

MARCO ANTONIO COSTA PUTINATO

Avaliação da microestrutura de cordão de solda sob chapa de aço AISI 304L em  
função do efeito de borda empregando o processo GTAW

São Paulo

2023

MARCO ANTONIO COSTA PUTINATO



Autorizo a reprodução e divulgação total ou parcial deste trabalho, por qualquer meio convencional ou eletrônico, para fins de estudo e pesquisa, desde que citada a fonte.

#### Catalogação-na-publicação

Putinato, Marco

Avaliação da microestrutura de cordão de solda sob chapa de aço AISI 304L em função do efeito de borda empregando o processo GTAW / M.  
Putinato -- São Paulo, 2023.

61 p.

Trabalho de Formatura - Escola Politécnica da Universidade de São Paulo. Departamento de Engenharia Metalúrgica e de Materiais.

1.Soldagem GTAW 3.Efeito de Borda 4.Aço inoxidável I.Universidade de São Paulo. Escola Politécnica. Departamento de Engenharia Metalúrgica e de Materiais II.t.

Avaliação da microestrutura de cordão de solda sob chapa de aço AISI 304L em  
função do efeito de borda empregando o processo GTAW

Trabalho de Formatura apresentado à Escola  
Politécnica da Universidade de São Paulo.

Departamento de Engenharia Metalúrgica e de  
Materiais.

Orientador: Prof. Dr. Sérgio Duarte Brandi

São Paulo  
2023

## RESUMO

Aços inoxidáveis austeníticos são a classe dos aços inoxidáveis mais utilizada no mundo atualmente, sendo o AISI 304L um dos que mais se destacam, já que sua combinação de propriedades mecânicas e corrosivas contribui para sua utilização em diversas finalidades. Para isso, necessita-se muitas vezes de uniões por solda para que a peça possa ser devidamente empregada. Na soldagem, é sabido que a qualidade da junta é influenciada por diversos parâmetros de soldagem como, por exemplo, a energia de soldagem, a vazão do gás, o comprimento do arco elétrico e a geométrica da junta, que por consequência podem resultar no efeito de borda.

O efeito de borda é um fenômeno importante quando se fala de transferência de calor e que, muitas vezes, é pouco apresentado em estudos sobre soldagem. Assim, este trabalho apresenta uma análise da influência que este efeito trouxe na microestrutura do cordão de solda de uma chapa de aço inoxidável AISI 304L. A pesquisa é baseada no estudo teórico sobre a transferência de calor e na realização de um experimento que visa mostrar como as temperaturas e, por consequência, a peça analisada se comportaram devido aos limites espaciais da amostra. Dessa forma, foi constatado que a fração volumétrica de ferrita foi maior nos casos em que os cordões foram soldados próximos as bordas da chapa, assim como as dimensões das zonas fundida e afetada pelo calor.

**Palavras-chave:** Aço inoxidável. Soldagem. Cordão de solda. Efeito de borda.

## ABSTRACT

Austenitic stainless steels are the most widely used class of stainless steels in the world today, with AISI 304L being one of the most prominent due to its combination of mechanical and corrosion properties, making it suitable for various purposes. Often, welding joints are required to properly employ the material. In welding, it is known that the joint quality is influenced by various welding parameters, such as welding energy, gas flow rate, arc length, and joint geometry, which can result in the edge effect.

The edge effect is an important phenomenon in heat transfer and is often underrepresented in welding studies. Therefore, this work presents an analysis of the influence that this effect had on the microstructure of the weld bead of an AISI 304L stainless steel plate. The research is based on theoretical study of heat transfer and the execution of an experiment aimed at demonstrating how temperatures, and consequently, the analyzed piece, behaved due to the spatial limitations of the sample. As a result, it was observed that the volumetric fraction of ferrite was higher in cases where the beads were welded close to the edges of the plate, as well as the dimensions of the molten and heat-affected zones.

**Keywords:** Stainless steel. Welding. Weld bead. Edge effect.

## LISTA DE FIGURAS

Figura 1 – Distribuição dos usos de aço em 2009 .....	4
Figura 2 – Proteção da película passivadora em corrosão atmosférica .....	4
Figura 3 – Típica microestrutura austenítica .....	6
Figura 4 – Diagrama WRC-92 .....	10
Figura 5 – Modelos de solidificação na soldagem de um aço inoxidável austenítico .....	11
Figura 6 – Soldagem a arco (patente de Bernardos) .....	15
Figura 7 – Arco de soldagem .....	17
Figura 8 – Processo de soldagem SMAW .....	18
Figura 9 – O processo GTAW .....	19
Figura 10 – Gráfico corrente x tempo no processo GTAW pulsado, em que tp é o tempo de pulso, tb o de base, Ip a corrente de pulso e Ib a corrente de base ....	22
Figura 11 – Equipamento para soldagem GMAW .....	23
Figura 12 – Transferência de calor no processo GTAW .....	24
Figura 13 – Ciclo térmico de 4 pontos diferentes de uma placa de AISI 304 durante o processo de soldagem GTAW .....	25
Figura 14a – Fluxo de calor em chapa fina .....	27
Figura 14b – Fluxo de calor em chapa grossa .....	27
Figura 15a – Distribuição de temperatura pós soldagem em chapa semi-infinita .....	28
Figura 15b – Distribuição de temperatura pós soldagem em chapa finita .....	28
Figura 16 – Ilustração da disposição dos termopares em relação a chapa e os cordões de solda .....	32
Figura 17 – Foto da disposição dos termopares na chapa do metal base .....	32

Figura 18 – Representação das áreas do metal de adição e base diluído .....	35
Figura 19 – Tocha e alimentação em relação a peça .....	36
Figura 20 – Montagem dos equipamentos pré-experimento .....	37
Figura 21 – Posição de cada termopar em relação aos três corpos de prova, com distância em milímetros .....	39
Figura 22 – Ciclos térmicos dos 4 principais termopares (os 2 mais próximos e os 2 das bordas) para o CP1 .....	40
Figura 23 – Ciclos térmicos dos 4 principais termopares (os 2 mais próximos e os 2 das bordas) para o CP2 .....	40
Figura 24 – Ciclos térmicos dos 4 principais termopares (os 2 mais próximos e os 2 das bordas) para o CP3 .....	41
Figura 25 – Chapa com os 3 CPs pós corte. Medidas em mm .....	43
Figura 26 – Macrografia da poça e da zona fundida no CP1 .....	44
Figura 27 - Macrografia da poça e da zona fundida no CP2 .....	45
Figura 28 - Macrografia da poça e da zona fundida no CP3 .....	45
Figura 29 – Representação dos locais (em vermelho) em que foram tomadas as medidas de penetração da zona fundida de cada CP .....	46
Figura 30 – Relação do Nieq e CReq dos 3 CPs no Diagrama WRC-92 .....	48
Figura 31 – De cima para cima: microestrutura do metal soldado, ZAC e metal de base do CP1, a uma ampliação de 200x, com a referente macrografia à esquerda .....	50
Figura 32 - De cima para cima: microestrutura do metal soldado, ZAC e metal de base do CP1, a uma ampliação de 200x, com a referente macrografia à esquerda .....	50
Figura 33 - De cima para cima: microestrutura do metal soldado, ZAC e metal de base do CP1, a uma ampliação de 200x, com a referente macrografia à esquerda .....	51

Figura 34 – Microestrutura da zona fundida do CP1, com detalhe na ferrita delta vermicular (azul) e na “ripada” (vermelho) .....	51
Figura 35 - ZFs dos CP1 (“a”) e CP2 (“b”), com detalhe da ferrita ripada .....	52
Figura 36 - ZAC do CP1 (“a”) com detalhe no crescimento dos grãos, CP2 (“b”) e CP3 (“c”), mostrando a tendencia de crescimento pelo gradiente de temperatura .....	52
Figura 37 – Representação da divisão feita na microestrutura dos CPs .....	52

## LISTA DE TABELAS

Tabela 1 – Composição química dos principais aços inoxidáveis austeníticos .....	7
Tabela 2 – Influência dos elementos de liga de aço austenítico .....	8
Tabela 3 – Composição química do metal de base usado no experimento .....	30
Tabela 4 - Composição química do metal de adição usado no experimento e sua especificação conforme AWS A5.9 .....	31
Tabela 5 – Parâmetros para determinação do adimensional $\tau$ .....	33
Tabela 6 – Parâmetros de soldagem utilizados nos experimentos .....	36
Tabela 7 - Taxa de resfriamento em cada minuto nos principais termopares de cada corpo de prova .....	42
Tabela 8 – Dimensões das zonas fundidas nos três corpos de prova .....	46
Tabela 9 - Parâmetros e resultado da diluição de cada corpo de prova .....	47
Tabela 10 - Composição química de cada elemento na zona fundida dos três CPs .....	47
Tabela 11 - Relação de cromo e níquel equivalentes para cada CP .....	48
Tabela 12 - Fração volumétrica de ferrita média da zona fundida por corpo de prova calculado através da aferição pelo Axio Vision da taxa de ferrita de 30 amostras de cada corpo de prova (10 em A, 10 em B1 e 10 em B2 – conforme Figura 36) .....	54
Tabela 13 - Fração volumétrica de ferrita de cada subparte da zona fundida de cada .....	56
Tabela 14 - Os 6 testes de hipóteses ANOVA realizados, mostrando o efeito estudado, o resultado obtido e o coeficiente de variação (CV) encontrado .....	56

## **LISTA DE EQUAÇÕES**

Tabela 1 – Equação de Rosenthal .....	26
Tabela 2 – Equação de chapa fina e chapa grossa .....	27
Tabela 3 – Equação diferencial para transferência de calor na soldagem com fonte em movimento em regime quase-estacionário .....	29
Tabela 4 – Equação da diluição .....	34
Tabela 5 – Determinação da composição química na zona fundida .....	35
Tabela 6 – Determinação do cromo equivalente .....	48
Tabela 7 – Determinação do níquel equivalente .....	48

## SUMÁRIO

1.	INTRODUÇÃO.....	1
2.	OBJETIVOS.....	3
3.	REVISÃO BIBLIOGRÁFICA .....	3
3.1.	AÇOS INOXIDÁVEIS .....	3
2.1.1	AÇOS INOXIDÁVEIS AUSTENÍTICOS .....	6
2.2	SOLDABILIDADE DOS AÇOS INOXIDÁVEIS .....	9
2.3	O PROCESSO DE SOLDAGEM .....	11
2.3.1	OS TIPOS DE SOLDAGEM .....	15
2.3.1.1	A SOLDAGEM A ARCO COM ELETRODOS REVESTIDOS .....	Erro! Indicador não definido.
2.3.2	O PROCESSO GTAW .....	19
2.4	GTAW PULSADO .....	21
2.4.1	O PROCESSO GMAW .....	22
2.5	TRANSFERÊNCIA DE CALOR NA SOLDAGEM GTAW .....	24
2.5.1	CONDIÇÕES ANALÍTICAS PARA A EQUAÇÃO DE ROSENTHAL .....	26
2.6	TRANSFERÊNCIA DE CALOR EM CHAPA FINITA .....	28
3	MATERIAIS E MÉTODOS.....	30
3.1	METAL BASE.....	30
3.2	METAL DE ADIÇÃO.....	31
3.3	TERMOPARES.....	31
3.4	ELETRODO .....	33
3.5	DETERMINAÇÃO DO TIPO DE CHAPA .....	33
3.6	CÁLCULO DA DILUIÇÃO .....	34
3.7	METODOLOGIA DE SOLDAGEM.....	35
4	RESULTADOS E DISCUSSÃO .....	39
5	CONCLUSÃO.....	58
6	REFERÊNCIAS .....	59

