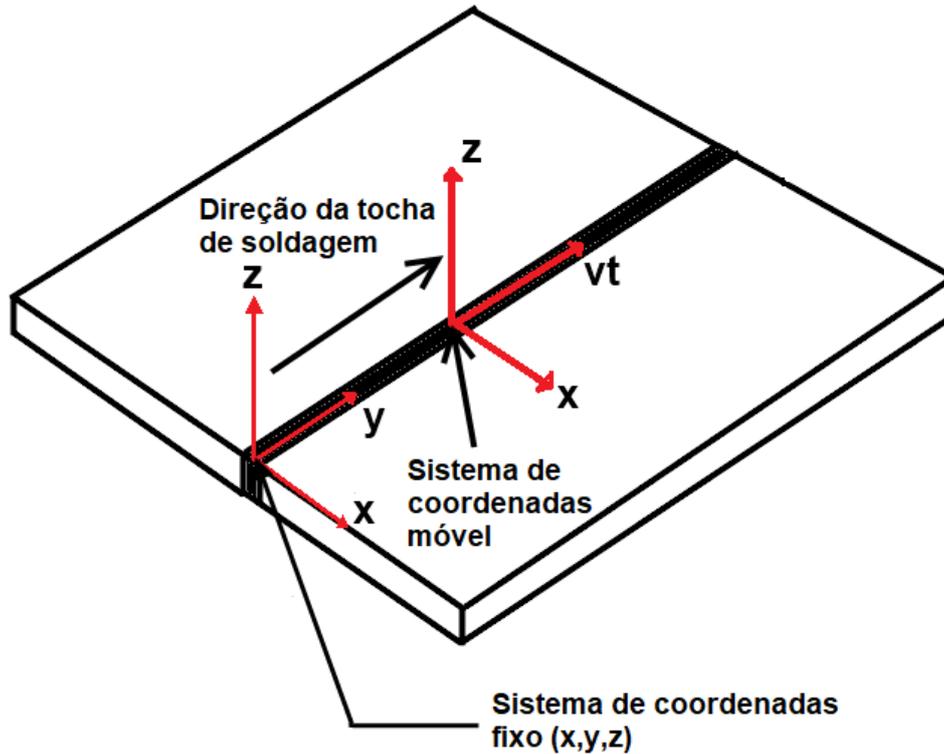
O valor para o instante  $t$ , em s, da temperatura  $T$  numa chapa fina soldada a partir de uma temperatura  $T_0$ , ambas em  $^{\circ}\text{C}$ , sob uma fonte de calor móvel que se desloca ao longo do eixo  $y$  com uma velocidade  $v$  é fornecida pela Equação 3,

$$T = T_0 + \frac{Qv}{2\pi kh} \exp \left[ -\frac{v}{2\alpha}(y - vt) \right] K_0 \left( \frac{v}{2\alpha} \sqrt{(y - vt)^2 + x^2} \right), \quad (3)$$

onde  $k$  é a condutividade térmica do material, em  $W \cdot m^{-1} \cdot ^\circ C^{-1}$ ,  $h$  é a espessura da peça, em m,  $\alpha$  é a difusividade térmica do material, em  $m^2 \cdot s^{-1}$ ,  $x$  e  $y$  são, respectivamente, a abscissa e a ordenada do sistema fixo, em m, e  $K_0$  é a função de Bessel de segundo tipo e ordem 0 (Rosenthal, 1941).

A Figura 9 esquematiza o processo e subsidia a compreensão dos termos da Equação 3.

Figura 9 – Esquema de Rosenthal de soldagem de chapas



Fonte: adaptado de Dutta e Narendranath (2014).

A velocidade de resfriamento  $R$ , em  $^\circ C \cdot s^{-1}$ , ou seja, a derivada da Equação 3 com respeito ao tempo, assume a forma da Equação 4 (Jhaveri, Moffatt e Adams Jr, 1962),

$$R = 2\pi k \rho c_p \left( \frac{h}{Q} \right)^2 (T - T_0)^3, \quad (4)$$

onde  $\rho$  é a densidade do material, em  $g \cdot m^{-3}$ ,  $c_p$  é o calor específico do material, em  $J \cdot g^{-1} \cdot ^\circ C^{-1}$  e o resfriamento é entre as temperaturas  $T$  e  $T_0$ .

Adicionalmente, a consideração como chapa fina torna válida, para a temperatura de pico  $T_p$  - em  $^\circ C$  - de um ponto a uma distância  $x$  da linha de fusão, a Equação 5 (Adams Jr, 1958),

$$T_p = T_0 + \frac{Q (T_m - T_0)}{\sqrt{2\pi e \rho c_p h x} (T_m - T_0) + Q}, \quad (5)$$

onde  $T_m$  é a temperatura de fusão do material, em  $^\circ C$ .

A equação de Rosenthal (3) permite calcular a temperatura em qualquer ponto da peça de trabalho com respeito à fonte de calor, enquanto que a equação de Adams (5) fornece a

temperatura máxima em qualquer distância da linha de fusão, desde que esta distância seja próxima à ZAC.

O tempo de resfriamento influi consideravelmente a microestrutura da solda. Conforme Machado (2000), “na maioria dos aços as transformações de fase mais importantes ocorrem no intervalo de temperatura entre 800 e 500°C”. Contudo, para os aços inoxidáveis, este intervalo é entre 1.200 e 800°C, pois o resfriamento lento pode promover a nucleação de intermetálicos e o resfriamento rápido prejudica a transformação de ferrita em austenita (Pauli, 2017). O tempo de resfriamento entre 1.200 e 800°C, em s, é denotado por  $\Delta t_{12/8}$  e é adaptado da equação de Rykalin (1974) na forma da Equação 6.

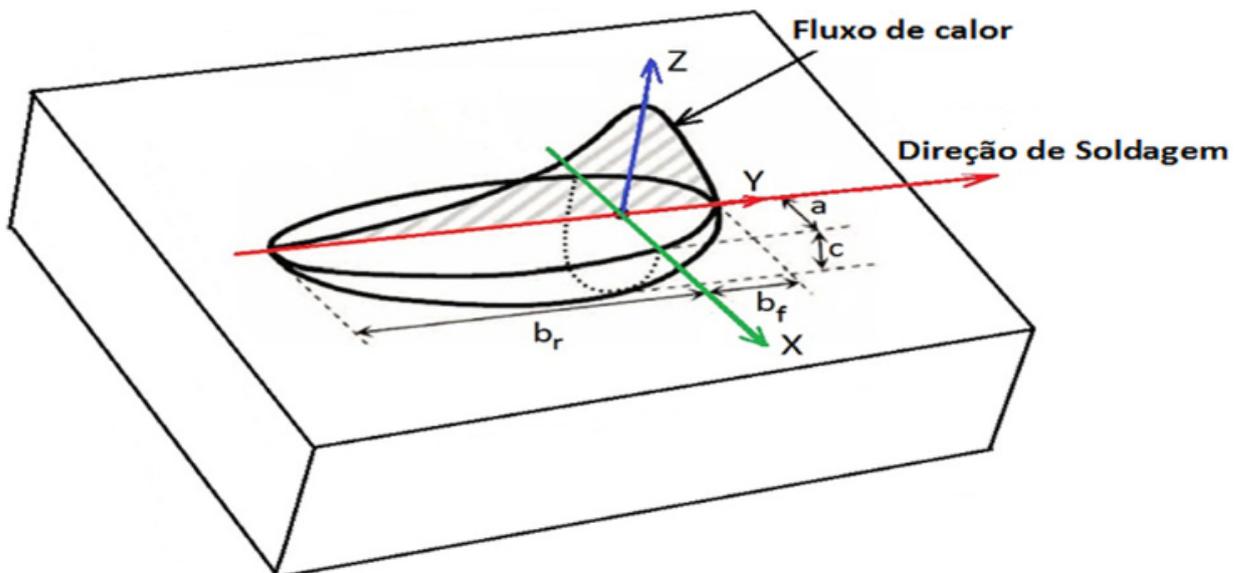
$$\Delta t_{12/8} = \frac{(Q/h)^2}{4\pi k \rho c_p} \left[ \frac{1}{(800 - T_0)^2} - \frac{1}{(1.200 - T_0)^2} \right]. \quad (6)$$

Outros tempos de resfriamento, tais como  $\Delta t_{8/5}$  e  $\Delta t_{4/3}$  (este último para a faixa entre 400 e 300°C), podem ser calculados.

### 3.2.3.2 Solução numérica apresentada por Goldak, Chakravarti e Bibby

Com o advento da simulação computacional, a parametrização em dupla-elipsoide foi desenvolvida na década de 1980 e é classificada como excelente devido a sua simplicidade e resultados bem-documentados em análises de soldagens a arco elétrico em único passe (Mikkelsen *et al.*, 2017; Trupiano *et al.*, 2022). Ela consiste de uma distribuição volumétrica da potência na forma de duas fontes elipsoidais, conforme a Figura 10.

Figura 10 – Distribuição volumétrica do calor pelo duplo-elipsoide de Goldak, Chakravarti e Bibby



Fonte: Xavier, Delgado Junior e Castro (2011 *apud* Almeida *et al.*, 2016, p. 151).

A distribuição volumétrica da potência  $q$ , em  $W \cdot mm^{-3}$ , é descrita em termos de quatro parâmetros da soldagem ( $\eta$ ,  $U$ ,  $I$  e  $v$ ), quatro parâmetros geométricos ( $a$ ,  $b_f$ ,  $b_r$  e  $c$ , em mm), um parâmetro de correção temporal  $\tau$ , em s (para permitir a mobilidade sobre o eixo  $y$ ) e dois

parâmetros de fração de calor  $f_f$  e  $f_r$ . Goldak, Chakravarti e Bibby (1984) expressam para a região frontal (semieixo  $y$  positivo) na forma da Equação 7,

$$q_f(x, y, z, t) = \frac{6\sqrt{3}f_f Qv}{ab_f c \pi \sqrt{\pi}} \cdot e^{-3\left\{\frac{x^2}{a^2} + \frac{[y + v(\tau - t)]^2}{b_f^2} + \frac{z^2}{c^2}\right\}}, \quad (7)$$

e para a região posterior (semieixo  $y$  negativo) na forma da Equação 8,

$$q_r(x, y, z, t) = \frac{6\sqrt{3}f_r Qv}{ab_r c \pi \sqrt{\pi}} \cdot e^{-3\left\{\frac{x^2}{a^2} + \frac{[y + v(\tau - t)]^2}{b_r^2} + \frac{z^2}{c^2}\right\}}. \quad (8)$$

Para determinação dos valores, convém que os parâmetros geométricos  $a$  e  $c$  sejam, respectivamente, funções da largura do cordão de solda e da profundidade da poça de solda, enquanto que os parâmetros  $b_f$  e  $b_r$  sejam, respectivamente, metade e o dobro da largura do cordão de solda (Mikkelsen *et al.*, 2017) e que as frações de calor sejam tais que  $f_f + f_r = 2$ .

### 3.3 Soldagem em Aços Inoxidáveis Duplex

A soldabilidade dos AIDs é classificada como excelente ao ser comparada com o AIA, mas o efeito da soldagem sobre os aspectos requer suficiente compreensão de como os parâmetros e o processo de soldagem por fusão afetam o AID. Deste modo, devem ser analisados (i) a metalurgia da solda, (ii) como cada parâmetro do processo de soldagem influi nos parâmetros da solda e (iii) a relevância da espessura da peça na soldagem por fusão.

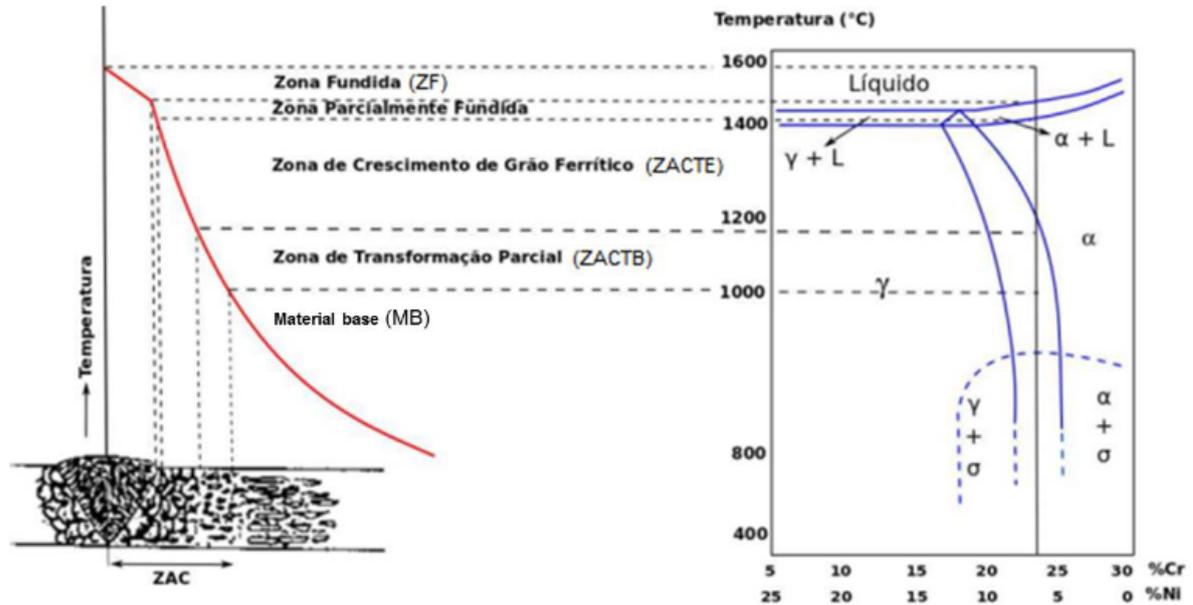
#### 3.3.1 Metalurgia da solda

A região significativamente atingida pelo processo de soldagem se divide em três: a zona de fusão (ZF), a zona afetada pelo calor (ZAC) e o metal de base (MB). A ZF compreende a região onde as temperaturas excedem o ponto de fusão do material, a ZAC compreende as regiões onde ocorrem mudanças de fase e o MB compreende o resto da peça, onde a estrutura metalúrgica permanece inalterada. A Figura 11 correlaciona a metalurgia de uma junta soldada às fases presentes no diagrama de fases pseudobinário Fe-Cr-Ni a cerca de 70% de teor de Fe.