## 1. INTRODUÇÃO

Os aços inoxidáveis austeníticos são um tipo de aço que possuem excelente resistência à corrosão e alta ductilidade comparados a outros aços inoxidáveis, características essas que são amplamente necessárias em muitas aplicações. Eles são aços de alta liga com ferro (Fe), carbono (C) e entre 16% e 18% (norma ASTM A240/A240M) de cromo (Cr) em sua composição (como os AISI 316, 316L, 304 e 304L), podendo haver outros elementos metálicos nessas ligas, mas com o Cr sendo o principal elemento que os torna altamente resistentes à corrosão (CARBÓ, 2008). Para unir os aços, a soldagem é um dos processos mais utilizados, pois esses aços costumam ter boa soldabilidade (aplicações em temperatura elevada e resistência à corrosão localizada). Alguns tipos de soldagem são bem conhecidos como a pôr eletrodo revestido (SMAW), soldagem a arco com proteção gasosa (GMAW) e soldagem por arco com gás inerte e eletrodo de tungstênio (GTAW). Para aços inoxidáveis, esta última é mais utilizada, pois garante a integridade da solda, mantendo o controle da poça de fusão e acabamento, menores zonas afetadas pelo calor (ZAC) e distorções e sem escória ou respingos.

Durante o processo de soldagem GTAW, alguns parâmetros influenciam diretamente no resultado das microestruturas formadas na região do processo, como o tipo e valor da corrente elétrica, a tensão do arco, a velocidade de soldagem, a espessura da chapa e a geometria da junta. Assim, variando um desses parâmetros e mantendo os demais constantes, é possível fazer uma análise microestrutural da região do cordão de solda afim de se poder interpretar como a estrutura interna e as fases do metal foram influenciadas pela determinada variação.

Sabendo disso, uma chapa de aço inoxidável austenítico 304L foi usada para realizar três processos de soldagem, dois em GTAW e um em GTAW pulsado. Com essas três amostras, foram analisados os efeitos que a energia acumulada nas bordas (distância do cordão de solda à aresta da chapa) do metal provocou na microestrutura da zona fundida, assim como a

mudança entre os dois tipos de processo. Foram calculadas a frações volumétricas de ferrita de diversas regiões estratégicas das amostras, medidas as temperaturas da chapa durante o processo de soldagem e feitos testes estatísticos para a análise e validação do estudo.

## **2. OBJETIVOS**

O presente trabalho se propõe a estudar a influência que a distância cordão-borda da chapa e a variação dos processos GTAW e GTAW pulsado (GTAW-p) se deram na formação da microestrutura do aço AISI 304L, como a influência da condição de chapa finita ou semi-infinita na fração volumétrica e formação de ferrita da zona fundida deste mesmo aço.

## **3. REVISÃO BIBLIOGRÁFICA**

### **3.1. AÇOS INOXIDÁVEIS**

Os aços inoxidáveis são uma classe de aços descobertos na primeira metade do século XX, revolucionando o mercado de utensílios domésticos, industriais e químicos. O que difere essa classe de aços dos demais é a presença de teores elevados de cromo em sua composição ( $>10,5\%$ ) e, normalmente, baixa porcentagem de carbono. A presença do Cr em teores altos resulta na formação de uma fina película passivadora não volátil. Ela é formada a partir de uma reação de entre o metal base da liga e a água ou oxigênio, resultando num hidróxido ou óxido de cromo, o que facilita na conservação da película (FONTES, 2009), a qual tem alta resistividade elétrica e insolubilidade, difícil transporte catiônico, boa aderência e plasticidade e baixa porosidade.

Aproximadamente 25 megatoneladas de aço inoxidável foram produzidas em 2009 para diversas aplicações, sempre com destaque para aquelas que requerem alta resistência à corrosão, como é o caso de procedimentos criogênicos (armazenamento de gases e líquidos ultrafrios, criopreservação etc.). A Figura 1 mostra a distribuição do consumo do mercado de aço inoxidável, incluindo todos os tipos.

Fonte: Aço Brasil e Ministério da Economia.

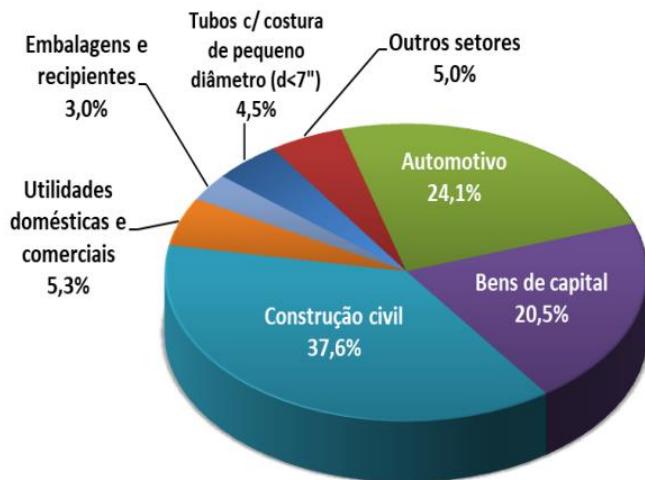


Figura 1. Distribuição dos usos de aço em 2019.

Assim, como o cromo é tratado como o protagonista nos aços inoxidáveis, é importante não reduzir seu teor, uma vez que a taxa de oxidação diminui com o aumento de sua participação (CARBÓ, 2001). Além disso, quando se tem mais de 11% de Cr na liga, é interessante o carbono se manter em quantidades baixas (em torno de 0,03%) a fim de evitar o processo de sensitização. Ou seja, dificultar a formação de carbetas de cromo, os quais tornam a liga mais suscetível ao ataque num meio corrosivo (PADILHA et al., 2006).

Fonte: FONTES (2009)

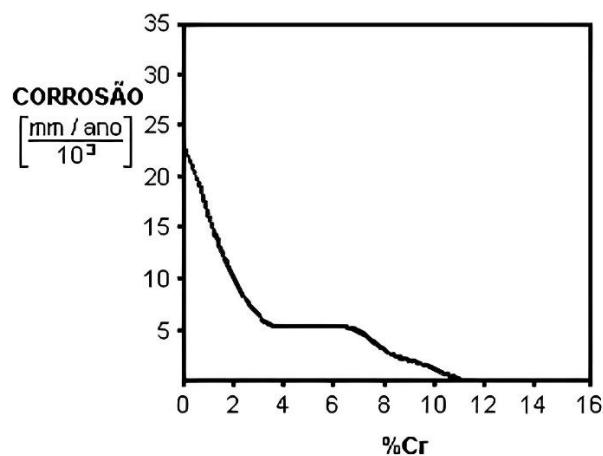


Figura 2. Proteção da película passivadora em corrosão atmosférica.

Os aços inoxidáveis são divididos genericamente em quatro grupos com base na microestrutura que eles apresentam à temperatura ambiente, ou seja, martensíticos, ferríticos, duplex e austeníticos. No entanto existem também outros tipos de aço, como os inoxidáveis superduplex, superausteníticos, endurecidos por precipitação e supermartensíticos.

Os aços inoxidáveis martensíticos são aços ferromagnéticos, que podem ser facilmente trabalhados, tanto a quente como a frio e que apresentam boa resistência à corrosão. São usados principalmente nas indústrias químicas, aeronáutica, aeroespacial e petroquímicas, contando com uma participação de cromo na liga entre 11,5% e 18%.

Os aços inoxidáveis ferríticos são os formados por uma matriz de ferrita ( $\alpha$ ) com estrutura cristalina cúbica de corpo centrado (CCC). Nestes aços, os teores de cromo são entre 12 e 30%, em que percentuais mais próximos de 30% podem causar a formação da fase sigma ( $\sigma$ ), que se forma durante aquecimento prolongado entre 400 e 500°C (CASTRO E CADENET, 1975).

Já os aços inoxidáveis duplex, são ligas de baixo teor de carbono e de duas fases, compreendendo em sua microestrutura aproximadamente proporções iguais de ferrita e de austenita (ASM Handbook). Esses aços apresentam resistência mecânica superior além de elevada resistência à corrosão em meios agressivos, quando comparados aos aços inoxidáveis convencionais devido a composição química e do tratamento termomecânico durante a laminação da chapa (GUO et al. 2017).

Por último, os aços inoxidáveis austeníticos são a classe mais utilizada, compreendendo de 65 a 70% do total de aço inoxidável produzido nos Estados Unidos. Assim, essas ligas possuem propriedades desejáveis em muitas aplicações na engenharia, principalmente por causa da sua alta resistência à corrosão, boa soldabilidade, menor condutividade térmica e conformabilidade, além de terem aumento de dureza quando encruados. Sua utilização pode ocorrer tanto em

operações criogênicas (por volta de -272 °C) (SANTOS, 2008) quanto em equipamentos alimentícios e farmacêuticos.

### 2.1.1 AÇOS INOXIDÁVEIS AUSTENÍTICOS

Aços inoxidáveis austeníticos são ligas ferrosas resistente à corrosão em diversos ambientes, apresentando estrutura predominantemente austenítica, cúbica de face centrada (CFC), à temperatura ambiente. São ligas compostas basicamente por ferro-cromo-níquel (Fe-Cr-Ni), com teores de cromo variando entre 16 e 30%, níquel entre 6 e 26% e carbono abaixo de 0,03%.

Fonte: PADILHA et al. (2006)

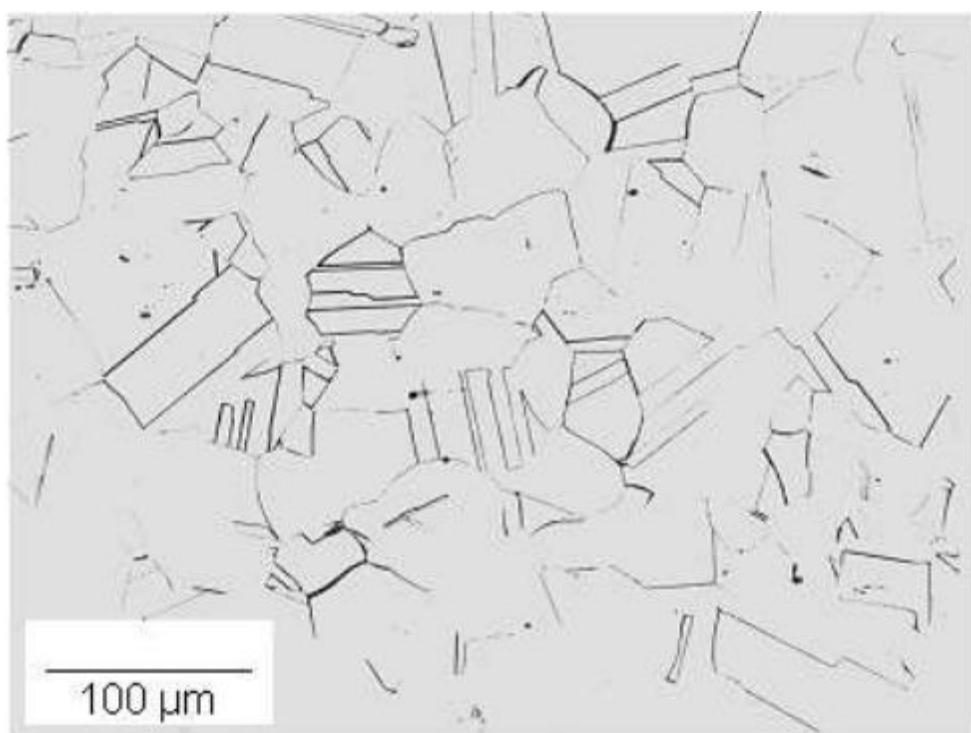


Figura 3. Típica microestrutura austenítica.

A Tabela 1 apresenta a composição química dos principais aços inoxidáveis austeníticos.

Fonte: TEBECHERANI, 2011

AÇOS INOXIDÁVEIS AUSTENÍTICOS NÃO TEMPERÁVEIS - COMPOSIÇÃO QUÍMICA (%)								
AISI	C Máx.	Mn Máx.	Sí Máx.	P Máx.	S Máx.	Cr	Ni	Outros Elementos
201	0,15	5,5-7,5	1	0,06	0,03	16,0-18,0	3,50 - 5,50	N: 0,25 máx.
202	0,15	7,5-10	1	0,06	0,03	17,0-19,0	4,00 - 6,00	N: 0,25 máx.
301	0,15	2	1	0,045	0,03	16,0-18,0	6,00 - 8,00	N: 0,10 máx.
302	0,15	2	0,75	0,045	0,03	17,0-19,0	8,0-10,0	N: 0,10 máx.
303	0,15	2	1	0,2	0,15 mín.	17,0-19,0	8,0- 10,0	Mo: 0,60 máx.
304	0,08	2	0,75	0,045	0,03	18,0-20,0	8,0-10,5	N: 0,10 máx.
304L	0,03	2	0,75	0,045	0,03	18,0-20,0	8,0- 12,0	N: 0,10 máx.
305	0,12	2	0,75	0,045	0,03	17,0-19,0	10,5-13,0	—
308	0,08	2	1	0,045	0,03	18,0-21,0	10,0-12,0	—
309	0,2	2	1	0,045	0,03	22,0-24,0	12,0-15,0	—
309S	0,08	2	0,75	0,045	0,03	22,0-24,0	12,0-15,0	—
310	0,25	2	1,5	0,045	0,03	24,0-26,0	19,0-22,0	—
310S	0,08	2	1,5	0,045	0,03	24,0-26,0	19,0-22,0	—
314	0,25	2	1,5- 3,0	0,045	0,03	23,0-26,0	19,0-22,0	—
316	0,08	2	0,75	0,045	0,03	16,0-18,0	10,0-14,0	Mo: 2,00 – 3,00
316L	0,03	2	0,75	0,045	0,03	16,0-18,0	10,0-14,0	Mo: 2,00 – 3,00
317	0,08	2	0,75	0,045	0,03	18,0-20,0	11,0-15,0	Mo: 3,00 – 4,00
347	0,08	2	0,75	0,045	0,03	17,0-19,0	9,0- 13,0	Nb: 10xC - 1,00
348	0,08	2	0,75	0,045	0,03	17,0-19,0	9,0- 13,0	Nb+Ta: 10xC -1,00; Ta 0,10 máx. Co 0,20

Tabela 1. Composição química dos principais aços inoxidáveis austeníticos.

Nesses aços, assim como nos inoxidáveis em geral, os elementos de liga exercem grande importância. Eles são responsáveis pela

caracterização da estrutura, das propriedades mecânicas e o comportamento final de serviço do aço, principalmente em relação as propriedades corrosivas. Dessa forma, o papel de cada um dos principais elementos de liga sobre o aço inoxidável austenítico é exposto na Tabela 2.

Fonte: TEBECHERANI, 2011

Carbono	<ul style="list-style-type: none"> <li>- Formação da austenita</li> <li>- Diminui a resistência a corrosão</li> <li>- Aumenta a resistência mecânica</li> </ul>
Níquel	<ul style="list-style-type: none"> <li>- Melhora na ductilidade, principalmente para estampagem</li> <li>- Maior resistência mecânica a quente</li> <li>- Melhor soldabilidade</li> <li>- Aumenta velocidade de restauração da película protetora de cromo</li> <li>- Diminui o pronunciamento do encruamento</li> <li>- Ajuda a formar austenita</li> </ul>
Cromo	<ul style="list-style-type: none"> <li>- Auxilia na formação de ferrita</li> <li>- Aumenta a resistência a corrosão</li> </ul>
Molibdênio	<ul style="list-style-type: none"> <li>- Aumenta a resistência a corrosão por via úmida</li> </ul>
Silício	<ul style="list-style-type: none"> <li>- Melhora resistência a corrosão a alta temperatura</li> <li>- Promove a formação de ferrita</li> </ul>
Nitrogênio	<ul style="list-style-type: none"> <li>- Auxilia na formação de austenita</li> </ul>
Manganês	<ul style="list-style-type: none"> <li>- Estabiliza a austenita</li> <li>- Inibe a fragilização a quente</li> </ul>
Fósforo e Enxofre	<ul style="list-style-type: none"> <li>- Aumentam a sensibilidade à fissuração, melhoram a usinabilidade.</li> </ul>
Titânio e Nióbio	<ul style="list-style-type: none"> <li>- Função estabilizadora (dificulta o empobrecimento localizado de cromo por precipitação de carbonetos)</li> </ul>

Tabela 2. Influência dos elementos de liga de aço austenítico.

Como visto, carbono, nitrogênio e níquel são importantes para se manter e ampliar a fase austenítica estável, além do níquel melhorar as propriedades mecânicas e corrosivas, sendo comum até se classificar os inoxidáveis austeníticos pelos níveis de resistência que se consegue pelo encruamento, tendo valores muito mais altos com a presença do Ni.

Cromo, como já falado, e níquel dessa forma constituem os elementos primordiais dos aços inoxidáveis austeníticos.

## 2.2 SOLDABILIDADE DOS AÇOS INOXIDÁVEIS

Em uma forma simplificada do Metals Handbook, a soldabilidade pode ser definida como a facilidade relativa com que uma solda satisfatória, que resulte em uma junta similar ao metal sendo soldado, pode ser produzida. Ela pode ser dividida em três tipos: a operacional, a metalúrgica e a em serviço.

A soldabilidade operacional diz respeito diretamente à facilidade de execução da junta, a qual está associada às particularidades do processo de soldagem, à habilidade do soldador e às características do material a ser soldado (preparação do material, condutividade térmica etc.) (BRANDI, 1997).

A metalúrgica envolve as transformações de fase que ocorrem no aquecimento, na fusão, na solidificação e no resfriamento do material soldador. Assim, para a soldabilidade metalúrgica, deve-se levar em conta o crescimento de grão na região soldada, as incompatibilidades entre materiais, a microsegregação durante a solidificação e as transformações de fase na ZAC e na zona fundida (BRANDI, 1997).

Já a soldabilidade em serviço diz respeito ao desempenho e à vida útil do equipamento soldado (escolha do metal de base e de adição para a soldagem da junta, procedimento de soldagem, temperatura de pré-aquecimento, temperatura interpasso, temperatura de pós-aquecimento e tratamento térmico pós-soldagem). Assim, as classificações que mais serão utilizadas durante o trabalho são as metalúrgicas e as operacionais (BRANDI, 1997).

No geral, os aços inoxidáveis austeníticos possuem boa soldabilidade, principalmente pela ausência de transformação martensítica e pela presença do níquel (aumento de tenacidade). Assim,

uma das principais métricas da soldabilidade desses aços é a relação Cromo-Níquel equivalentes ( $C_{req}/N_{eq}$ ). O cálculo desses valores é utilizado em diversas ocasiões, como nos diagramas de DeLong, Schaeffler e WRC-92, para avaliar a microestrutura de um aço inoxidável quando se conhece sua composição química. No caso do diagrama WRC-92 ele é usado para prever a fração volumétrica de ferrita na solda e o método de solidificação da zona fundida, que pode ser como austenita (A), austenita primária (AF), ferrita primária (FA) ou ainda inteiramente como ferrita (F).

Fonte: Kotecki e Siewert, 1992.

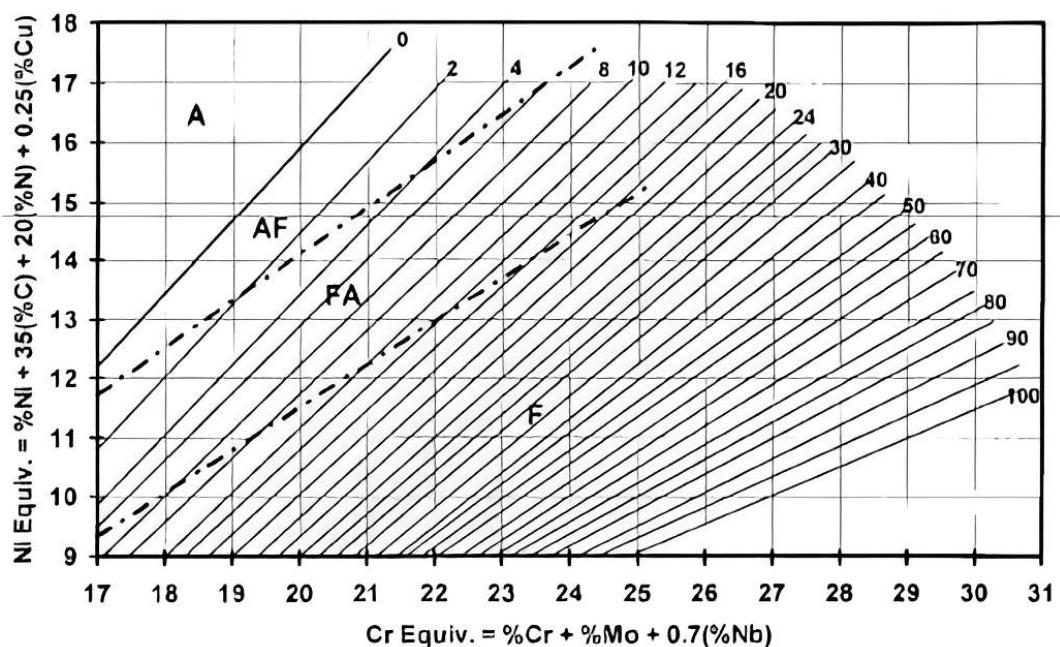


Figura 4. Diagrama WRC-92, em que o cálculo do cromo e níquel equivalentes são as fórmulas nos eixos do gráfico.