##### 3.3.1.1 Microestrutura da zona de fusão

A depender da razão  $Cr_{eq}/Ni_{eq}$  e da taxa de resfriamento, a transformação austenítica pode nuclear em três estruturas e regiões distintas. O AID solidifica inicialmente como uma matriz completamente ferrítica em cujos contornos de grão a austenita se forma por difusão. A esta estrutura de austenita se dá o nome de austenita alotriomórfica. Com a saturação desta estrutura ao longo dos contornos de grão da ferrita, a nucleação de austenita passa a ocorrer nos interstícios de ferrita e austenita alotriomórfica, avançando na direção dos grãos de ferrita. Esta estrutura de aspecto de placas aciculares recebe o nome de austenita de Widmanstätten. Por fim,

Figura 11 – Regiões da junta soldada e respectivas fases metalúrgicas desenvolvidas durante o resfriamento



Fonte: Atamert e King (1992 *apud* Pauli, 2017, p. 17).

grãos de austenita podem nuclear dentro de grãos de ferrita, na estrutura denominada austenita intragranular (Lippold e Kotecki, 2005; Menezes, 2005).

O modo de resfriamento da austenita e o teor de cada fase ou precipitado são notadamente influenciados pela taxa de resfriamento, pois a nucleação austenítica ocorre por difusão, na qual o calor e o tempo são os parâmetros principais e pela razão  $Cr_{eq}/Ni_{eq}$ , levando em conta os efeitos alfacênicos ou gamagênicos de cada elemento de liga.

As propriedades dos aços inoxidáveis são, em algum nível, efeito das microestruturas austeníticas secundárias. Para Liou, Hsieh e Tsai (2002), a austenita de Widmanstätten inibiria a resistência ao pite e à corrosão localizada; para Costa (2018), a austenita intragranular ocupa as vacâncias de ferrita onde nitretos deletérios tendem a se precipitar.

### 3.3.1.2 Microestrutura da ZAC

Os parâmetros de influência significativa sobre a microestrutura que se forma na ZAC são os ciclos térmicos associados aos passes de soldagem e às condições de resfriamento e o tempo de permanência nas temperaturas máximas que a região atinge (Menezes, 2005). Atamert e King (1992) dividem a ZAC em duas regiões: a zona afetada pelo calor de temperatura elevada (ZAC-TE) e a zona afetada pelo calor de temperatura baixa (ZAC-TB).

A ZAC-TE compreende a região que contém apenas ferrita e está entre as temperaturas solidus e solvus do diagrama pseudobinário. Esta região caracteriza o crescimento de grãos de ferrita, onde, de acordo com Muthupandi *et al.* (2003 *apud* Menezes, 2005), a precipitação de austenita é prejudicada pela redução das áreas de nucleação, o que favorece a precipitação de carbonetos e nitretos nos contornos de grão de ferrita e nas interfaces ferrita-austenita.

Ramírez Londoño (1997) define a ZAC-TB como a região limitada superiormente pela

temperatura solvus da ferrita e que sempre contém ambas as estruturas  $\alpha$  e  $\gamma$ , porém com frações volumétricas distintas. A cada ciclo térmico, a austenita pode se dissolver parcialmente e precipitar novamente, o que promove intensa heterogeneidade de austenita ao longo desta região. Comparado à ZAC-TE, o teor de precipitados de nitreto é menor devido ao maior teor de austenita.

### 3.3.2 *Parâmetros da junta soldada*

Uma junta soldada de AID tem sua qualidade aferida quanto ao processo com base na similaridade das suas propriedades extensivas e intensivas quando estas são comparadas às dos metais de base e a sofisticação dos recursos aplicados ao processo de soldagem. É possível mensurar a qualidade da solda realizada via soldagem TIG de AIDs pelos seguintes parâmetros: caracterização microestrutural, geometria do cordão de solda e propriedades mecânicas e de resistência à corrosão.

#### 3.3.2.1 *Balanço ferrita/austenita*

O modo de resfriamento do AID indica que o teor de austenita é função da taxa de resfriamento, pois a austenita é nucleada pelo processo de difusão. Portanto, taxas de resfriamento menores favorecem o equilíbrio de fases ferrita-austenita. O estado metalúrgico do aço quando da operação de soldagem, tanto em termos de composição de fases e intermetálicos quanto de quantificação de componentes de liga, também influencia o balanço microestrutural.

A transformação de ferrita em austenita nos ciclos térmicos que uma soldagem causa num AID é influenciada significativamente pela velocidade de resfriamento e pela microestrutura quando do início de um novo ciclo. Ramírez Londoño, Brandi e Lippold (2004) denominam as austenitas que se formam no ciclo de resfriamento e aquecimento de primária ( $\gamma_1$ -Fe) e secundária ( $\gamma_2$ -Fe), respectivamente; à austenita secundária tem sido atribuídos efeitos de endurecimento do material e perda de resistência à corrosão por pite causado pela nucleação de nitreto dicrômico ( $\text{Cr}_2\text{N}$ ) numa relação de crescimento cooperativo.

A alteração metalúrgica que a soldagem promove ao unir peças de materiais com alto valor agregado deve sempre ser compensada. Quando varetas de metal de adição da classe ER2209 (AWS, 2022) não são utilizadas, é recomendado o uso de gás de proteção de Ar com teores de  $\text{N}_2$  da ordem de 2 a 10%, para manter o teor austenitizante.  $\text{H}_2$  não compõe o gás de proteção, pois mesmo com a baixa suscetibilidade do AID à corrosão sob tensão (quando comparado ao AIF), a difusão de H aos grãos de austenita pode nuclear este processo de degradação.

#### 3.3.2.2 *Teor de precipitados*

O teor de N típico do aço inoxidável duplex favorece a nucleação de austenita em temperaturas mais altas, porém a solubilidade em  $\alpha$ -Fe é menor e propicia a precipitação de

nitretos de cromo (Caetano, 2019). Durante o aquecimento (soldagem multipasses),  $\text{Cr}_2\text{N}$  precipita nos contornos de grão e cresce na direção dos grãos de ferrita. Esta difusão reduz significativamente o efeito alfacênico local, o que permite a difusão de N e o aumento do efeito gamagênico propicia o surgimento de  $\gamma_2\text{-Fe}$  (Ramírez Londoño, Lippold e Brandi, 2003 *apud* Caetano, 2019).

Taxas de resfriamento reduzidas promovem a precipitação de outras fases deletérias discutidas na seção 3.1.3, como  $\sigma$ ,  $\alpha'$ -Fe e carbonetos, que fragilizam o AID e o suscetibilizam a diversas formas de corrosão.

### 3.3.2.3 *Dimensões do cordão de solda*

As dimensões do cordão de solda estão associadas às formas de execução de passe e à tensão elétrica entre o eletrodo e a peça. Passes retos ou puntiformes promovem geometrias mais simples, pois o tempo de permanência em cada região é menor. Tensões elétricas maiores geram poças de solda mais profundas, o que é crítico para peças finas, enquanto que tensões elétricas menores geram ZAC's mais largas (AWS, 2003).

### 3.3.2.4 *Propriedades mecânicas e de resistência à corrosão*

Com a observação adequada do processo de soldagem, as divergências mais significativas são devidas a precipitação de intermetálicos deletérios e  $\gamma_2\text{-Fe}$  nas formas alotriomórfica, de Widmanstätten ou intragranular.

O aumento da dureza do metal de solda (região da ZAC e da ZF) quando comparado ao metal de base, causado pelo maior teor de  $\alpha\text{-Fe}$  nestas zonas, tem sido reportado para soldagens autógenas de TIG (Videira, 2016; Caetano, 2019). Para chapas finas (1,8 mm), foi reportado que o tratamento térmico de alívio de tensões por 8h a 650°C se provou ser o mais benéfico dentre outras faixas de temperatura por promover uma melhor recuperação de propriedades perdidas quando da soldagem (Caetano, 2019).

### 3.3.3 *Influência da espessura da peça na transferência de calor e na metalurgia*

Para chapas finas (menores que 10 mm), há predominância de artigos, publicações de periódicos, trabalhos acadêmicos e relatórios para os processos MIG/MAG, mas para valores da ordem de 3 mm há escassez de relatos do processo TIG, particularmente sem metal de adição; as quatro referências encontradas foram listadas no Apêndice A.

Com relação aos parâmetros de soldagem a arco elétrico, a classificação de uma chapa como espessa ou fina é dada pelo adimensional de espessura relativa  $\tau_{rt}$ , dado pela Equação 9 (Jhaveri, Moffatt e Adams Jr, 1962):

$$\tau_{rt} = h \cdot \sqrt{\frac{\rho \cdot c_p \cdot (T - T_0)}{Q}} \quad (9)$$

A validação da consideração de chapa fina para o processo TIG autógeno deste trabalho e para as equações da seção 3.2.3.1 está contida na Tabela 3, na qual  $c_p$  é a média aritmética entre os valores de 20 a 1.462,5°C (com previsão linear para 1.462,5°C) e  $T$  é a de fusão do AID UNS S32205.

Tabela 3 – Propriedades físicas do AID UNS S32205, limites de  $Q$  para chapas de até 7 mm de espessura e valores de espessura relativa

$h$ (mm)	$\rho$ (kg · mm <sup>-3</sup> )	$c_p$ (J · g <sup>-1</sup> · °C <sup>-1</sup> )	$T$ (°C)	$T_0$ (°C)	$Q$ (J · mm <sup>-1</sup> )	$\tau_{rt}$
1,7	7,695	0,601	1.462,5	25	1.440	0,1155
2,3					600	0,2421

Fontes: adaptado de Sandmeyer Steel Company (2014), Aperam (2015) e Petrobras (2023).

Analisando os casos extremos, ou seja, a chapa mais fina sob a energia de soldagem máxima e a chapa mais espessa sob a energia de soldagem mínima, a espessura relativa é inferior a 0,60, o que a classifica como fina para a soldagem TIG.

### 3.3.4 Valores usuais para o processo TIG

Observados os parâmetros adequados a cada tipo de processo de soldagem, soldas de AID tipicamente solidificam a 1.450°C como uma matriz de ferrita com crescimento de núcleos de austenita na faixa de 1.300 – 800°C, que é favorecida com o uso de metais de adição ricos em níquel. Devido à depleção sobre a estrutura austenítica, a soldagem autógena é tipicamente sucedida por recozimento seguido de resfriamento rápido. Para minimizar a precipitação de fases deletérias e promover balanceamento microestrutural em soldagens multipasse a energia de soldagem e a temperatura entrepasses (particularmente para os três primeiros passes) devem ser, respectivamente, na faixa de 0,6 – 1,44 kJ · mm<sup>-1</sup> (para chapas de até 3 mm) e máximo de 50°C (Petrobras, 2023).

A Tabela 4 apresenta os valores típicos para soldagem TIG de AID com base na espessura da chapa.

Tabela 4 – Valores típicos para soldagem TIG de AIDs

Diâmetro do eletrodo (mm)	$h$ (mm)	$I$ (A)	$U$ (V)	Vazão de gás Ar (l · min <sup>-1</sup> )	$v$ (mm · s <sup>-1</sup> )
1,6	1,6	80 – 100	–	4,7	4,2
	2,4	100 – 120	–		
	1,6	80 – 100	–	5,5	5,08
	3,2	120 – 140	–		
	< 1,0	50 – 120	10 – 12	4 – 8	–
2,4	1,0 – 3,0	120 – 230	16 – 18	4 – 8	–
3,2	> 2,0	170 – 300	17 – 19	4 – 8	–

Fontes: adaptado de Avesta Welding (2004), AWS (2003) e CK Worldwide (2015).

Adicionalmente a estes valores, o processo também admite corrente pulsada com valores de base entre 1 a 15 A e de pulso entre 5 a 200 A (AWS, 2003) e o ângulo de ponta do eletrodo

no intervalo de 15 a 30° promove poças de solda largas e rasas enquanto que poças estreitas e profundas são favorecidas para ângulos de ponta de 60 a 75° (Avesta Welding, 2004).

O gás de proteção utilizado nas recomendações da Tabela 4 é argônio puro, contudo a adição de He em até 30% favorece a soldagem devido ao elevado coeficiente de transferência de calor por convecção deste ( $h_{\text{He}}$ ) de  $0,467 \text{ W} \cdot \text{m}^{-2} \cdot \text{°C}^{-1}$  (Weast, 1973) e a adição de N<sub>2</sub> em até 2% promove melhoria na resistência à corrosão por *pitting* (AWS, 2003).

Pelo exposto, temos que a parametrização da soldagem TIG autógena em chapa fina de AID deve ser mais conservadora do que a soldagem TIG usual, pois o aporte térmico necessário à fusão é menor, a espessura da peça exige cuidado para evitar perfuração da mesma e o material é tipicamente classificado como especial, ou seja, mais exigente em relação ao manejo e dedicado a aplicações mais específicas.

## 4 MATERIAIS E MÉTODOS

Neste capítulo são descritos os equipamentos necessários aos ensaios, a parametrização da soldagem TIG autógena e a metodologia elaborada para analisar o processo de soldagem através da junta soldada.