Segundo Brooks & Thompson (1991), para relações de  $C_{req}/N_{eq}$  inferiores a 1,5 a solidificação ocorre com AF, enquanto para valores superiores a solidificação ocorre com FA. Para valores acima de 1,95, o material solidifica-se totalmente como ferrita, como visto na Figura 5.

Fonte: Koseki e Flemings (1996).

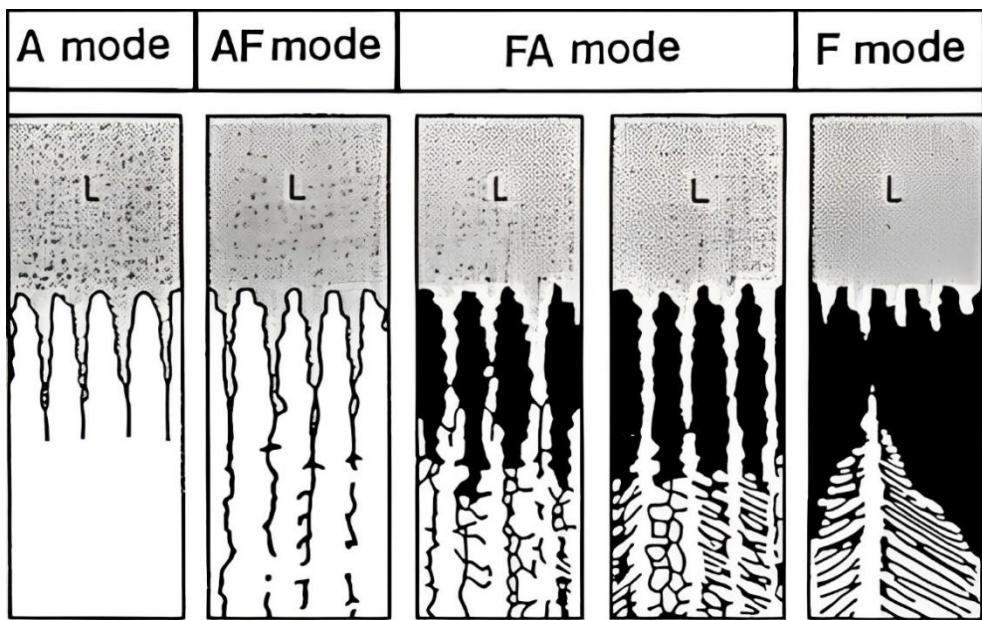


Figura 5. Modelos de solidificação na soldagem de um aço inoxidável austenítico.

A microestrutura de solda com morfologias que contém alguma ferrita à temperatura ambiente apresentam uma elevada resistência à trinca, enquanto uma microestrutura completamente austenítica apresenta menor resistência em comparação. A fase ferrítica é mais estável a altas temperaturas do que na temperatura ambiente, logo essa microestrutura pode ser encontrada na região de solda, principalmente nos aços da série 300 (como o 304). Sendo assim, as ligas de aço inoxidável austeníticos por serem susceptíveis a trincas durante a solidificação, a composição do metal fundido deve ser ajustada de forma a ter a presença de certa quantidade de ferrita.

## 2.3 O PROCESSO DE SOLDAGEM

Em relação aos processos de soldagem, três deles são mais utilizados quando se trata de aços inoxidáveis: SMAW, GTAW e GMAW, embora vários outros sejam também usados (MODENESI, 2011). O processo GTAW é utilizado quando se precisa um bom acabamento e uma elevada qualidade das soldas, podendo ser facilmente aplicado de forma mecanizada ou automatizada. Por outro lado, o processo de soldagem GTAW apresenta, em sua forma usual de utilização, uma

limitação quanto à máxima espessura soldável, particularmente em juntas sem chanfro, e uma taxa de deposição menor que os demais processos de soldagem.

Estas características tendem a limitar a utilização desse processo para soldagem de peças relativamente finas ou para casos especiais em que as características do material usado ou as demandas da aplicação justifiquem o seu uso em juntas de maior espessura. Assim, a possibilidade de manipular a penetração da solda, particularmente aumentando o seu valor em mais de 100%, por mudanças relativamente simples no processo podem, potencialmente, aumentar a aplicação da soldagem GTAW de forma expressiva. (MODENESI e APOLINÁRIO, 2013).

Segundo Modenesi e Marques (2012), diferentes processos são usados para fabricar e reciclar peças, equipamentos e estruturas estão incluídos no termo soldagem. Tradicionalmente, a soldagem tem sido considerada um método de união, mas muitos processos de soldagem ou variações desses processos são utilizados para depositar materiais em superfícies com o objetivo de restaurar peças desgastadas ou formar revestimentos com características especiais. Diferentes processos relacionados à soldagem são também usados para cortar ou revestir peças. Vários aspectos dessas operações de revestimento e corte são semelhantes à soldagem, portanto, muitos aspectos desses processos estão incluídos. Duas importantes definições de soldagem são:

- i. “Processo de união entre duas partes metálicas, usando uma fonte de calor, com ou sem aplicação de pressão” (WAINER et al., 1992).
- ii. “A operação que visa obter coalescência local por aquecimento a uma temperatura adequada, independentemente da aplicação de pressão e metal de adição.” (American Welding Association).

Embora a forma atual de soldagem seja um processo recente, ela tem uma história de cerca de 100 anos, mas a brasagem e a soldagem por forjamento têm sido usadas desde os tempos antigos. Por exemplo, no Museu do Louvre, há um pingente de ouro com a placa de um soldado, feito na Pérsia por volta de 4000 a.C. A fabricação do ferro teve início por volta de 1500 a.C., substituindo o cobre e o bronze na fabricação de diversos artesanatos (MODENESI; MARQUES, 2012).

O ferro é produzido por redução direta, formado por martelamento em pedaços de vários quilos. Quando são necessários blocos maiores, os blocos são soldados por forjamento, ou seja, o material é aquecido ao fogo vermelho, areia é colocada entre os blocos para remover as impurezas e martelada até a soldagem. Como exemplo do uso desse processo, ainda existe um pilar com cerca de 7 metros de altura e pesando mais de 5 toneladas na cidade de Delhi (Índia) hoje (MODENESI; MARQUES, 2012).

Nos tempos antigos e na Idade Média, a soldagem era usada para fazer armas e outros objetos pontiagudos. Como o teor de carbono do ferro obtido por redução direta é muito baixo (menos de 0,1%), ele não pode ser endurecido por têmpera. Por outro lado, o aço com alto teor de carbono é um material escasso e caro, que é fabricado por cementação em barras finas de ferro. Portanto, a ferramenta é feita por soldagem de ferro e tira de aço no ponto de corte e endurecimento por revenido. Espadas com alta resistência mecânica e tenacidade são fabricadas no Oriente Médio usando um processo semelhante, no qual tiras alternadas de aço e ferro são soldadas e deformadas por compressão e torção. O resultado é uma lâmina com regiões de alto e baixo carbono que se alternam com precisão (MODENESI; MARQUES, 2012).

Portanto, a soldagem tornou-se um processo importante na tecnologia metalúrgica neste período, principalmente devido a dois fatores: a escassez e o alto custo do aço e o pequeno tamanho das pepitas de ferro obtidas por redução direta. Nos séculos XII e XIII, com o desenvolvimento da tecnologia de obtenção de grandes quantidades de

ferro fundido líquido a partir da energia gerada pela roda d'água, essa importância começou a se enfraquecer, e nos séculos XIV e XV, com o desenvolvimento da explosão tecnologia de fornos. Portanto, a fundição tornou-se um importante processo de fabricação, e o forjamento e a soldagem foi substituída por outros processos de conexão, especialmente rebitagem e rosca, que são mais adequados para conectar peças de produção (MODENESI; MARQUES, 2012).

Até o século XIX, a soldagem ainda era um processo de fabricação secundária, quando sua tecnologia começou a sofrer mudanças fundamentais, principalmente a partir do experimento de arco de Sir Humphrey David (1801-1806), Edmund David descobriu o acetileno e o desenvolvimento de recursos de produção de energia elétrica faz o surgimento da tecnologia de soldagem por fusão possível. Paralelamente, o início da fabricação e utilização do aço em chapa tornou necessário o desenvolvimento de novos processos de união para a fabricação de equipamentos e estruturas (MODENESI; MARQUES, 2012).

Nikolas Bernados e Stanislav Olszewsky obtiveram a primeira patente de processo de soldagem no Reino Unido em 1885, que se baseava no estabelecimento de um arco elétrico entre o eletrodo de carbono e a peça a ser soldada (Figura 6). Por volta de 1890, NG Slavianoff da Rússia e Charles Coffin dos Estados Unidos desenvolveram independentemente a soldagem a arco com eletrodo de metal puro.

No final do século XIX, os processos de soldagem por resistência, soldagem aluminotérmica (térmite) e soldagem a gás foram desenvolvidos. Em 1907, Oscar Kjellberg (Suécia) solicitou uma patente para o processo de soldagem a arco com eletrodos revestidos. Na sua forma original, este revestimento era constituído por uma camada de cal, cuja função era apenas estabilizar o arco. Desenvolvimentos posteriores tornaram este processo o processo mais usado no mundo.

Fonte: Modenesi e Marques (2012).

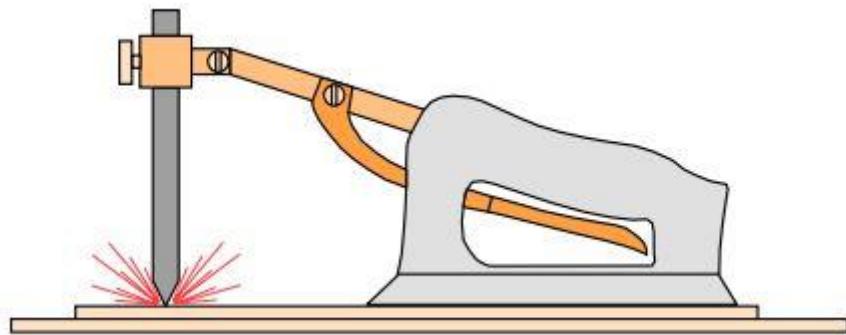


Figura 6. Soldagem a arco (patente de Bernados).

Nessa nova fase, a soldagem inicialmente teve pouca utilidade e se limitou principalmente a reparos de emergência até a eclosão da Primeira Guerra Mundial, quando a soldagem passou a ser utilizada de forma mais intensiva como processo de fabricação. Atualmente, existem mais de 50 processos de soldagem diferentes que têm determinados usos industriais, e a soldagem é o método mais importante de união permanente de metais.

A existência de soldagem e processos afins nas mais diversas atividades industriais e o impacto da necessidade de boa soldabilidade no desenvolvimento de novos aços e outras ligas metálicas comprova ainda mais essa importância (MODENESI; MARQUES, 2012).

### 2.3.1 TIPOS DE PROCESSO DE SOLDAGEM

Há muitos processos de fusão que podem ser divididos em subgrupos de acordo com o tipo de energia usada para fundir os fragmentos. Dentre eles, o processo de soldagem a arco (energia: arco elétrico) é o processo industrial mais importante na atualidade. Como os materiais fundidos reagem facilmente com os gases na atmosfera, a maioria dos processos de soldagem por fusão usa algum tipo de proteção para minimizar essas reações (MODENESI; MARQUES, 2012).

O processo de soldagem por pressão usa métodos como ultrassom, fricção, forjamento, resistência, difusão e soldagem por

explosão. Alguns desses processos, como os processos de soldagem por resistência, possuem características intermediárias entre os processos de soldagem por fusão e soldagem por deformação. Para fins de classificação, esses processos serão incluídos neste grupo. A seguir, uma breve discussão de alguns processos de soldagem importantes e processos relacionados na indústria. No entanto, deve-se destacar que se trata de um assunto amplo e importante que existe em uma extensa bibliografia sobre o assunto. Para um estudo complementar mais aprofundado do processo de soldagem, consulte a bibliografia citada ao final deste artigo (MODENESI; MARQUES, 2012).

### **2.3.1.1 O PROCESSO DE SOLDAGEM SMAW**

Soldagem por eletrodo revestido (SMAW) é um processo no qual os metais são coalescidos (ligados) pelo aquecimento do metal por um arco estabelecido entre um eletrodo especialmente revestido e a peça de trabalho. O eletrodo consiste em um núcleo metálico ("alma") com comprimento de 250 a 500 mm, coberto por uma camada de minerais (argila, fluoreto, carbonato, etc.) e / ou outros materiais (celulose, ligas de ferro, etc.). O diâmetro total típico é de 2 a 8 mm. O núcleo do eletrodo conduz corrente e atua como um metal de adição. O revestimento irá gerar escória e gás, proteger a área soldada da atmosfera e estabilizar o arco. O revestimento também pode conter elementos incorporados à solda, afetando sua composição química e propriedades metalúrgicas. A Figura 7 ilustra esse processo.

Fonte: Modenesi e Marques (2012).

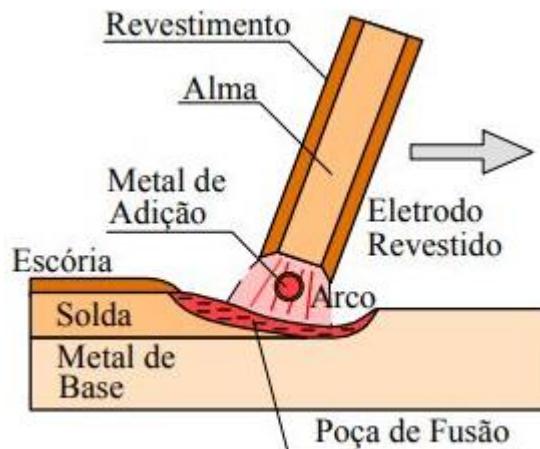


Figura 7. Arco de soldagem.

O equipamento que eles comumente usam inclui fontes de alimentação (ou máquinas de solda), pinças de eletrodo e cabos, bem como equipamentos de segurança de soldadores (máscaras, luvas, aventais etc.) e equipamentos para limpeza de fios e remoção de escória (cortadores de limalhas e escovas de arame). Ao soldar, fixar a parte não revestida do eletrodo no porta-eletrodo e inicie o arco tocando rapidamente a ponta do eletrodo na peça (conectada ao terminal do soldador por um cabo).

O calor gerado pelo arco funde a ponta do eletrodo e uma pequena quantidade de material de base que forma a poça de fusão. A soldagem é realizada manualmente, e o soldador controla o arco e o comprimento da poça fundida (manipulando o eletrodo) e move o eletrodo ao longo da junta. Quando o eletrodo estiver quase totalmente consumido, interrompa o processo para substituir o eletrodo e remover a escória da área onde a soldagem continuará. A Figura 8 ilustra o equipamento e o processo de soldagem.

Fonte: Modenesi e Marques (2012).

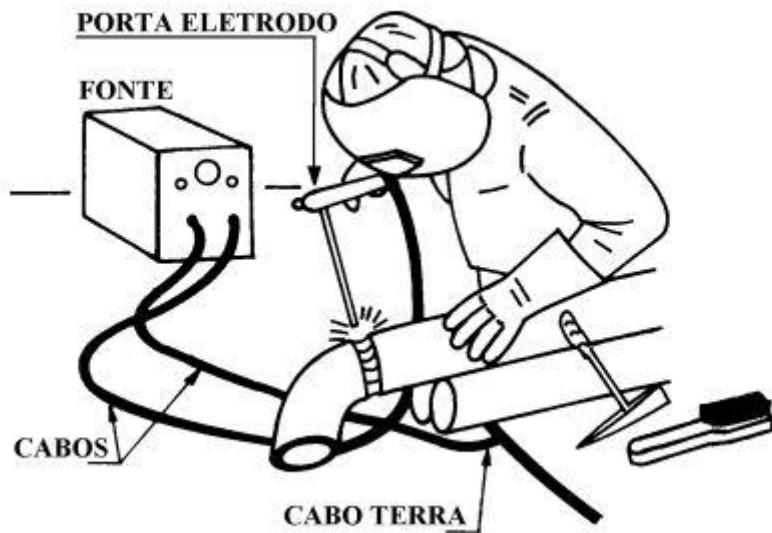


Figura 8. Processo de soldagem SMAW.

As vantagens deste processo são:

- Equipamento simples, portátil e de baixo custo.
- Nenhum fluxo externo ou gás necessário.
- Menos sensível à presença de correntes de ar (trabalho no local).
- Processo muito versátil em termos de materiais soldáveis.
- Fácil acesso a áreas de acesso restrito.
- Difícil de aplicar materiais reativos.
- Produtividade relativamente baixa.
- Precisa ser limpo após cada passagem.

### 2.3.1.2 O PROCESSO DE SOLDAGEM GTAW

Gas Tungsten Arc Welding (GTAW) ou, mais conhecido no Brasil por TIG (Tungsten Inert Gas) é um processo a arco elétrico com a proteção da poça de fusão e da região vizinha com gás inerte ou mistura de gases inertes. Pode utilizar ou não metal de adição. A Figura 9 mostra esquematicamente esse processo.

Fonte: Modenesi e Marques (2012).

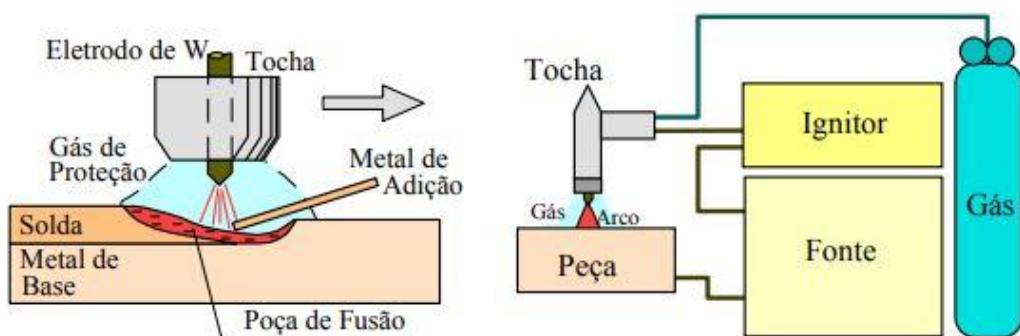


Figura 9. O processo GTAW.

Esse processo pode ser usado manualmente ou mecanicamente e é considerado um dos melhores processos de soldagem a arco controlados. Permite realizar soldagens de alta qualidade e excelente acabamento, principalmente em juntas de pequenas espessuras (menos de 10 mm, mais comumente entre 0,2 e 3 mm). Peças mais espessas podem ser soldadas, mas, por razões econômicas, outros processos de soldagem tendem a ser utilizados. A soldagem GTAW é usada principalmente para aço liga, aço inoxidável e ligas não ferrosas, onde um uso comum do aço estrutural é realizar a soldagem de tubos com raiz com o processo de soldagem GTAW, e os passes de enchimento e acabamento executados por outros processos como o SMAW ou o GMAW.

As vantagens e limitações deste processo são:

- Excelente controle da poça de fusão.
- Permitir soldagem sem o uso de metal de adição.

- Permitir mecanização e automação de processos.
- Para soldar a maioria dos metais.
- Produz soldas de alta qualidade e excelente acabamento.
- Produz pouco ou nenhum respingo.
- Quase nenhuma limpeza é necessária após a soldagem.
- Permitir soldagem em qualquer posição.
- Produtividade relativamente baixa.
- O custo de consumíveis e equipamentos é relativamente alto.

O equipamento básico inclui uma fonte de energia (DC e/ou AC), uma tocha com eletrodo de tungstênio, uma fonte de gás de proteção (Ar ou He) e um sistema de início de arco (geralmente um dispositivo de ignição de alta frequência). O dispositivo de ignição ioniza o meio gasoso e abre o arco sem tocar no eletrodo da peça. O equipamento do GTAW é mais caro e complexo do que o equipamento utilizado no SMAW. A fonte de alimentação é semelhante à fonte de alimentação usada no SMAW, mas devido às características do processo GTAW, deve ter melhor precisão no ajuste de corrente e permitir a soldagem em níveis de correntes mais baixos (até cerca de 5A). Este processo é usado principalmente para eletrodos DC e W no eletrodo negativo (CC-). Esta configuração garante melhor fusão de componentes e menos aquecimento do eletrodo.

Porém, ao soldar ligas de alumínio e magnésio recobertas por uma camada de óxido de alto ponto de fusão, é importante conectar a parte ao eletrodo negativo da máquina, pois nesta polaridade, a parte do arco de emissão de elétrons permite a remoção da camada de óxido. Para garantir esse efeito sem superaquecimento dos eletrodos, normalmente é utilizada corrente alternada na soldagem desses materiais. Nesse caso, como o arco tende a se extinguir cada vez que a polaridade da corrente é

invertida, o dispositivo de ignição de alta frequência deve trabalhar continuamente para manter o arco aceso.

Os modernos equipamentos de soldagem GTAW possuem as características de usar CC pulsado e CA de onda retangular (não senoidal). A primeira técnica pode controlar melhor a poça de fusão ao soldar peças finas ou fora do plano. O segundo é usado para soldar ligas de alumínio ou magnésio sem a necessidade de manter o dispositivo de ignição de alta frequência funcionando continuamente. O eletrodo é uma vareta à base de tungstênio sinterizado puro ou adicionado com óxido de Th, Ce ou Zr.