### 4.1 Peças de Trabalho

Neste trabalho o material utilizado como metal de base foi o AID UNS S32205, doado pela empresa APERAM na forma de chapas laminadas a quente com as dimensões de 275 mm × 362 mm × 2,3 mm; das quais foram cortados, numa guilhotina industrial, oito corpos de prova no tamanho de 70 mm × 50 mm × 2,3 mm para a confecção das amostras a serem soldadas pelo processo TIG. A Tabela 5 apresenta a composição do produto fornecido pelo fabricante.

Tabela 5 – Teores dos componentes das amostras, % m/m

C	Mn	Si	Cr	Ni	Mo	N	O	P	S	Fe
0,0174	1,6656	0,5631	22,456	5,3286	3,0025	0,1515	0,030	0,0268	0,0005	Balanço

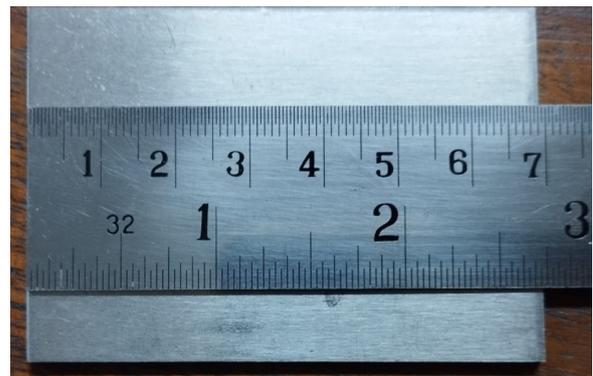
Fonte: Aperam.

Posteriormente ao corte por guilhotina, foi realizado o processo de usinagem de aplainamento para a retirada de 1,5 mm de material encruado pelo corte nas bordas das amostras, de modo que a dimensão final ficou estabelecida como 70 mm × 48,5 mm × 2,3 mm, conforme apresentado na Figura 12.

Figura 12 – Medidas da chapa após aplainamento



(a) 48,5 mm de altura



(b) 69,0 mm de largura

Fonte: elaboração própria.

## 4.2 Preparação e Parametrização da Soldagem

A união das chapas foi realizada no Laboratório de Soldagem da Unidade Acadêmica de Controle e Processos Industriais do Instituto Federal de Educação, Ciência e Tecnologia da Paraíba (IFPB), onde foram utilizados os seguintes equipamentos:

- Transformador/retificador de tensão Bambina TIG 300 AC/DC;
- Eletrodo revestido de tungstênio toriado (liga de tungstênio e  $\text{ThO}_2$ ) a 2% de 1,6 mm de diâmetro;
- Bocal cerâmico TIG n°. 5;
- Cilindro de argônio puro, e;
- Grampos tipo sargento 4" para restrição das chapas na bancada.

O preparo das chapas para formação da junta consistiu na remoção de umidade e sujidades orgânicas para minimizar contaminações deteriorantes da resistência à corrosão. Devido à reduzida espessura, não foram realizados chanfros nas superfícies a unir, nem operações de pré-aquecimento das chapas. A soldagem foi realizada sob restrição, utilizando grampos tipo sargento para fixação das chapas na bancada, como demonstrado na Figura 13.

Figura 13 – Chapas fixadas na bancada quando da soldagem

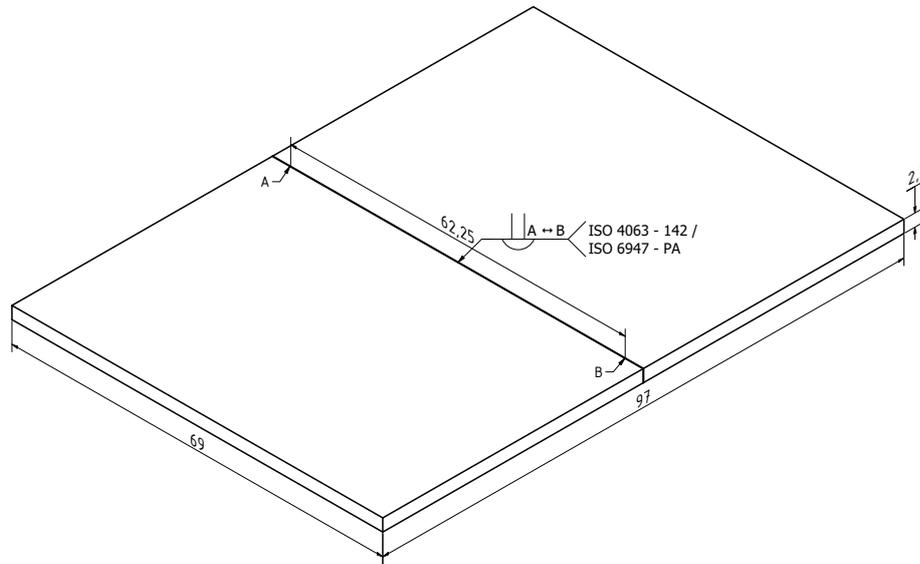


Fonte: elaboração própria.

Com o objetivo de reduzir distorções comuns ao processo de soldagem, foi adotado o ponteamto em duas posições próximas às extremidades superior e inferior das amostras (pontos A e B na Figura 14).

A soldagem consistiu na confecção de quatro juntas soldadas nas quais foram executadas um único passe de soldagem e em seguida realizado a medição de distorção gerada nas juntas. Durante a execução, foram aferidas a velocidade de passe e a tensão do arco elétrico.

Figura 14 – Desenho da soldagem realizada, com cotas em milímetros e escala 1 : 1



Fonte: elaboração própria.

Posteriormente, foram separadas três chapas soldadas para a aplicação de um segundo passe de soldagem na superfície oposta.

Após consultar os dados obtidos das referências contidas no Apêndice A, orientações e recomendações da literatura quanto à realização de testes e valores de  $I$  e  $Q$ , os parâmetros selecionados, adotados e medidos na soldagem das quatro juntas estão na Tabela 6.

Tabela 6 – Parâmetros das soldagens

Amostra	$I$ (A)	$U$ (V)	$\bar{l}$ (mm)	$\eta$	Passe superior			
					$\bar{t}$ (s)	$v$ (mm · min <sup>-1</sup> )	$Q$ (kJ · mm <sup>-1</sup> )	Vazão de Ar (l · min <sup>-1</sup> )
1	100	28,8 <sup>1</sup>	64	0,70	51,48	74,59	1,62	12
2			60		69,48	51,81	2,33	
3			65		101,51	31,42	3,15	
4			60		99,26	36,27	3,34	
Média	100	28,8	62,25	0,70	80,4325	50,2725	2,6100	12
Amostra	$I$ (A)	$U$ (V)	$\bar{l}$ (mm)	$\eta$	Passe inferior			
					$\bar{t}$ (s)	$v$ (mm · min <sup>-1</sup> )	$Q$ (kJ · mm <sup>-1</sup> )	Vazão de Ar (l · min <sup>-1</sup> )
2	100	28,8 <sup>1</sup>	60	0,70	83,23	43,25	2,80	15
3			65		81,51	47,85	2,53	
4			60		85,28	42,21	2,87	
Média	100	28,8	62,25	0,70	83,3400	44,4381	2,7300	15

Fonte: elaboração própria.

1: Valor obtido ao se estabelecer o arco elétrico. Do fabricante, o transformador em vazio atinge uma tensão máxima de 80 V. O material foi assumido como condutor ôhmico e foi aferida uma queda de 36% no valor da corrente.

O uso de argônio como gás de proteção é recomendado, embora a mistura com He e N<sub>2</sub> o torne mais efetivo. Por indisponibilidade de misturas com estes gases, o argônio puro foi utilizado como gás de proteção.

O eletrodo empregado e no processo e a bancada metálica foram acoplados, respectivamente, aos terminais negativo e positivo do retificador e a corrente foi selecionada na modalidade contínua, sendo; deste modo, foi selecionada a configuração de corrente contínua em polaridade direta (CCPD) para evitar o superaquecimento do eletrodo.

A eficiência do processo ( $\eta$ ) é considerada como um fator de correção, pois parte da energia do processo é destinada a aquecer o eletrodo e estabelecer o potencial elétrico entre o eletrodo e a peça. É um parâmetro intimamente associado a todas as variáveis de soldagem, pois uma sutil alteração de um parâmetro (tipo de corrente, metal de adição, velocidade de passe, habilidade do soldador, etc.), *coeteris paribus*, pode causar significativa variação de  $\eta$ .

Usualmente, o valor de rendimento de 60% é admitido para a soldagem TIG (ISO, 2002), porém Xavier *et al.* (2023) estimaram a eficiência do processo TIG autógeno de uma chapa de 3,5 mm de espessura em 80% a partir da modelagem da distribuição volumétrica de taxa de calor no duplo-elipsoide. Este valor é próximo ao utilizado por Videira (2016), que considerou  $\eta = 75\%$  para o mesmo processo em chapas de 3 mm de espessura. Com base nesses estudos, a eficiência considerada no presente trabalho foi de 70%, conforme indicado na Tabela 6.

### 4.3 Preparação Metalográfica

Após a soldagem, foram realizados cortes das juntas soldadas em cortadeira elétrica e arco de serra a fim de se obter uma amostra da superfície transversal à junta para embutimento e análise macrográfica e micrográfica. Um exemplo de amostra é apresentado na Figura 15.

Figura 15 – Face superior da amostra 2 antes do embutimento

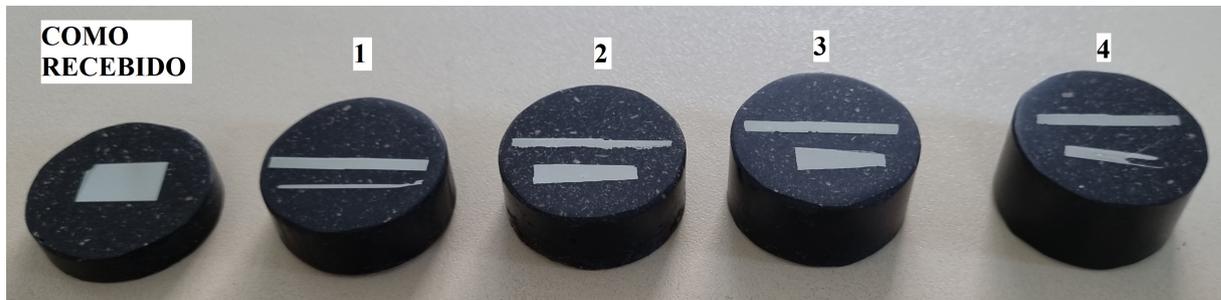


Fonte: elaboração própria.

As amostras foram embutidas a quente em baquelite e lixadas em lixas de carbeto de silício na ordem de 280, 320, 400, 600 e 1.200 meshes. Por fim, as amostras foram polidas com pasta de diamante, à celeridade de 250 rpm na seguinte ordem: 6  $\mu\text{m}$ , 3  $\mu\text{m}$  e 1  $\mu\text{m}$ . A

Figura 16 apresenta o resultado final da preparação e identificação das amostras conforme a ordem numérica de 1 a 4. A preparação foi realizada no Laboratório de Metalografia do edifício do Laboratório de Solidificação Rápida (LSR) do Centro de Tecnologia (CT) da Universidade Federal da Paraíba (UFPB).

Figura 16 – Espécimes ao fim do polimento com pedaços de metal indicando o local do passe de raiz



Fonte: elaboração própria.

Foram utilizados os seguintes equipamentos:

- Prensa embutidora Fortel, modelo EFD 30;
- Lixadeira manual 4 pistas Panambra;
- Lixadeira e politriz Fortel, modelo PFL, com quatro celeridades;
- Microscópio óptico Zeiss Axiomet;
- Baquelite granulado preto Teclago, temperatura de embutimento entre 160 – 170 °C;
- Lixas de grãos de carbureto de silício (SiC) de granulometrias 280, 320, 400, 600 e 1.200 meshes;
- Panos circulares de 200 mm de diâmetro com suspensão de lubrificante e pastas de diamante de 6, 3 e 1  $\mu\text{m}$ ;

#### 4.4 Macrografia

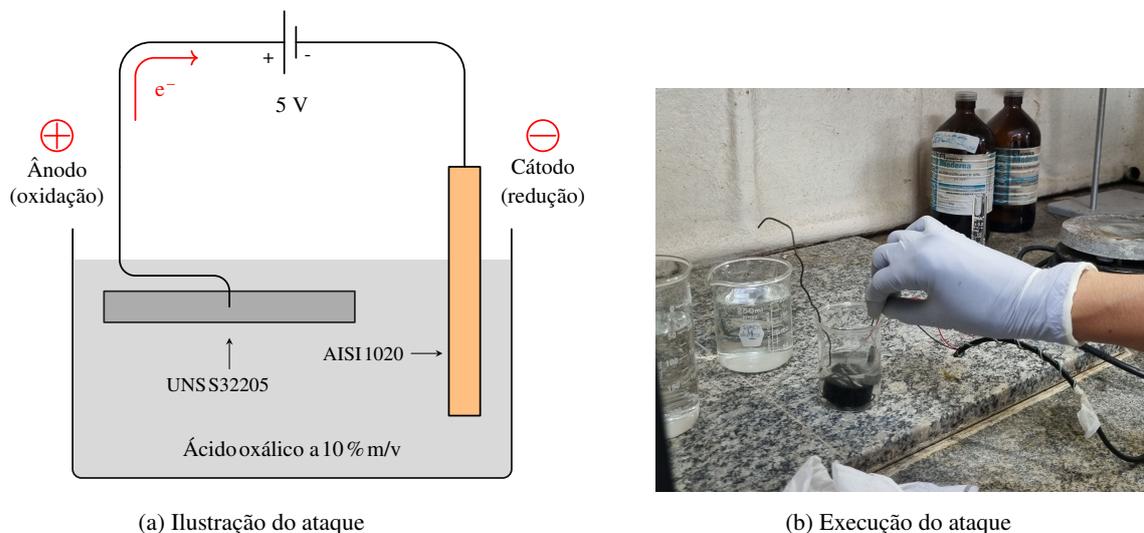
Anteriormente à preparação metalográfica, foi realizada a macrografia das amostras. O intuito desta análise foi avaliar de forma qualitativa a influência dos diferentes parâmetros de soldagem sobre o aspecto morfológico da solda. Foi utilizado o *scanner* de uma impressora multifuncional, com o objetivo de destacar as três regiões da solda. O software operacional foi ajustado para capturar a imagem em resolução máxima (1.200 dpi), visto que uma impressora multifuncional devidamente preparada se revela um bom substituto ao estereoscópio convencional, pois a resolução é tipicamente selecionada quando da digitalização, brilhos e reflexos indesejados são minimizados e se destaca o contraste e a alta resolução da imagem.