A faixa de corrente disponível do eletrodo depende do seu tipo e diâmetro, bem como do tipo e da polaridade da corrente de soldagem. O eletrodo com óxido de tório pode conduzir mais corrente sem derreter sua ponta como um eletrodo de tungstênio puro e desgastar menos. As pontas desses eletrodos podem ser afiadas com um rebolo para produzir um arco mais estável e rígido ao trabalhar com densidades de correntes mais baixas.

As pontas dos eletrodos de tungstênio puro são fáceis de fundir e se tornam hemisféricas, geralmente não pontiagudas. Eletrodos de tungstênio puro são usados principalmente para soldagem de alumínio com corrente alternada. A forma da ponta do eletrodo e seu diâmetro afetarão a forma do cordão de solda, por isso é uma variável de processo, especialmente importante na soldagem mecanizada ou automática.

### 2.3.1.3 O PROCESSO DE SOLDAGEM GTAW PULSADO

O processo de soldagem GTAW pulsado (GTAW-p) é uma variação do GTAW convencional, porém com a corrente variando entre dois valores: a corrente de base (valor mínimo) – a qual forma uma pequena gota e não é transferida de metal – e a de pico (valor máximo) – onde ocorre a transferência da gota do arame ao metal de base (Figura 10). Essa variação cíclica da corrente durante a soldagem promove a formação de um arco pulsado que gera a formação de vários pontos que

se sobrepõem, formando um cordão contínuo. Assim, durante a corrente de pico o metal é aquecido e fundido, enquanto na corrente de base ele é resfriado e solidificado, praticamente não gerando respingos (WAINER et al., 1992).

Fonte: IMC Soldagem, 2011.

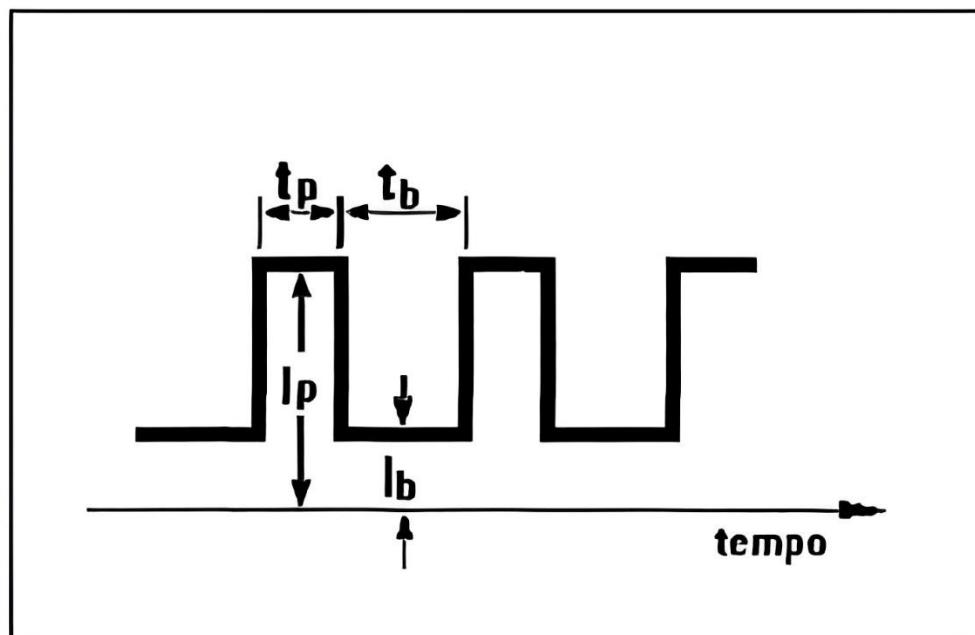


Figura 10. Gráfico corrente x tempo no processo de GTAW pulsado, em que  $t_p$  é o tempo de pulso,  $t_b$  o tempo de base,  $I_p$  a corrente de pulso e  $I_b$  a corrente de base.

Assim, a utilização deste processo traz benefícios metalúrgicos para a junta soldada, pois melhora a geometria do cordão, tornando-o mais uniforme. Como o pulso é cíclico, há um menor aporte de calor geral, boa penetração com baixa distorção e melhor controle sobre a poça de fusão, permitindo que o processo possa ser feito com facilidade em chapas de baixa espessura (AWS-Welding Handbook, 2004).

### 2.3.2 O PROCESSO GMAW

Dentre os principais processos de fabricação, o processo de soldagem GMAW (soldagem a arco a gás) se destaca pelas inúmeras vantagens, como ser aplicável a todos os metais e ligas comerciais, alta taxa de deposição, cordão longo de soldagem, consumo contínuo de

arame dependendo do feed e fácil automação. O GMAW é um processo de soldagem a arco que utiliza um fornecimento contínuo de metal (fio de soldagem) e um arco entre a poça de soldagem, e usa uma fonte externa de gás para proteger a poça de soldagem da poluição do ar externo (BARBAREDO, 2011). Embora esse processo seja atualmente o mais comumente utilizados, ele possui algumas limitações para certos aplicativos.

A alta energia de soldagem é uma característica desse processo, o que é benéfico para a soldabilidade de grandes espessuras de chapas, por outro lado, torna-se um fator limitante para soldagem de chapas finas (ACESITA, 2011). O equipamento GMAW é mostrado na Figura 11.

Fonte: Modenesi e Marques (2012).

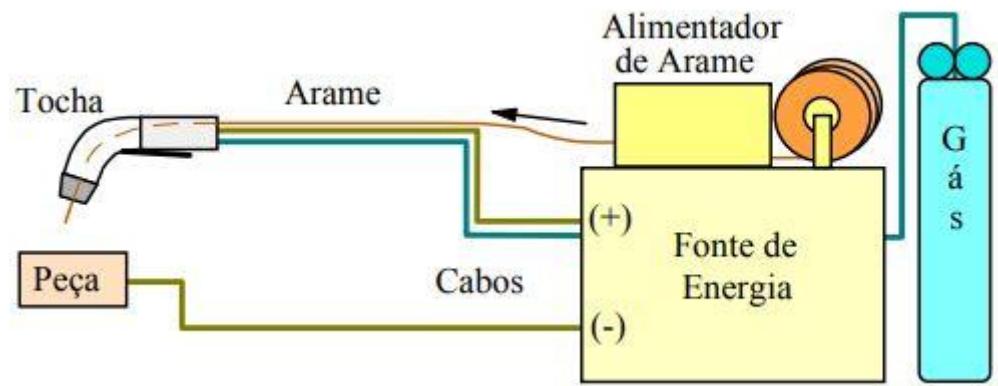


Figura 11. Equipamento para soldagem GMAW.

Os desenvolvimentos tecnológicos relacionados com as necessidades da indústria têm promovido o desenvolvimento de fontes de soldadura, pelo que uma vasta gama de processos tem surgido a partir dos processos existentes, principalmente visando o controlo da inovação e melhoria dos arcos. Uma mudança significativa no processo GMAW é o GMAW pulsado, comumente referido como P-GMAW.

Este tipo de controle pode obter melhores resultados em materiais com maior aporte de energia, como o aço inoxidável, esses materiais tendem a produzir deformações geométricas, acúmulo de tensões

residuais por meio de sensibilização (em um determinado período de tempo devido à alta energia de soldagem no contorno do grão). A corrosão intergranular causada pela precipitação de carbonetos perde suas propriedades do aço inoxidável (SEDRIKS, 1996).

## 2.4 TRANSFERÊNCIA DE CALOR NA SOLDAGEM GTAW

Durante o processo de solda GTAW, a fonte de calor à elevada temperatura em movimento provoca a fusão e solidificação do metal, formando o cordão de solda. Essa transferência de calor ocorre do eletrodo e do arco elétrico para a peça, indo principalmente para a zona de fusão, mas também para o metal base (formação da ZAC) e se dissipando no ambiente por convecção e radiação (Figura 12).

Fonte: adaptado DuPONT, 1995.

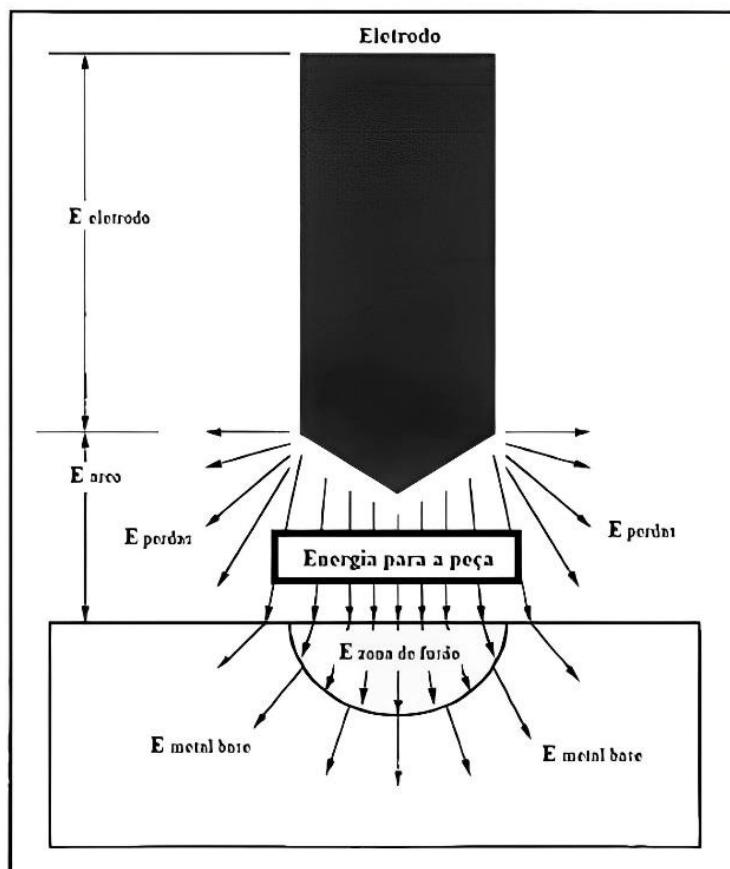


Figura 12. Transferência de calor no processo GTAW.

Assim, quando a fonte fornece energia via calor, ele se difunde no material em x, y e z. No entanto, essa difusão – e, por consequência, o conjunto de temperaturas – vai variar dependendo de fatores como as condutividades térmicas em x, y e z, densidade do material, calor da fonte, temperatura inicial do sólido, velocidade da fonte e calor específico do material (WAINER et al., 1992), gerando um comportamento de temperatura diferente nos pontos afetados pelo calor. Esse comportamento térmico no decorrer do tempo gera uma curva que representa o histórico de temperaturas que determinada região sofreu durante a soldagem, chamada de ciclo térmico. Nele, há as etapas de aquecimento (fonte se aproximando da região), de máxima temperatura e de resfriamento, tendo picos e formatos diferentes dependendo do ponto analisado, como visto na Figura 13.

A equação para se determinar a temperatura em cada ponto da chapa foi elaborada por David Rosenthal (Eq. 1) a partir da Lei de Fourier e está exposta abaixo, onde T é a temperatura, t o tempo,  $\lambda$  a condutividade térmica e x, y e x as coordenadas cartesianas.