#### 4.5 Caracterização Microestrutural

As amostras foram atacadas no Laboratório de Química do prédio do LSR com uma solução eletrolítica de ácido oxálico ( $C_2H_2O_4$ ) a 10% m/v (5 g de ácido para 50 ml de água deionizada) durante 30 segundos. Contudo, apenas o espécime como recebido oxidou o suficiente para visualização no microscópio, sendo necessário submeter as amostras soldadas ao mesmo ataque por mais 10 segundos, o que resultou na permanência das amostras soldadas pelo tempo total de 40 segundos. Para a oxidação, o polo positivo da fonte foi conectado ao centro da amostra, com esta submergida na solução e o polo negativo a um corpo de prova tracionado de aço AISI 1020; sob uma tensão elétrica de 5 V, se estabeleceu uma corrente de 2 A.

Conforme Lippold (2014, tradução nossa), a solução de ácido oxálico a 10% m/v é “amplamente utilizada, pois revela precipitação de carbonetos nos contornos de grão em ligas ferríticas e austeníticas. Também proporciona bom contraste de ferrita e austenita em metais soldados”. A Figura 17 apresenta (a) o esquemático do ataque e (b) a fotografia quando de sua execução.

Figura 17 – Ataque eletrolítico sobre as amostras



Fonte: elaboração própria.

Após o ataque eletrolítico, imagens das estruturas microscópicas obtidas de cada amostra (ZF, ZAC e MB) foram capturadas com ampliações de 50, 100 e 200 vezes.

#### 4.6 Microdurometria Vickers

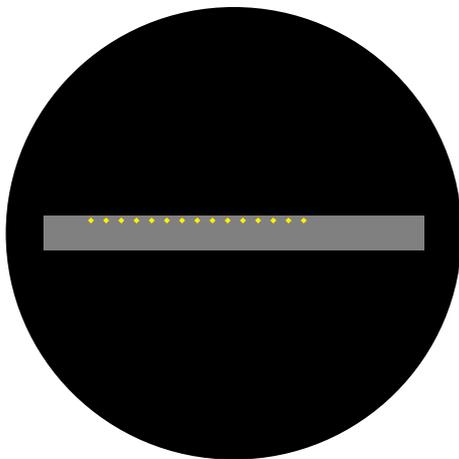
O ensaio de microdureza Vickers se caracteriza pela aplicação de forças de até 1 kgf (9806,65 mN) através de um indentador na forma de uma pirâmide de base quadrada com ângulo de ponta de  $136^\circ$  durante 10 a 15 segundos.

As amostras polidas foram submetidas ao ensaio de microdureza Vickers, com o objetivo

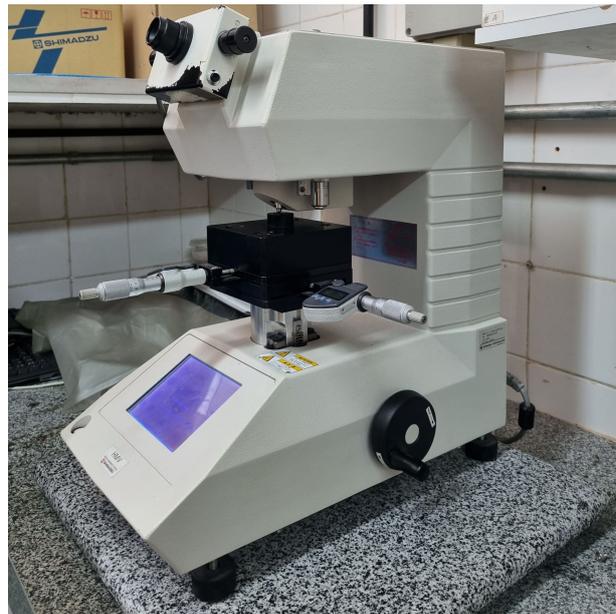
de mensurar a variação da dureza do material recebido e do material soldado. Para este trabalho, foram selecionados 15 pontos ao longo da face superior das amostras (exclusive o espécime original), equidistantes em 1 mm, contados a partir de 3 mm da margem esquerda.

Através do microdurômetro Shimadzu, disponível no Laboratório de Análise Térmica do LSR, foi utilizada uma carga de 0,05 kgf (490,33 mN) durante 10 segundos para cada aplicação. A Figura 18 apresenta a (a) ilustração do espécime com os pontos de coleta e (b) o equipamento em operação.

Figura 18 – Microdurometria das amostras



(a) Ilustração dos pontos de coleta



(b) Microdurômetro aplicando carga sobre a amostra

Fonte: elaboração própria.

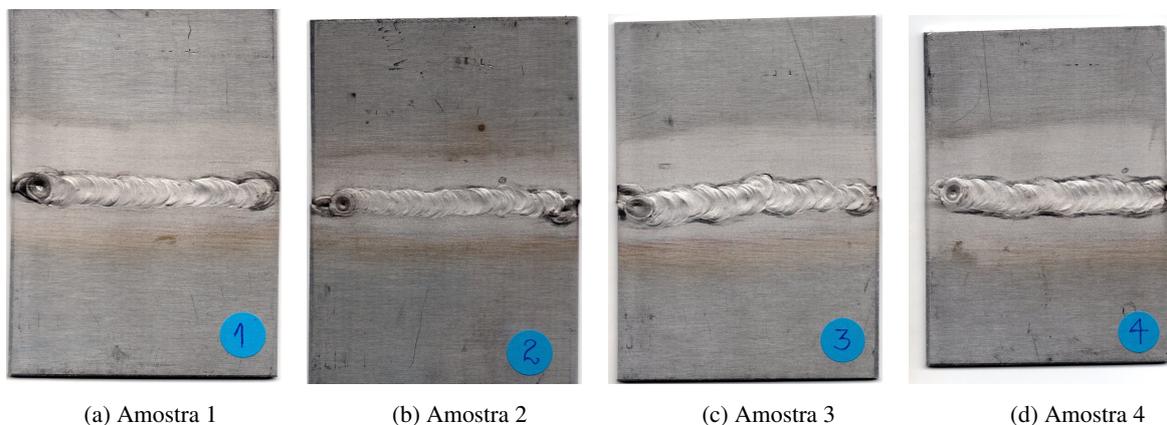
## 5 RESULTADOS E DISCUSSÕES

Neste capítulo, são apresentados os resultados obtidos dos experimentos realizados em laboratório.

### 5.1 Inspeção Visual

Após o primeiro passe de soldagem, foi realizada a inspeção visual em todas as amostras, conforme a Figura 19, e verificado o grau de distorção, conforme a Tabela 7.

Figura 19 – Inspeção visual das chapas soldadas após primeiro passe de soldagem



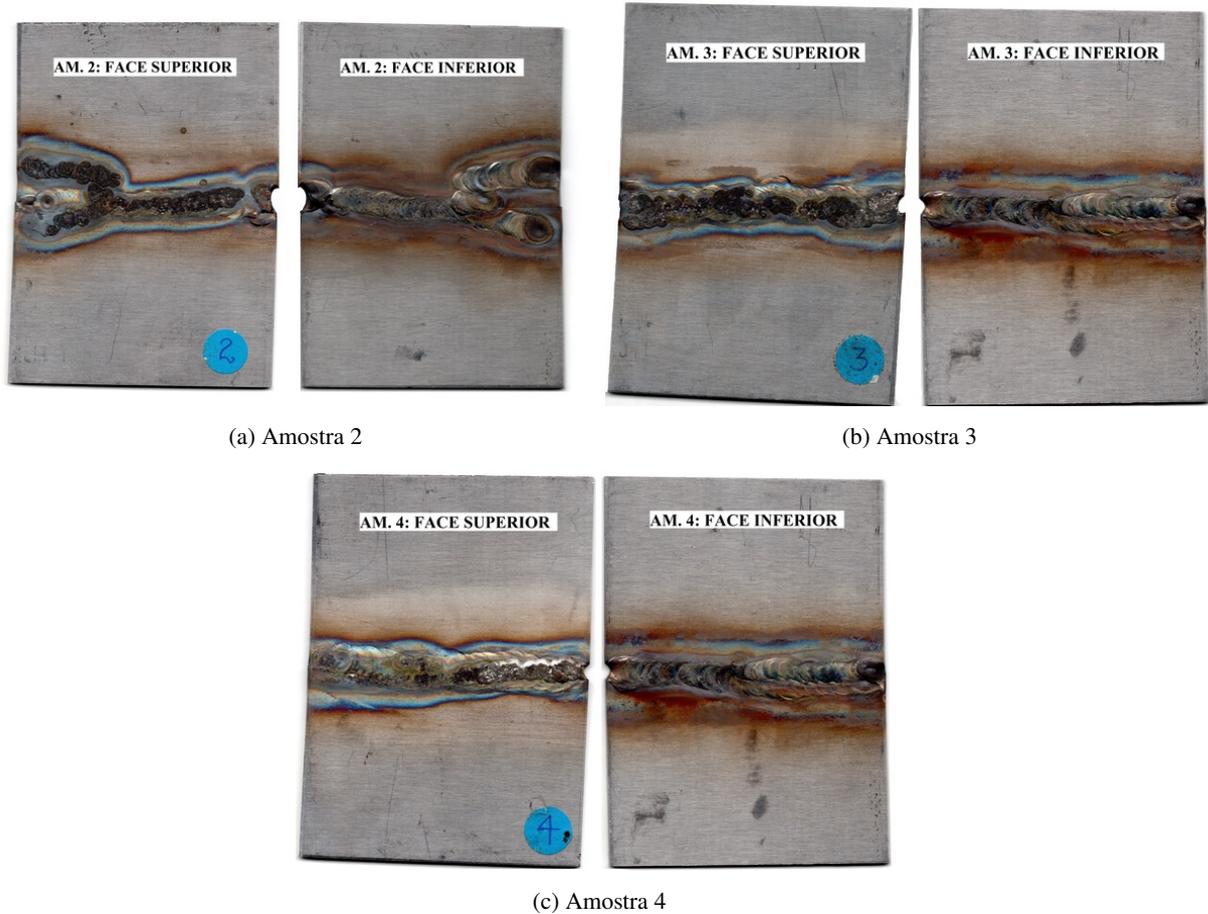
Fonte: elaboração própria.

É possível observar a continuidade das soldas em todas as amostras da Figura 19, conforme esperado para a soldagem TIG. Na inspeção visual de topo, foi detectada uma grande zona de calor em torno da solda das amostras 1, 3 e 4; embora a amostra 1 tenha recebido um menor valor de energia de soldagem,  $1,62 \text{ kJ} \cdot \text{mm}^{-1}$ , a tocha de soldagem foi aproximada das chapas (observável pelo relevo da junta soldada da chapa 1), o que implica num alargamento da ZAC. As amostras 3 e 4 tiveram velocidades e energias de soldagem aproximadamente iguais.

A Figura 20 apresenta o registro da inspeção visual após o segundo passe de soldagem.

A amostra 1 não recebeu o segundo passe de soldagem. Ela foi separada para análise microscópica. Na amostra 2, houve dificuldade de visualização da formação da junta soldada. É observável que as amostras 2, 3 e 4 apresentam marcas de corrosão em alta temperatura, evidenciado pela faixa de cores na superfície da chapa. A velocidade média de soldagem foi de  $44,4 \text{ mm} \cdot \text{min}^{-1}$ , considerada muito abaixo dos valores utilizados no Apêndice A, com acúmulo de calor e insuficiência de tempo para o resfriamento adequado, o que levou à perfuração das chapas quando da realização do passe. Como a tensão e a corrente foram mantidas, um meio de se evitar este defeito poderia ser uma velocidade de soldagem maior.

Figura 20 – Inspeção visual das chapas soldadas após segundo passe de soldagem



Fonte: elaboração própria.

### 5.1.1 Distorção devida à soldagem

Após o primeiro passe de soldagem, também foi verificado o nível de pré-deformação das amostras soldadas. Os valores medidos estão na Tabela 7.

Tabela 7 – Distorções após primeiro passe de soldagem

Amostra	1	2	3	4
Distorção, °	1,2	0,8	1,3	0,4

Fonte: elaboração própria.

Mesmo sob restrição, todas as chapas sofreram distorção angular. Foi observado que houve distorções na chapa após o primeiro passe de soldagem, das quais foram aferidos os ângulos de distorção. Como referência, foi utilizada a superfície inferior das amostras.

Quanto às distorções, os parâmetros preponderantes juntos à energia de soldagem são o comprimento do passe de soldagem e a simetria do mesmo em relação à reta que une os pontos de fixação A e B da Figura 14. Isto é razoável, pois a realização de curvas em um passe parametrizado como retilíneo faz com que a distribuição e dissipação de calor e a consequente

tensão residual sejam assimétricas ao longo das chapas.

As maiores deformações foram as das chapas 1 e 3, nos valores de 1,2 e 1,3°, respectivamente. Curiosamente, apesar de as amostras 3 e 4 terem recebido energias de soldagem próximas,  $3,2 \text{ kJ} \cdot \text{mm}^{-1}$ , em média, a amostra 4 apresentou uma distorção de menos de 31% do valor da amostra 3.

A Figura 19c revela a assimetria da solda da amostra 3, que promoveu geração da maior distorção. As amostras 1 e 3 possuem comprimentos de junta soldada de 64 e 65 mm, respectivamente, e apresentam distorções semelhantes, sendo a maior distorção a da amostra com maior energia de soldagem entre estas (amostra 3, com  $3,15 \text{ kJ} \cdot \text{mm}^{-1}$ ).

As soldas das amostras 2 e 4 possuem comprimento igual de 60 mm, a distância entre o eletrodo a peça e a energia de soldagem foram superiores na amostra 2 e a energia de soldagem da amostra 2 é cerca de 30% daquela da amostra 4. Contudo o percurso do eletrodo na amostra 4, Figura 19d, foi simétrico o bastante para mitigar a distorção da amostra 4 para o menor valor ( $0,8^\circ$ ) dentre todas as amostras.

Após a realização do segundo passe de soldagem, as distorções foram corrigidas.

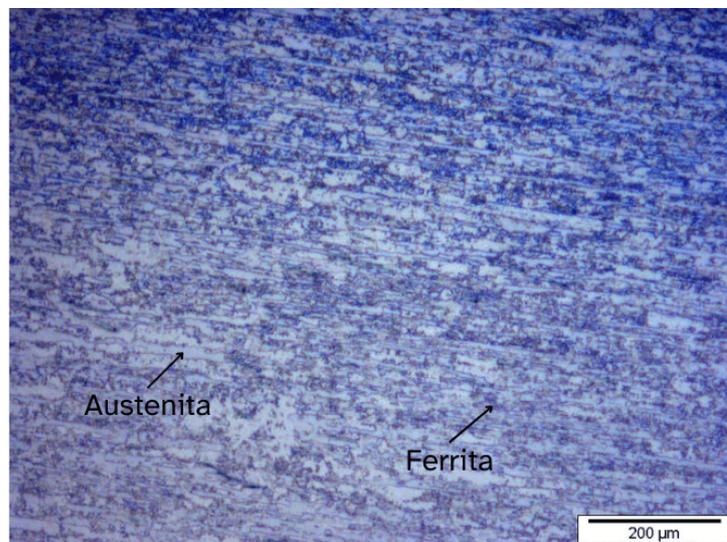
## 5.2 Caracterização Microestrutural

Aqui estão expostos e analisados os resultados obtidos das micrografias após ataque eletrolítico. Para fins de comparação, as regiões similares de cada amostra são apresentadas em um mesmo fator de ampliação.

### 5.2.1 Material como recebido

A Figura 21 apresenta a micrografia do material como recebido.

Figura 21 – Micrografia do metal como recebido, aumento de 100×



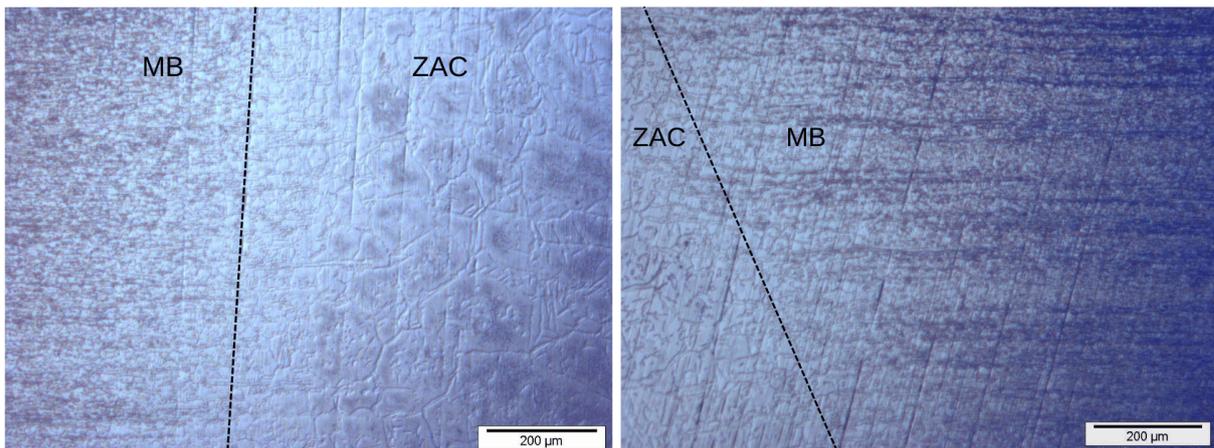
Fonte: elaboração própria.

É possível confirmar que o material confere como sendo duplex, pois as proporções de ferrita (região escura) e austenita (região clara) aparentam estar na mesma proporção. Também se evidencia a homogeneidade do balanço ferrita-austenita e a direção do processo de laminação, que promove o refino de ambos os grãos e o aumento da dureza da chapa, quando comparada apenas ao material (em geral, a dureza de uma peça é efeito primário do material e de suas propriedades; adicionalmente, processos de fabricação, como a laminação e a soldagem, podem alterar significativamente este valor).

### 5.2.2 Interface entre metal de base e zona afetada pelo calor

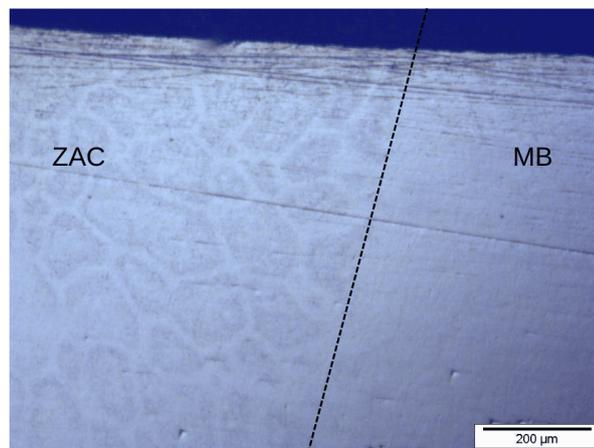
A Figura 22 apresenta o resultado do ataque realizado sobre as amostras 2, 3 e 4, enquadrando a região limite entre o MB e a ZAC. Não foram capturadas imagens da interface MB-ZAC da amostra 1, pois não houve variação significativa quando comparada com as análises que serão realizadas sobre as amostras 2, 3 e 4.

Figura 22 – Micrografia dos metais de base e das ZAC's, ampliação de 100x



(a) Amostra 2

(b) Amostra 3



(c) Amostra 4

Fonte: elaboração própria.

Para as amostras 2 e 4, Figuras 22a e 22c (respectivamente), o mecanismo de solidificação majoritário foi o de crescimento equiaxial dos grãos, enquanto que a amostra 3, Figura 19b, apresentou apreciável redução do tamanho do grão ferrítico, o que induz elevada dureza local.

Isto pode ser associado à diferença de energia de soldagem da amostra 3 para o valor médio das amostras 2 e 4, em cerca de  $0,305 \text{ kJ} \cdot \text{mm}^{-1}$ . Com uma energia de soldagem menor, a taxa de resfriamento aumenta, o que prejudica a nucleação adequada de austenita e instabiliza a ferrita, uma vez que a energia é suficiente apenas para promover a precipitação de  $\text{Cr}_2\text{N}$  - que contém elementos fundamentais à estabilidade tanto de ferrita quanto de austenita.

Contrastando com a estrutura apresentada para esta zona, é possível notar que os grãos do MB possuem forma alongada. Houve notável reordenamento dos grãos na direção do fluxo de calor sem, contudo, ocorrer mudança de fase (típico para a região afetada pelo calor). A região clara é identificada como fase austenítica (crescida nos contornos de grão na zona de transição MB-ZAC), enquanto que a região escura é identificada como fase ferrítica.

### 5.2.3 *Interface entre zona fundida e zona afetada pelo calor*

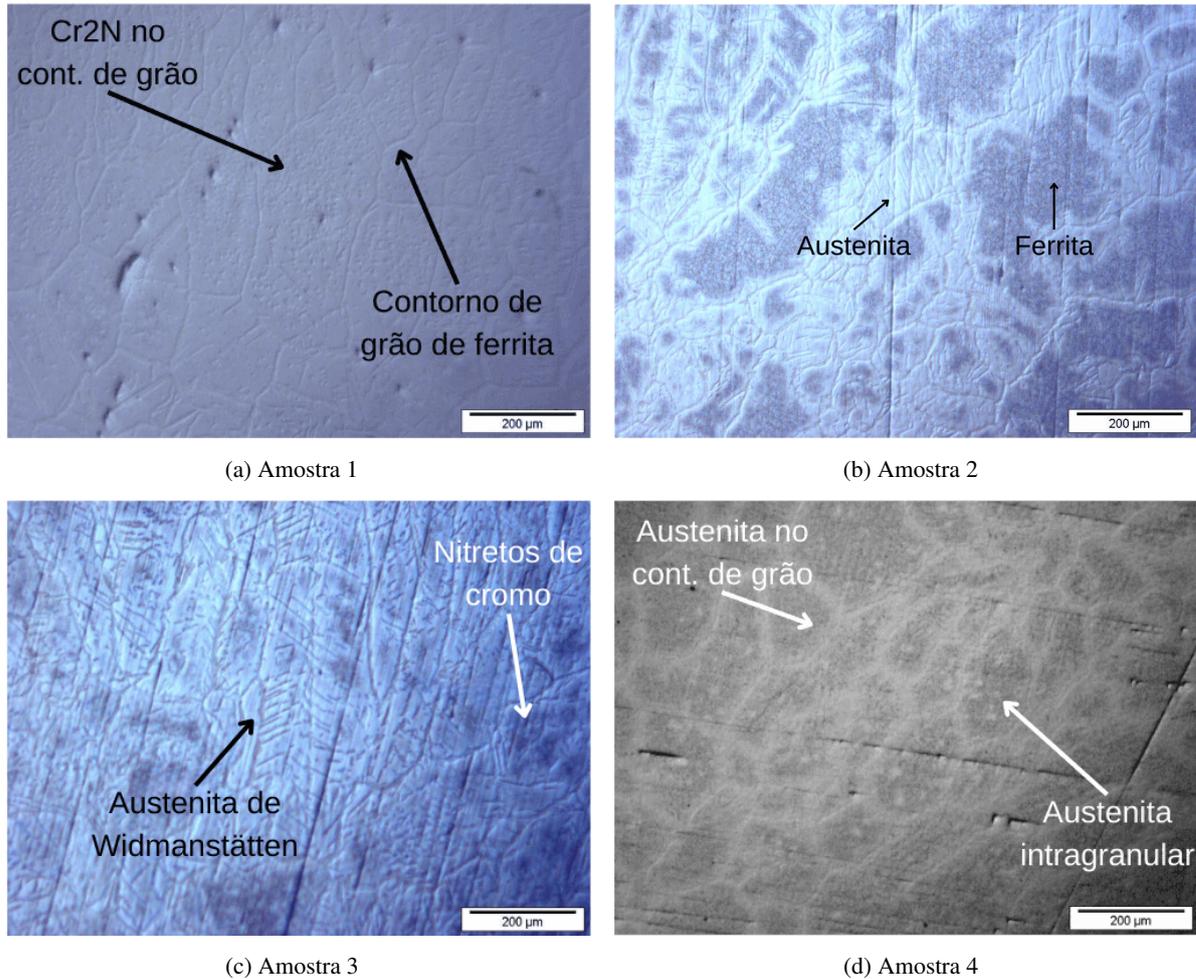
A Figura 23 apresenta a região entre as zonas fundida e afetada pelo calor das amostras 1, 2, 3 e 4.

Para a amostra 1, Figura 23a, o ataque revelou sutilmente os contornos de grão e particularmente os precipitados de nitreto ou carboneto. Isto ocorreu devido à inadequação do microscópio óptico. Contudo, é possível visualizar, além dos contornos de grão, as estruturas internas ao grão de ferrita, que a energia de soldagem e o ataque eletrolítico indicam ser precipitados. A austenita intragranular está melhor destacada na amostra 4 (Figura 23d).

A amostra 2, Figura 23b, revelou o desbalanceamento de fases promovido pela soldagem, com regiões de concentração de uma estrutura às custas da depleção da outra (concentração de ferrita e depleção de austenita e vice-versa). Além disso, se destaca o modo de nucleação da fase austenítica: ao longo dos contornos do grão de ferrita, na estrutura de placas aciculares.

Na amostra 3, Figura 23c, há presença da estrutura de austenita de Widmanstätten, que surge a partir da saturação da austenita acicular nos contornos de grão, além de um intenso desbalanceamento de fase que favorece a estrutura ferrítica. Nota-se, adicionalmente, uma concentração de nuvens escuras na solda. Segundo Lippold e Kotecki (2005), estas nuvens são nitretos de cromo no interior do grão da ferrita, que surgem quando não há reposição do nitrogênio na solução sólida. A inexistência de nitrogênio tanto no metal de adição (soldagem autógena) quanto no gás de proteção (argônio puro) aumenta a probabilidade de precipitação de nitretos.