Fonte: MELO, 2016

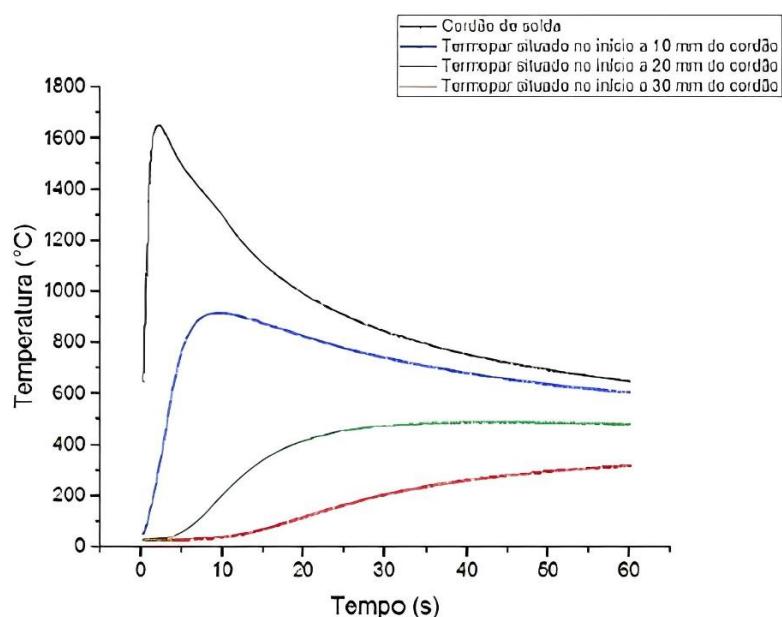


Figura 13. Ciclo térmico de 4 pontos diferentes de uma placa de AISI 304 durante o processo GTAW.

$$\frac{\partial^2 T}{\partial x^2} + \frac{\partial^2 T}{\partial y^2} + \frac{\partial^2 T}{\partial z^2} = 2\lambda \frac{\partial T}{\partial t} \text{ (Eq. 1)}$$

## 2.5.1 CONDIÇÕES ANALÍTICAS PARA A EQUAÇÃO DE ROSENTHAL

### a) Transferência de calor em chapa semi-infinita

Uma chapa pode ser chamada de semi-infinita quando possui largura e comprimento ditos infinitos e espessura finita. Este conceito de infinito se refere a dimensões em que qualquer distúrbio de temperatura ocorrido em uma das arestas da chapa não é sentido na oposta e vice e versa.

### b) Regime de transferência de calor quase-estacionário

Quando o campo de temperaturas associado a determinada fonte de energia não varia com o tempo, ou seja, fluxo de calor constante ou as temperaturas impostas aumentam linearmente e o campo de velocidades é permanente, é dito que se está em “estado limite”. Caso a fonte de energia for fixa em relação ao material, o regime de transferência de calor será estacionário, porém, como a fonte no processo GTAW é, na maioria das vezes, móvel, então o campo de temperaturas é solidário a ela, chamando o estado de “quase-estacionário” (MACHADO, 2000).

Ademais, o estado limite é alcançado somente quando o tempo tende ao infinito. Porém, em regiões próximas a fonte de energia, este estado é considerado alcançado quando as isotermas em torno da fonte se estabilizam numa distância constante. (MACHADO, 2000).

### c) Chapa fina e grossa

Os conceitos de chapa fina e chapa grossa foram definidos por Rosenthal e Adams nos anos 40 e 50 do século passado ao estudar as transferências de calor durante os processos de soldagem. Os conceitos derivam não somente da espessura da chapa, como a intuição prevê, mas também do modo como o calor escoa pela chapa (BRANDI, 2020).

Uma chapa fina indica que, a partir da poça de fusão, o fluxo de calor é somente lateral (Figura 14a), isto é, que a isoterma é uma linha perpendicular à superfície da chapa (2D). Assim, este é um caso de uma superfície finita, em que o fluxo de calor é nulo em direção a espessura da chapa (PERRET, 2010). Já para a chapa grossa, o fluxo de calor é 3D, formando um semicírculo a partir da poça de fusão (Figura 14b). Dessa forma, é um caso de espessura infinita, uma vez que o lado oposto não sentirá a influência da temperatura.

Fonte: BRANDI, 2020

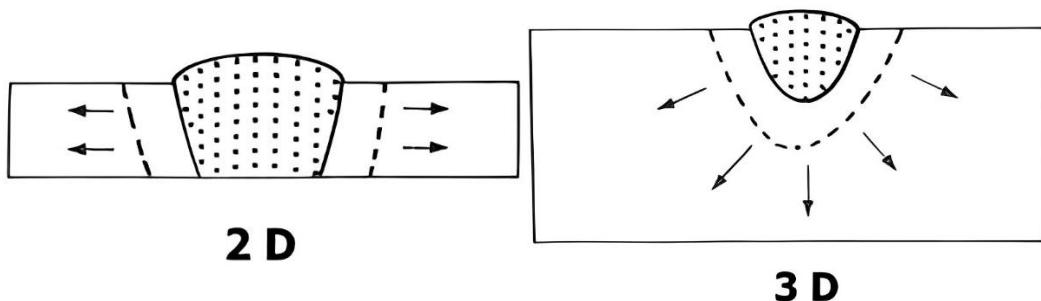


Figura 14. Fluxo de calor em chapa fina (a esquerda, Figura 14a) e em chapa grossa (a direita, Figura 14b).

Além disso, para se fazer o cálculo se a chapa se comporta como fina ou grossa, é possível utilizar o adimensional  $\tau$  (Eq. 2). Através dele, se o valor calculado é menor que 0,6 a chapa se comporta como fina, e se é maior que 0,9, como grossa, em que  $d$  é a espessura da chapa,  $\rho C$  o calor específico volumétrico,  $T_{crit}$  a temperatura onde a velocidade de resfriamento é calculada,  $T_0$  a temperatura inicial da chapa e  $H_b$  a energia de soldagem.

$$\tau = d \sqrt{\frac{\rho c(T_{crit} - T_0)}{H_b}}$$

(Eq. 2)

## 2.5 Transferência de calor em chapa finita

Como dito anteriormente, uma chapa pode ser chamada de finita quando a largura ou o comprimento não obedecem a condição de chapa semi-infinita. Neste caso, a temperatura da chapa do lado semi-infinito vai sendo aumentada e a solução da equação diferencial não é mais válida. Ou seja, no lado da chapa semi-infinita a temperatura atinge valores acima do valor colocado da temperatura inicial da chapa. A Figura 15 apresenta, através de simulação, a distribuição de temperatura em duas chapas após a finalização de um processo de soldagem GTAW. No caso da chapa semi-infinita (Figura 15a) a temperatura inicial dela permanece inalterada, mas, por outro lado, com uma chapa finita (Figura 15b) a temperatura dela aumenta até atingir um valor final maior que o inicial. Isto é, as ondas de calor percorrem o material até atingirem a sua borda, sofrendo reflexão, assim nas regiões próximas a estas arestas ocorrem concentrações de calor, pois a transferência de calor por convecção nas bordas é inferior à condução que existe nas regiões mais afastadas das bordas, no interior da chapa. Esse fenômeno acarreta a diminuição da velocidade de resfriamento em relação à solução da chapa semi-infinita.

Fonte: [www.fem.unicamp.br](http://www.fem.unicamp.br), 2021

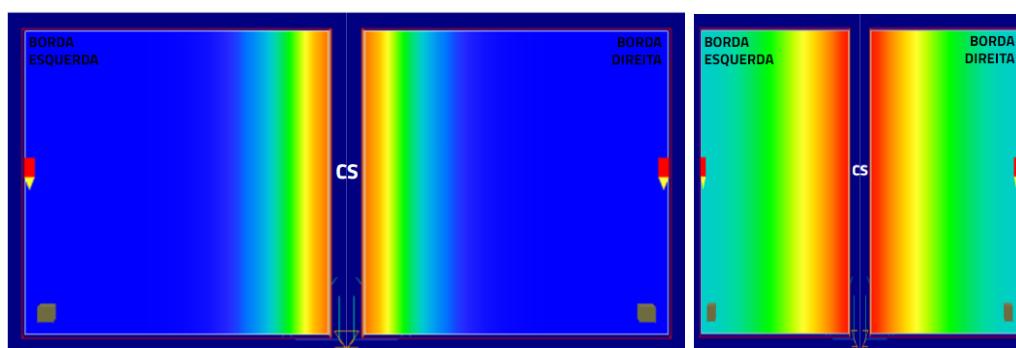


Figura 15. Distribuição de temperaturas pós soldagem em chapa semi-infinita (esquerda, Figura 15a) e finita (direita, Figura 15b), com detalhe as bordas da chapa e ao cordão de solda (CS).

Dessa forma, após definir os conceitos de chapa infinita e finita, regime de transferencia de calor quase-estacionário e de chapa fina e

grossa é possível utilizar condições iniciais e de contorno para a solução da Equação de Fourier. Com isso, visa-se poder calcular a taxa de resfriamento de uma chapa fina e grossa.

A partir da Eq. 1, pode-se fazer a substituição de  $x' = x - v_s t$  e admitir que a variação da temperatura com o tempo é nula, uma vez que se assume que o regime quase-estacionário foi alcançado. Obtém-se, assim, a Eq. 3, a qual representa a equação diferencial para transferência de calor na soldagem com fonte em movimento à velocidade  $v_s$  em regime quase-estacionário.

$$\frac{\partial^2 T}{\partial x'^2} + \frac{\partial^2 T}{\partial y^2} + \frac{\partial^2 T}{\partial z^2} = -2\lambda v_s \frac{\partial T}{\partial x'} \quad (\text{Eq 3.})$$

### 3 MATERIAIS E MÉTODOS

#### 3.1 METAL BASE

Foi adquirida 1 chapa de aço inoxidável austenítico AISI 304L com medidas de 210 mm de comprimento, 124 mm de largura e 24 mm de espessura. A composição química original exata do metal não foi obtida com o fabricante, porém uma suposição dela está exposta na Tabela 3 abaixo.

Fonte: O autor.

Elemento	% Encontrada	% Especificação AWS A5.9
Carbono (C)	0,018	0,03 Máx.
Cromo (Cr)	18,16	17,50 – 19,50
Manganês (Mn)	1,33	2,00 Máx.
Silício (Si)	0,48	1,00 Máx.
Fósforo (P)	0,029	0,05 Máx.
Enxofre (S)	0,002	0,02 Máx.
Níquel (Ni)	8,38	8,00 – 10,50
Nitrogênio (N)	0,053	0,11 Máx.
Molibdênio (Mo)	0,074	-
Oxigênio (O <sub>2</sub> )	0,0039	-
Cobre (Cu)	0,096	-
Nióbio + Tântalo (Nb + Ta)	0,013	-
Titânio (Ti)	0,0056	-
Cobalto (Co)	0,063	-
Alumínio (Al)	0,003	-
Boro (B)	0,0004	-
Vanádio (V)	0,039	-

Tabela 3. Composição química da chapa de aço do metal base usado no experimento e sua especificação conforme AWS A5.9.