Figura 23 – Micrografia das zonas fundidas, ampliadas em 100×



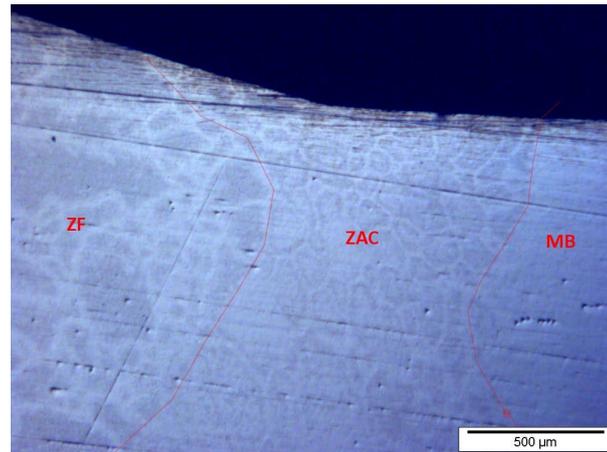
Fonte: elaboração própria.

#### 5.2.4 Microestrutura do MB para ZAC e ZF

Na Figura 24 estão representadas a micrografia da região de transição do metal de base (MB), passando pela zona afetada pelo calor (ZAC) até a zona fundida (ZF) da amostra 4. Os grãos mais claros são austenitas, enquanto a matriz que os envolve é ferrítica.

Observando a interface entre a ZF e a ZAC, visualiza-se um desbalanceamento aparente entre as fases, decorrente da soldagem autógena. Em uma análise qualitativa, percebe-se que tanto na ZAF como na ZAC há perda da microestrutura refinada e balanceada do MB e que dá lugar a uma estrutura desbalanceada, heterogênea e com maior teor de ferrita (fase escura) após a soldagem. Nota-se na ZF uma morfologia de grãos maiores e sem direção preferencial, como no MB. Este tipo de microestrutura grosseira geralmente tem baixa resistência mecânica e tenacidade. Espera-se um valor de dureza menor nesta região.

Figura 24 – Micrografia das três zonas da solda da amostra 4, ampliada em 50×



Fonte: elaboração própria.

### 5.3 Microdureza

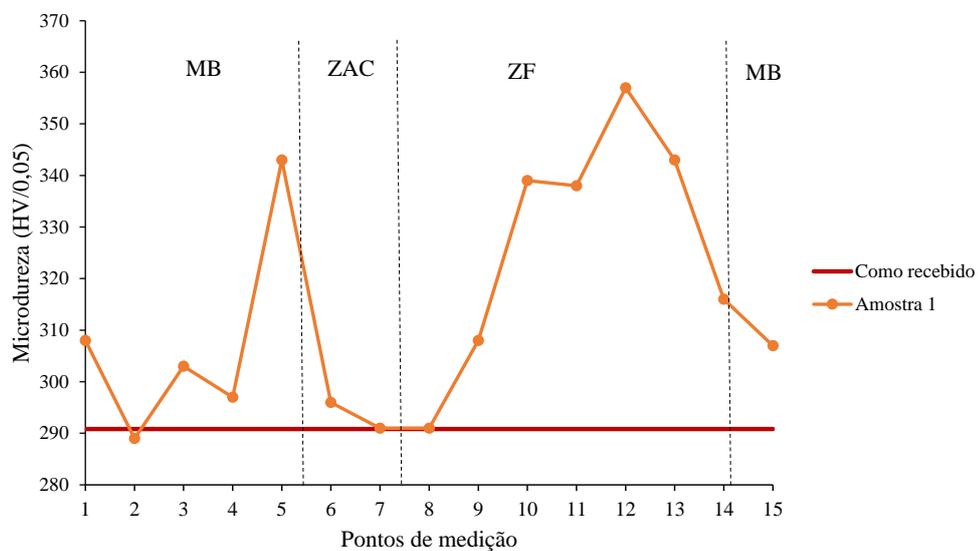
As curvas apresentadas refletem o perfil de microdureza Vickers ao longo de cada junta soldada. Para referência, tomou-se o espécime como recebido e foram aferidos deste seis medidas de microdureza e obtida a sua média (290,833 HV/0,05), que foi incluída em todos os gráficos.

Da Tabela 1, observa-se que a dureza do AID UNS 32205 é de 293 Brinell ou 31 Rockwell-C. Estes valores são coerentes com seu equivalente para a escala de Vickers (290 HV) o que, associado à Figura 21, indicam se tratar verdadeiramente do AID UNS S32205.

#### 5.3.1 Amostra 1

A Figura 25 apresenta o perfil de microdureza Vickers para a amostra 1, com a delimitação do ponto de medição em meio às regiões da junta soldada.

Figura 25 – Perfil de microdureza da amostra 1

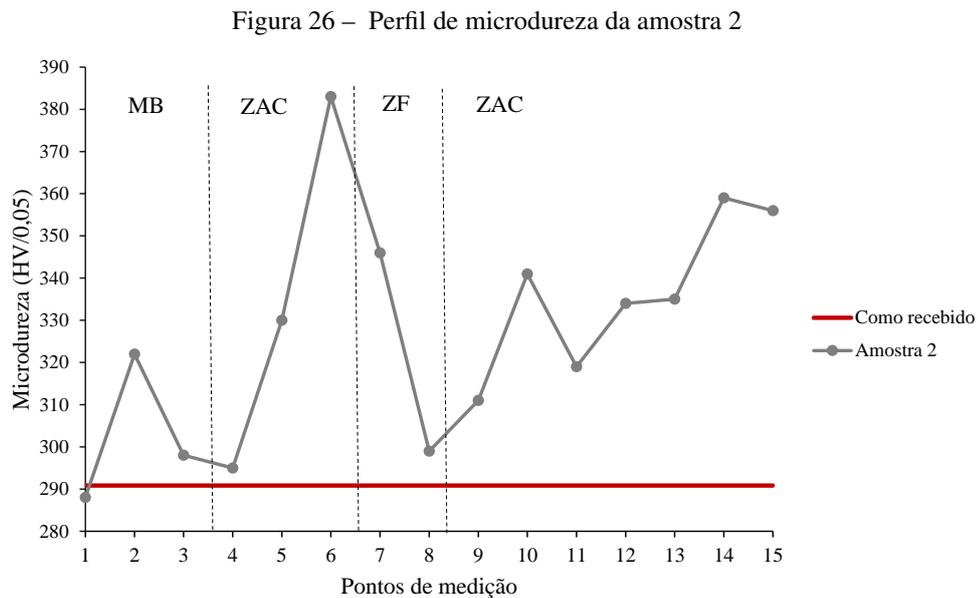


Fonte: elaboração própria.

A microdureza assume um valor máximo (357 HV/0,05, ponto 12) na ZF, onde o grão é menor, a ferrita prevalece sobre a austenita e há teor elevado de nitreto de cromo. Há um máximo local de microdureza na interface MB-ZAC, associado à redução do tamanho de grão e precipitação de nitreto de cromo.

### 5.3.2 Amostra 2

A Figura 26 apresenta o perfil de microdureza Vickers da amostra 2. Observa-se assimetria de comprimento da ZACs em relação ao centro da ZF.



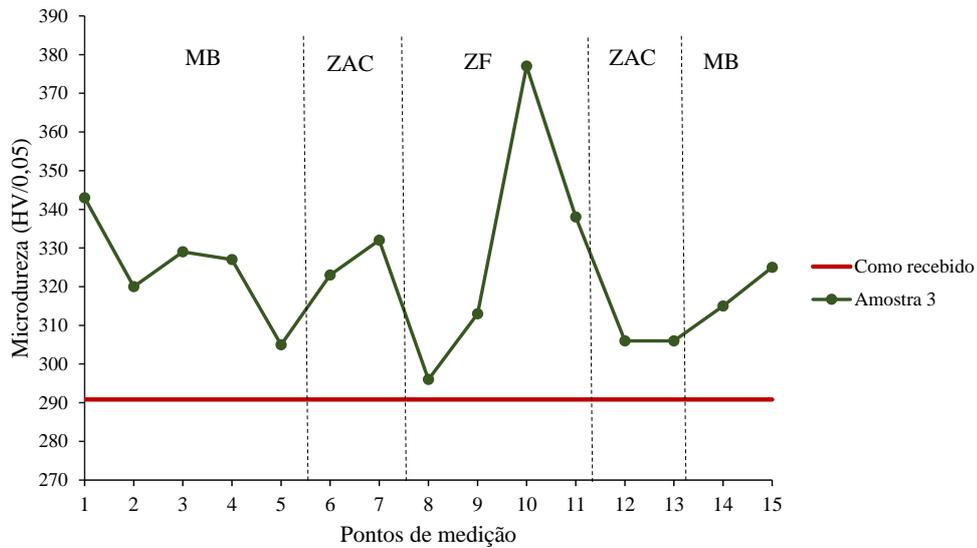
O pico de microdureza (383 HV/0,05, ponto 6) ocorre na ZAC, onde se concentra a microestrutura ferrítica com tamanho de grão reduzido. A grande extensão da ZAC direita em relação ao centro da ZF (quando comparada à ZAC esquerda), bem como a a curva ascendente de microdureza na mesma são associáveis à tentativa de correção da solda pela má-visualização da junta quando da soldagem (Figura 20a). Mesmo com o descarte desta região, o calor afetou consideravelmente a vizinhança, incluindo a porção cortada para embutimento.

### 5.3.3 Amostra 3

A Figura 27 apresenta o perfil de microdureza da amostra 3, onde se visualiza uma elevação do perfil de microdureza em relação ao material como recebido.

O ponto máximo de microdureza (377 HV/0,05, ponto 10) na ZF, onde se concentra a microestrutura ferrítica e a austenita no padrão de Widmanstätten e se constata a presença de nitretos de cromo. Não obstante, a redução do tamanho de grão e precipitação de nitretos ao longo de todo o material elevaram a microdureza média ao longo de toda a amostra 3.

Figura 27 – Perfil de microdureza da amostra 3

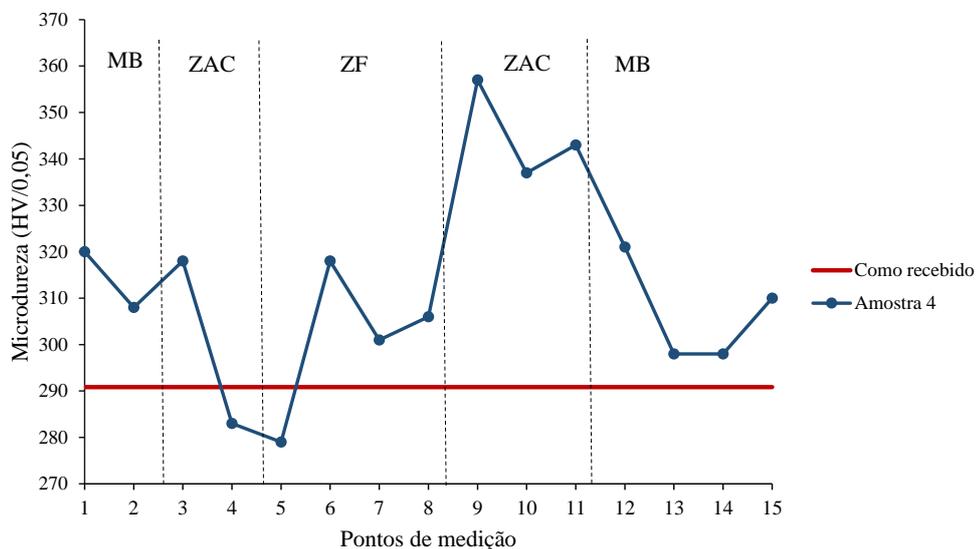


Fonte: elaboração própria.

### 5.3.4 Amostra 4

A Figura 28 apresenta o perfil de microdureza da amostra 4, com elevação da microdureza geral em relação ao metal como recebido, mas com valores inferiores a este na interface ZAC-ZF esquerda e valores mais altos na ZAC direita.

Figura 28 – Perfil de microdureza da amostra 4



Fonte: elaboração própria.

A assimetria do percurso da soldagem em relação à junta em T, evidenciada pela Figura 20c, associada ao elevado valor de energia de soldagem, formaram uma solda assimétrica em relação à junta em T das chapas. Na ZAC esquerda, o calor deve ter permitido o crescimento equiaxial dos grãos de ferrita, que são alongados e possuem baixa dureza. Na ZAC direita, o refino dos grãos de ferrita, como evidenciado pela Figura 24, teve como consequência a elevação da microdureza. O calor residual deve ter permitido a precipitação de nitretos de cromo no MB.

## 6 CONCLUSÕES

Neste trabalho, se buscou determinar qual o efeito da velocidade de soldagem na microestrutura e na microdureza do material. Após a análise de inspeção visual das amostras soldadas, do grau de distorção, caracterização microestrutural e aferição de microdureza, pode-se obter as conclusões seguintes:

- Quanto à macroestrutura: as velocidades de soldagens estão inversamente relacionadas ao alargamento da zona termicamente afetada e às distorções angulares. Além disso, percursos de soldagem assimétricos em relação à junta em T nas faces superiores agravam as distorções e a corrente admitida para todas as amostras (100 A em CCPD) se revelou inadequada para estes casos, devido à oxidação quando das soldagens nas faces inferiores e perfuração das soldas superiores;
- Quanto à microestrutura: as velocidades de soldagens estão diretamente relacionadas ao teor de carbono e à microestrutura de austenita, onde valores mais baixos promovem a nucleação no contorno de grão, valores médios promovem a estrutura de Widmanstätten e valores mais altos promovem a nucleação intragranular de austenita. A escassez de nitrogênio se revelou extremamente prejudicial, pois permitiu a precipitação de nitretos de cromo e depleção da fase austenítica, e;
- Quanto à dureza: as velocidades de soldagem se relacionam à dureza indiretamente, ou seja, seus efeitos são associados à microestrutura, ao refino do grão e ao teor de precipitados (fatores estes que são diretamente associados à velocidade de soldagem). Usualmente, a dureza ao longo de uma junta soldada tem seu pico na zona fundida (devido à alta concentração de ferrita, reduzido tamanho de grão e rápido resfriamento, o que impede de a austenita nuclear adequadamente). A dureza, entretanto, pode se deslocar para a zona afetada pelo calor de temperatura elevada, quando nesta prevalecerem três características em relação àquela: redução do tamanho do grão ferrítico, desbalanceamento de fases favorável à estrutura ferrítica e precipitação de nitretos.

Estas conclusões são coerentes com os fenômenos descritos nas conclusões das dissertações de Caetano (2019), Costa (2018), Santos (2016) e Videira (2016), cujos parâmetros de soldagem embasaram os selecionados para este trabalho.

## 7 RECOMENDAÇÕES PARA TRABALHOS FUTUROS

Para trabalhos futuros, recomenda-se:

- avaliar a condição da junta soldada, com uso de corrente contínua polaridade inversa (CCPI) e/ou redução da corrente para adequação ao intervalo recomendado de energia de soldagem;
- quantificar as frações de ferrita e austenita obtidas na solda, avaliando, também, a dureza destas microestruturas em cada região da junta soldada;
- avaliar outras propriedades mecânicas por meio dos ensaios de dobramento, tração e tenacidade;
- determinar teores de fases prejudiciais e precipitados de nitretos e carbonetos;
- verificar a aplicabilidade das Equações de Jhaveri, Moffatt e Adams Jr (4), Adams Jr (5) e Rykalin (6) para soldagem de chapas finas de AID, analisando a possibilidade de determinar o perfil de temperatura máxima atingida ao longo das chapas, velocidades de resfriamento e tempo de permanência entre faixas de temperatura.

## REFERÊNCIAS

- AALCO. **Stainless steel**: general information: alloying elements in stainless steel. Wednesbury: Aalco Metals Limited, 2019. Disponível em: [https://www.aalco.co.uk/datasheets/Stainless-Steel\\_Alloying-Elements-in-Stainless-Steel\\_98.ashx](https://www.aalco.co.uk/datasheets/Stainless-Steel_Alloying-Elements-in-Stainless-Steel_98.ashx). Acesso em: 25 jul. 2023.
- ADAMS JR, C. M. Cooling rates and peak temperatures in fusion welding. **Welding Journal**, Doral, FL, v. 37, n. 5, p. 210s – 215s, may 1958.
- ALMEIDA, D. S. da S. *et al.* Modelo duplo-elipsóide acoplado a volumes finitos para simular a soldagem GMAW do aço inoxidável duplex SAF 2205. **Tecnologia em Metalurgia, Materiais e Mineração**, São Paulo, v. 13, n. 2, p. 148 – 156, abr./jun. 2016. DOI: <http://dx.doi.org/10.4322/2176-1523.0936>. Disponível em: <https://tecnologiammm.com.br/doi/10.4322/2176-1523.0936>. Acesso em: 26 fev. 2024.
- AMERICAN SOCIETY OF MECHANICAL ENGINEERS. **Boiler and pressure vessel code section VIII**: rules for construction of pressure vessels: division 1. New York: ASME, 2023.
- AMERICAN WELDING SOCIETY. **AWS C5.5/C5.5M:2003**: recommended practices for gas tungsten arc welding. Miami, FL: AWS, 2003.
- AMERICAN WELDING SOCIETY. **AWS A5.9/C5.9M:2022**: specification for bare stainless steel welding electrodes and rods. Miami, FL: AWS, 2022.
- APERAM. **Duplex UNS 32205/31803**. Belo Horizonte: Aperam South America, 2015. Disponível em: <https://brasil.aperam.com/wp-content/uploads/2015/11/Duplex-UNS-3220531803-Duplex-Stainless-Steel.pdf>. Acesso em: 31 ago. 2023.
- ASTM INTERNATIONAL. **ASTM A240/A240M**: standard specification for chromium and chromium-nickel stainless steel plate, sheet, and strip for pressure vessels and for general applications. West Conshohocken, PA: ASTM International, 2023. DOI: [https://dx.doi.org/10.1520/A0240\\_A0240M-23](https://dx.doi.org/10.1520/A0240_A0240M-23).
- ATAMERT, S.; KING, J. E. Superduplex stainless steels: part 1: heat affected zone microstructures. **Materials Science and Technology**, London, v. 8, n. 10, p. 896 – 912, oct. 1992. DOI: <https://dx.doi.org/10.1179/mst.1992.8.10.896>. Disponível em: <https://www.tandfonline.com/doi/abs/10.1179/mst.1992.8.10.896>. Acesso em: 15 ago. 2023.
- AVESTA WELDING. **The Avesta welding manual**: practice and products for stainless steel welding. Västerås: Edita Västra Aros AB, 2004.
- CAETANO, G. A. **Avaliação das propriedades mecânicas do aço inoxidável duplex UNS S32304 submetido à soldagem TIG e diferentes temperaturas de tratamento térmico**. Dissertação (Mestrado em Engenharia Mecânica) — Universidade Federal do Espírito Santo, Vitória, 2019. Disponível em: <https://repositorio.ufes.br/handle/10/10979>. Acesso em: 18 ago. 2023.
- CK WORLDWIDE. **Technical specifications for TIG welding**. Auburn, AL: CK Worldwide, 2015. Disponível em: [https://www.weldingrevolution.com/docs/1285/CK\\_Worldwide\\_-\\_Technical\\_Specifications\\_Guide.pdf](https://www.weldingrevolution.com/docs/1285/CK_Worldwide_-_Technical_Specifications_Guide.pdf). Acesso em: 08 set. 2023.
- COSTA E SILVA, A. L. V. da; MEI, P. R. **Aços e ligas especiais**. 4. ed. rev. São Paulo: Blucher, 2021.

COSTA, L. L. da. **Avaliação da microestrutura e propriedades mecânicas de soldas TIG autógenas em fitas de aço inoxidável duplex UNS S32205**. Dissertação (Mestrado em Engenharia e Ciência dos Materiais) — Universidade Estadual do Norte Fluminense Darcy Ribeiro, Campos dos Goytacazes, 2018. Disponível em: [https://uenf.br/posgraduacao/engenharia-de-materiais/wp-content/uploads/sites/2/2019/10/Disserta%C3%A7%C3%A3o-de-Mestrado-LAMAV-UENF-Lucas-Lopes-Rev.U5\\_Assinada.pdf](https://uenf.br/posgraduacao/engenharia-de-materiais/wp-content/uploads/sites/2/2019/10/Disserta%C3%A7%C3%A3o-de-Mestrado-LAMAV-UENF-Lucas-Lopes-Rev.U5_Assinada.pdf). Acesso em: 25 jul. 2023.

CRUZ JUNIOR, J. A. da. **Avaliação da corrosão por polarização linear e por imersão sobre o aço inoxidável duplex SAF 2205**. Trabalho de Conclusão de Curso (Bacharelado em Engenharia de Materiais) — Centro Federal de Educação Tecnológica de Minas Gerais, Belo Horizonte, 2015. Disponível em: [https://www.eng-materiais.bh.cefetmg.br/wp-content/uploads/sites/189/2018/06/TCCII\\_1%C2%BA\\_2015\\_Jos%C3%A9-Alberto\\_Prof.Sidney-Nicodemos-da-Silva\\_.pdf](https://www.eng-materiais.bh.cefetmg.br/wp-content/uploads/sites/189/2018/06/TCCII_1%C2%BA_2015_Jos%C3%A9-Alberto_Prof.Sidney-Nicodemos-da-Silva_.pdf). Acesso em: 13 nov. 2023.

DELONG, W. T. Ferrite in austenitic stainless steel weld metal. **Welding Journal**, Doral, FL, v. 53, n. 7, p. 273s – 286s, jul. 1974.

DUTTA, J.; NARENDRANATH, S. Estimation of cooling rate and its effect on temperature dependent properties in GTA welded high carbon steel joints. **Review of Industrial Engineering Letters**, [s.l.], v. 1, n. 2, p. 55 – 66, dec. 2014. DOI: <https://dx.doi.org/10.18488/journal.71/2014.1.2/71.2.55.66>. Disponível em: <https://archive.conscientiabeam.com/index.php/71/article/view/2641>. Acesso em: 29 fev. 2024.

FARIAS, J. M. de. **Efeitos do hidrogênio em aços inoxidáveis duplex e super duplex utilizados na indústria de petróleo**. Projeto de Graduação (Bacharelado em Engenharia Metalúrgica) — Escola Politécnica, Universidade Federal do Rio de Janeiro, Rio de Janeiro, 2013. Disponível em: <https://pantheon.ufrj.br/handle/11422/11913>. Acesso em: 13 nov. 2023.

FRASSATI, P. G. M. **Verso l'alto**. 1925. 1 fotografia.

GOLDAK, J.; CHAKRAVARTI, A.; BIBBY, M. A new finite element model for welding heat sources. **Metallurgical Transactions B**, [s.l.], v. 15, n. 2, p. 299 – 305, jun. 1984. DOI: <https://dx.doi.org/10.1007/BF02667333>. Disponível em: <https://link.springer.com/article/10.1007/BF02667333>. Acesso em: 08 set. 2023.

INTERNATIONAL MOLYBDENUM ASSOCIATION. **Duplex stainless steel**. London: IMO, 2023. Disponível em: <https://www.imoa.info/molybdenum-uses/molybdenum-grade-stainless-steels/duplex-stainless-steel.php>. Acesso em: 28 jul. 2023.

INTERNATIONAL ORGANIZATION FOR STANDARDIZATION. **ISO TR 17671-1:2002**: welding: recommendations for welding of metallic materials: part 1: general guidance for arc welding. Geneva: ISO, 2002.

JHAVERI, P.; MOFFATT, W. G.; ADAMS JR, C. M. The effect of plate thickness and radiation on heat flow in welding and cutting. **Welding Journal**, Doral, FL, v. 41, n. 1, p. 12s – 16s, jan. 1962.

KOTECKI, D.; ARMAO, F. **Handbook of stainless steel**. Cleveland: Lincoln Electric, 2003. Disponível em: <https://www.lincolnelectric.com/assets/US/EN/literature/c64000.pdf>. Acesso em: 31 ago. 2023.

KOTECKI, D. J.; SIEWERT, T. WRC-1992 constitution diagram for stainless steel weld metals: a modification of the WRC-1988 diagram. **Welding Journal**, Doral, FL, v. 71, n. 5, p. 171s –

177s, may 1992. Disponível em: [http://files.aws.org/wj/supplement/WJ\\_1992\\_05\\_s171.pdf](http://files.aws.org/wj/supplement/WJ_1992_05_s171.pdf). Acesso em: 26 jul. 2023.

LINNERT, G. E. **Welding metallurgy: carbon and alloy steels: fundamentals**. 4th. ed. Doral, FL: American Welding Society, 1994. v. 1.

LIU, H.-Y.; HSIEH, R.-I.; TSAI, W.-T. Microstructure and pitting corrosion in simulated heat-affected zones of duplex stainless steels. **Materials Chemistry and Physics**, [s.l.], v. 74, n. 1, p. 33 – 42, feb. 2002. DOI: [https://dx.doi.org/10.1016/S0254-0584\(01\)00409-6](https://dx.doi.org/10.1016/S0254-0584(01)00409-6). Disponível em: <https://www.sciencedirect.com/science/article/pii/S0254058401004096>. Acesso em 21 ago. 2023.

LIPPOLD, J. C. **Welding metallurgy and weldability**. Hoboken: John Wiley & Sons, 2014. DOI: <https://dx.doi.org/10.1002/9781118960332>.

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

LISBELA e o prisioneiro. Direção: Guel Arraes. Produção: Paula Lavigne. Intérpretes: Débora Falabella, Selton Mello, Marco Nanini, Virginia Cavendish, Bruno Garcia *et al.* [s.l.]: Natasha Filmes; Globo Filmes; Estudios Mega, 2003. 1 DVD (108 min), son., color. Baseado na peça de teatro homônima, de Osman da C. Lins.

MACHADO, I. G. **Condução do calor na soldagem: fundamentos & aplicações**. Porto Alegre: Imprensa Livre, 2000. Disponível em: <https://lume.ufrgs.br/handle/10183/213605>. Acesso em: 12 nov. 2023.

MARQUES, P. V.; MODENESI, P. J.; BRACARENSE, A. Q. **Soldagem: fundamentos e tecnologia**. 4. ed. Rio de Janeiro: Elsevier, 2017.

MENEZES, J. W. A. **Análise quantitativa da fase ferrítica do aço inoxidável duplex UNS S31803 na condição soldada**. Dissertação (Mestrado em Engenharia e Ciência de Materiais) — Universidade Federal do Ceará, Fortaleza, 2005. Disponível em: [https://repositorio.ufc.br/bitstream/riufc/3667/1/2005\\_dis\\_jwamenezes.pdf](https://repositorio.ufc.br/bitstream/riufc/3667/1/2005_dis_jwamenezes.pdf). Acesso em: 10 ago. 2023.

MIKKELSTRUP, A. F. *et al.* Simulation of the laser beam welding process by applying a double-ellipsoid heat flux distribution. In: STUDENT SYMPOSIUM ON MECHANICAL AND MANUFACTURING ENGINEERING, 5., 2017, Aalborg. **Proceedings [...]**. Aalborg: Department of Materials and Production, Aalborg University, 2017. Disponível em: <https://prod-aaudxp-cms-001-app.azurewebsites.net/media/1lkf4olq/simulation-of-the-laser-welding-process.pdf>. Acesso em: 28 fev. 2024.

MOHAMMED ASIF, M.; SHRIKRISHNA, K. A.; SATHIYA, P. Effects of post weld heat treatment on friction welded duplex stainless steel joints. **Journal of Manufacturing Processes**, [s.l.], v. 21, p. 196 – 200, jan. 2016. DOI: <https://dx.doi.org/10.1016/j.jmapro.2015.10.005>. Disponível em: <https://www.sciencedirect.com/science/article/abs/pii/S1526612515001152>. Acesso em: 30 nov. 2023.

MUTHUPANDI, V. *et al.* Effect of weld metal chemistry and heat input on the structure and properties of duplex stainless steel welds. **Materials Science and Engineering: A**, [s.l.], v. 358, n. 1 – 2, p. 9 – 16, oct. 2003. DOI: [https://dx.doi.org/10.1016/S0921-5093\(03\)00077-7](https://dx.doi.org/10.1016/S0921-5093(03)00077-7). Disponível em: <https://www.sciencedirect.com/science/article/abs/pii/S0921509303000777>. Acesso em: 17 ago. 2023.

OFÍCIO da Imaculada Conceição. Compositor: Bernardino de' Bustis. Intérprete: Comunidade Católica Shalom. Aquiraz: Edições Shalom, 2017. *Playlist*. Disponível em: <https://www.youtube.com/playlist?list=PLNGEtONc49x6vZ28aHGxA3FLupLO2vh88>. Acesso em: 28 mar. 2024.

OKAMOTO, H. The effect of tungsten and molybdenum additions on the cavitation corrosion behavior of duplex stainless steel (DSS) in seawater. *In: INTERNATIONAL CONFERENCE ON APPLICATION OF STAINLESS STEEL*, 1., 1992, Stockholm, SE. *Proceedings [...]*. [S.l.]: Institute of Metals; ASM International, 1992. v. 1, p. 360 – 369.

OUTOKUMPU. **Handbook of stainless steel**. Espoo: Outokumpu Oyj, 2013.

OUTOKUMPU. **History of duplex stainless steel**. Helsinki: Outokumpu, 2020. Disponível em: <https://www.outokumpu.com/en/expertise/2020/duplex-90-years/history-of-duplex-stainless-steel>. Acesso em: 25 jul. 2023.

PAULI, E. A. de. **Estudo da soldabilidade do aço inoxidável lean duplex UNS S82441 utilizando o processo MIG/MAG com diferentes energias de soldagem**. Tese (Doutorado em Engenharia Metalúrgica e de Materiais) — Escola Politécnica, Universidade de São Paulo, São Paulo, 2017. DOI: <https://dx.doi.org/10.11606/T.3.2018.tde-12032018-133542>. Disponível em: <https://www.teses.usp.br/teses/disponiveis/3/3133/tde-12032018-133542/pt-br.php>. Acesso em: 15 ago. 2023.

PEREIRA, H. B. **Corrosão sob tensão de junta soldada de aço inoxidável duplex: ensaio de flexão em quatro pontos sob gotejamento de solução de água do mar sintética**. Dissertação (Mestrado em Engenharia Metalúrgica e de Materiais) — Escola Politécnica, Universidade de São Paulo, São Paulo, 2018. DOI: <https://dx.doi.org/10.11606/D.3.2019.tde-21032019-095002>. Disponível em: <https://www.teses.usp.br/teses/disponiveis/3/3133/tde-21032019-095002/pt-br.php>. Acesso em: 13 nov. 2023.

PETROBRAS. **PETROBRAS N-133: soldagem**. Rev. P. Rio de Janeiro: Petrobras, 2023.

POURBAIX, M. **Atlas of electrochemical equilibria in aqueous solutions**. Houston, TX: National Association of Corrosion Engineers, 1974.

RAMÍREZ LONDOÑO, A. J. **Estudo da precipitação de nitreto de cromo e fase sigma por simulação térmica da zona afetada pelo calor na soldagem multipasse de aços inoxidáveis duplex**. Dissertação (Mestrado em Engenharia Metalúrgica e de Materiais) — Escola Politécnica da Universidade de São Paulo, São Paulo, 1997. DOI: <https://dx.doi.org/10.11606/D.3.1997.tde-27072001-165148>. Disponível em: <https://teses.usp.br/teses/disponiveis/3/3133/tde-27072001-165148/pt-br.php>. Acesso em: 22 ago. 2023.

RAMÍREZ LONDOÑO, A. J.; BRANDI, S. D.; LIPPOLD, J. C. Secondary austenite and chromium nitride precipitation in simulated heat affected zones of duplex stainless steels. **Science and Technology of Welding and Joining**, [s.l.], v. 9, n. 4, p. 301 – 313, aug. 2004. DOI: <https://dx.doi.org/10.1179/136217104225021715>. Disponível em: <https://www.tandfonline.com/doi/abs/10.1179/136217104225021715>. Acesso em: 28 ago. 2023.

RAMÍREZ LONDOÑO, A. J.; LIPPOLD, J. C.; BRANDI, S. D. The relationship between chromium nitride and secondary austenite precipitation in duplex stainless steels. **Metallurgic and Materials Transaction A**, [s.l.], v. 34, n. 4, p. 1575 – 1597, aug. 2003. DOI:

<https://dx.doi.org/10.1007/s11661-003-0304-9>. Disponível em:

<https://link.springer.com/article/10.1007/s11661-003-0304-9>. Acesso em: 28 ago. 2023.

ROSENTHAL, D. Mathematical theory of heat distribution during welding and cutting. **Welding Journal**, Doral, FL, v. 20, n. 4, p. 220s – 234s, may 1941.

RYKALIN, N. N. Energy sources for welding. **Welding in the World**, [s.l.], v. 12, n. 9/10, p. 227 – 248, 1974.

SANDMEYER STEEL COMPANY. **Alloy 2205 duplex stainless steel plate**. Philadelphia, PA: Sandmeyer Steel, 2014. Disponível em: <https://www.sandmeyersteel.com/2205.html>. Acesso em: 30 ago. 2023.

SANDVIK MATERIALS TECHNOLOGY. **Sandvik duplex stainless steels**. Sandviken: Sandvik, 2009. Disponível em: [https://www.materials.sandvik/4a216d/globalassets/global-content/download/\\_products\\_downloads/tubular-products/\\_s-120-eng\\_10.pdf](https://www.materials.sandvik/4a216d/globalassets/global-content/download/_products_downloads/tubular-products/_s-120-eng_10.pdf). Acesso em: 19 ago. 2023.

SANDVIK MATERIALS TECHNOLOGY. **Welding handbook**. Sandviken: Sandvik, 2018. Disponível em: <http://smt.sandvik.com/en/products/welding-products/?download=19827>. Acesso em: 02 ago. 2023.

SANTOS, R. S. dos. **Influência do efeito da temperatura de preaquecimento, do tipo de corrente e do gás de proteção na soldagem de chapas finas de aço inoxidável duplex UNS S31803**. Dissertação (Mestrado em Engenharia Mecânica) — Universidade Federal do Espírito Santo, Vitória, 2016. Disponível em: <https://repositorio.ufes.br/handle/10/9732>. Acesso em: 22 ago. 2023.

SANTOS, T. F. de A. *et al.* Friction stir welding of duplex and superduplex stainless steels and some aspects of microstructural characterization and mechanical performance. **Materials Research: ibero-american journal of materials**, São Carlos, SP, v. 19, n. 1, p. 117 – 131, jan./feb. 2016. DOI: <https://dx.doi.org/10.1590/1980-5373-MR-2015-0319>. Disponível em: <https://www.scielo.br/j/mr/a/PNSFMvKzdpqhLqH9zf6vfpc/?lang=en>. Acesso em: 18 ago. 2023.

SCHAEFFLER, A. L. Constitution diagram for stainless steel weld metal. **Metal Progress**, Geauga County, OH, v. 56, n. 11, p. 680 – 680B, nov. 1949. Disponível em: [https://archive.org/details/sim\\_metal-progress\\_1949-11\\_56\\_5/mode/2up](https://archive.org/details/sim_metal-progress_1949-11_56_5/mode/2up). Acesso em: 26 jul. 2023.

SHARMA, N. *et al.* Optimization of TIG welding parameters for the 202 stainless steel using NSGA-II. **Journal of Engineering Research**, Kuwait, v. 8, n. 4, p. 206 – 221, sep. 2020. DOI: <https://dx.doi.org/10.36909/jer.v8i4.7071>. Disponível em: <https://kuwaitjournals.org/jer/index.php/JER/article/view/7071>. Acesso em 08 nov. 2023.

SIM, B. M. *et al.* The influence of post weld heat treatment precipitation on duplex stainless steels weld overlay towards pitting corrosion. **Materials**, Basel, v. 12, n. 20, p. 3285, oct. 2019. DOI: <https://dx.doi.org/10.3390/ma12203285>. Disponível em: <https://www.mdpi.com/1996-1944/12/20/3285>. Acesso em: 30 nov. 2023.

TRUPIANO, S. *et al.* A semi-analytical method for the calculation of double-ellipsoidal heat source parameters in welding simulation. In: CONFERENCE ON ENGINEERING MECHANICAL DESIGN AND STRESS ANALYSIS, 50., 2021, [s.l.]. **IOP Conference Series: Materials Science and Engineering**. [S.l.]: IOP Publishing, 2022. DOI: 10.1088/1757-899X/1214/1/012023. Disponível em: <https://iopscience.iop.org/article/10.1088/1757-899X/1214/1/012023>. Acesso em: 28 fev. 2024.

UNIFIED ALLOYS. **What is a pitting resistance equivalent number (PREN)?** [S.l.]: Unified Alloys, 2021. Disponível em: <https://www.unifiedalloys.com/blog/pitting-resistance-pren>. Acesso em: 03 maio 2024.

VICENTE, A. de A. Welding practice for the Sandvik duplex stainless steels SAF 2304, SAF 2205 and SAF 2507. *In: IIW EUROPEAN-SOUTH AMERICAN SCHOOL OF WELDING AND CORRELATED PROCESSES STUDY-GROUP “WELDING RESEARCH STRATEGY AND COLLABORATION”*, 1., 2011, Ouro Preto. *Proceedings [...]*. Ouro Preto: [s.n.], 2011. Disponível em: <https://dx.doi.org/10.13140/RG.2.2.19576.39682>. Acesso em: 27 jul. 2023.

VIDEIRA, A. M. e. **Influência do aporte térmico da soldagem GTAW no balanço de fases ferrita/austenita do aço inoxidável duplex UNS S32205**. Dissertação (Mestrado em Engenharia Mecânica) — Faculdade de Engenharia de Ilha Solteira, Universidade Estadual Paulista, Ilha Solteira, 2016. Disponível em: <https://repositorio.unesp.br/handle/11449/136319>. Acesso em: 21 jul. 2023.

WEAST, R. C. **CRC handbook of chemistry and physics**. 55th. ed. Boca Raton: CRC Press, 1973.

XAVIER, C. R.; DELGADO JUNIOR, H. G.; CASTRO, J. A. de. Numerical evaluation of the weldability of the low alloy ferritic steels T/P23 and T/P24. **Materials Research**, São Carlos, SP, v. 14, n. 1, p. 73 – 90, mar. 2011. DOI: <https://dx.doi.org/10.1590/S1516-14392011005000019>. Disponível em: <https://www.scielo.br/j/mr/a/9Zq3wLgZdpdrKFTNb5F8NVM/?lang=en>. Acesso em: 08 set. 2023.

XAVIER, C. R. *et al.* Numerical prediction for the effects of welding interpass temperature on the thermal history and microstructure of duplex stainless steels. **Materials Research**, São Carlos, SP, v. 26, p. 1 – 9, 2023. DOI: <https://dx.doi.org/10.1590/1980-5373-MR-2022-0529>. Disponível em: <https://www.scielo.br/j/mr/a/qBYX3dwYZfQ58DvpMCX694s>. Acesso em: 08 set. 2023.

## APÊNDICE A – ARTIGOS DE BASE PARA PARAMETRIZAÇÃO DA SOLDAGEM

	Espessura (mm)	$\eta$	$U$ (V)	$I$ (A)
Costa (2018)	2,7	1	10	105
				98,2
				88,5
Santos (2016)	1,8	1	13	142,5 <sup>a</sup> 142
Caetano (2019)	1,8	1	13	143 <sup>b</sup>
Videira (2016)	3	0,75	29	100
				120
				100
				120
				100
	$v$ (mm · min <sup>-1</sup> )	$Q$ (kJ · mm <sup>-1</sup> )	Vazão de Ar (l · min <sup>-1</sup> ) e teor adicionado de N <sub>2</sub>	Classe do eletrodo (AWS 5.12) e diâmetro (mm)
Costa (2018)	120	0,52	5 (purga) e 14 (solda), com adições de 0 ou 5% (sete soldas)	WLa-15, não informado
	100	0,59		
	80	0,66		
Santos (2016)	600	0,18	10 <sup>c</sup> 11 <sup>c</sup>	WTh-2, 3,2
Caetano (2019)	370	0,30	10 (adição de 2% para purga e 14% para solda)	WTh-2, não informado
Videira (2016)	500	0,26	12, sem adição	Não informado, 3 mm
	400	0,33		
	300	0,39		
	300	0,43		
	200	0,52		
		0,65		

Fonte: adaptado dos autores.

Nota: a) Correntes de base e de pico de 105 e 180 A, respectivamente; duração de 0,5 s cada .

b) Correntes de base e de pico de 106 e 140 A, respectivamente; duração de 8,6 s cada.

c) Adição de 2% para purga e 10% para solda.