A chapa do metal base foi tratada termicamente a 850° por 12 horas, com 2 horas de encharque.

### **3.2 METAL DE ADIÇÃO**

O metal de adição utilizado foi a vareta de aço inoxidável 308L de 1,2 mm de diâmetro. Esse material foi escolhido devido a sua similaridade com o metal de base (vide composição química na Tabela 4), sendo muito utilizado na soldagem de aços inoxidáveis austeníticos devido a boa resistência à corrosão e às tensões residuais de ruptura em juntas soldadas obtidas.

Fonte: O autor.

<b>Elemento</b>	<b>% Encontrada</b>	<b>% Especificação AWS A5.9</b>
Carbono (C)	0,01	0,03 Máx.
Cromo (Cr)	19,95	19,95 – 22,0
Manganês (Mn)	1,87	1,0 – 2,5
Silício (Si)	0,75	0,03 Máx.
Cobre (Cu)	0,17	0,75 Máx.
Níquel (Ni)	8,55	9,0 – 11,0
Nitrogênio (N)	0,05	-
Molibdênio (Mo)	0,16	0,75 Máx.

Tabela 4. Composição química do metal de adição usado no experimento e sua especificação conforme AWS A5.9.

### **3.3 TERMOPARES**

Dez termopares foram dispostos na chapa a fim de se obter as informações referentes as temperaturas adquiridas pelo aço durante o experimento. Eles foram todos dispostos aproximadamente no centro do comprimento da amostra (108,14 mm da borda superior), variando sua posição horizontal, como mostrado na figura abaixo.

Fonte: o autor, 2023

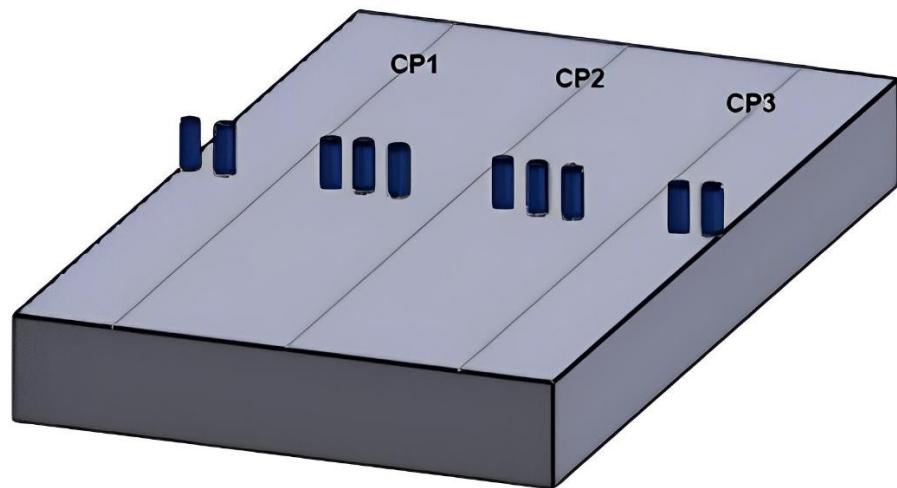


Figura 16. Ilustração da disposição dos termopares em relação a chapa e os cordões de solda.

Fonte: o autor, 2023.

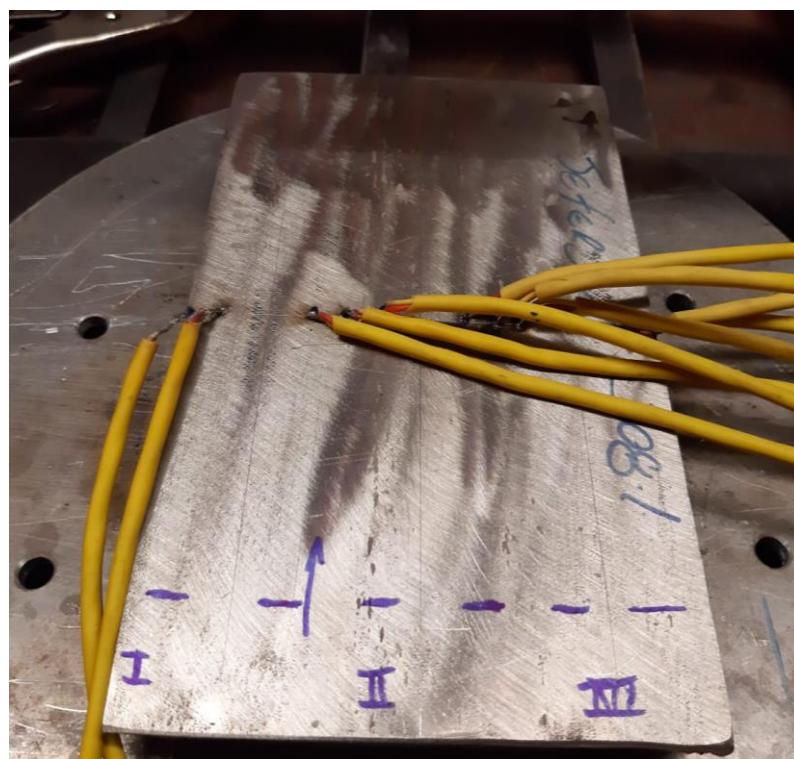


Figura 17. Foto da disposição dos termopares na chapa do metal de base.

Assim, há um par de termopares para cada cordão de solda realizado e mais quatro adicionais, a fim de se obter informações sobre os dois lados do cordão e as temperaturas nas bordas.

### **3.4 ELETRODO**

O eletrodo utilizado para se realizar a soldagem GTAW foi o eletrodo de tungstênio AWS EWTh-2 de 3,2 mm de diâmetro. Este eletrodo é indicado para soldagem de aços inoxidáveis, oferecendo um ótimo rendimento e acabamento. Ademais, ele fornece excelente resistência à contaminação, ao mesmo tempo que oferece ao soldador facilidade na ignição e boa estabilidade de arco.

O eletrodo foi afiado num ângulo de 30°, uma vez que tendo diâmetro de 3,2 mm, esta afiação forma um cone com aproximadamente 6 mm de comprimento, ou seja, praticamente o dobro do diâmetro. Portanto, a afiação de 30° está condizente para uma maior penetração de solda para corrente em uso (SENAI, 2013) e tamanho da poça de fusão.

### **3.5 DETERMINAÇÃO DO TIPO DE CHAPA**

Considerando a Eq. 2 e os parâmetros da tabela abaixo (Tabela 5), foi possível fazer os cálculos de valor de  $\tau$  para cada um dos experimentos.

Fonte: o autor, 2023

Espessura (e) = 0,024 m
Densidade ( $\rho$ ) = 8000 kg/m <sup>3</sup>
Calor específico (C) = 502 J/kg°C
$T_{crit}$ = 550 °C
Temperatura inicial ( $T_i$ ) = 25 °C
Energia de soldagem CP1 ( $H_{b1}$ ) = 800400 J/m
Energia de soldagem CP2 ( $H_{b2}$ ) = 726800 J/m
Energia de soldagem CP3 ( $H_{b3}$ ) = 595080 J/m

Tabela 5. Parâmetros para determinação do adimensional  $\tau$ .

$$\tau_1 = 0,024 \sqrt{\frac{8000 \times 502 \times (550 - 25)}{800400}} = 1,23$$

$$\tau_2 = 0,024 \sqrt{\frac{8000 \times 502 \times (550 - 25)}{726800}} = 1,29$$

$$\tau_3 = 0,024 \sqrt{\frac{8000 \times 502 \times (550 - 25)}{595080}} = 1,43$$

O valor do adimensional maior  $\tau$  foi maior que 0,9 para os três experimentos. Logo, a chapa se comporta como grossa em todos os casos.

### 3.6 CÁLCULO DA DILUIÇÃO

A diluição ( $D$ ) pode ser explicada como o processo de mistura do metal de base com o metal de adição, devido a fusão e combinação dos dois que ocorre durante a soldagem. Ou seja, é um parâmetro que representa a parcela do metal de base que entra na composição da zona fundida. Sua influência está mais atrelada a melhoria na performance de equipamentos e redução de falhas, mas também para estimar a composição química da zona fundida e seus processos de solidificação.

Para seu cálculo, pode-se fazer uma aproximação calculando as áreas do metal de adição ( $A$ ) e do metal base diluído ( $B$ ) através de uma imagem digital da seção transversal do cordão de solda e de programas de computador que determinam as áreas necessárias. Com isso, é possível tirar a relação percentual do metal de base sobre o total, de acordo com a Equação 4 e representado pela Figura 18.

$$D = \frac{B}{A+B} \times 100 \text{ (Eq. 4)}$$

Fonte: MODENESI, 2001.

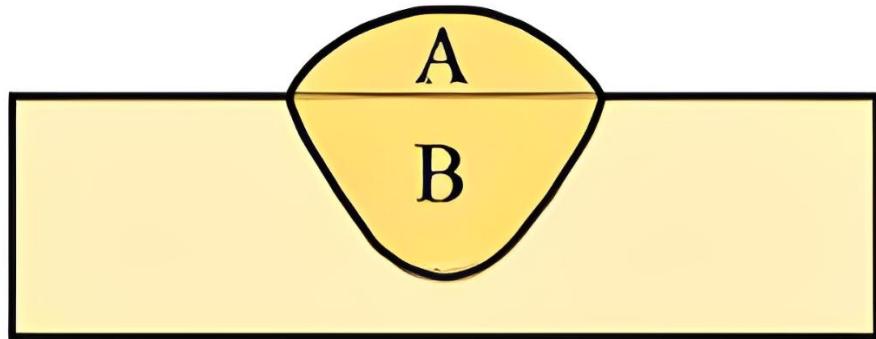


Figura 18: Representação das áreas do metal de adição e de base diluído.

Assim, após a determinação da porcentagem de diluição, esse dado pode ser usado para calcular a composição química de cada elemento na zona fundida ( $Q_{ZF}$ ), partindo de sua composição no metal base ( $Q_{MB}$ ) e no metal de adição ( $Q_{MA}$ ), conforme Equação 5 do AWS Handbook Volume 4 abaixo.

$$Q_{ZF} = Q_{MB} \times D + Q_{MA} \times (1 - D) \text{ (Eq. 5)}$$

### 3.7 METODOLOGIA DE SOLDAGEM

A chapa do metal de base (MBA) foi colocada sobre a mesa onde as soldagens foram realizadas, sendo utilizada a soldagem e o alimentador mecanizados a fim de se obter o cordão o mais uniforme possível. A tocha foi colocada à 90° (ângulo de soldagem) da peça e o metal de adição à 20° e uma distância vertical de 7 mm. Um clinômetro da marca Starret e uma régua foram utilizados para se determinar estas medidas.

Fonte: o autor, 2023

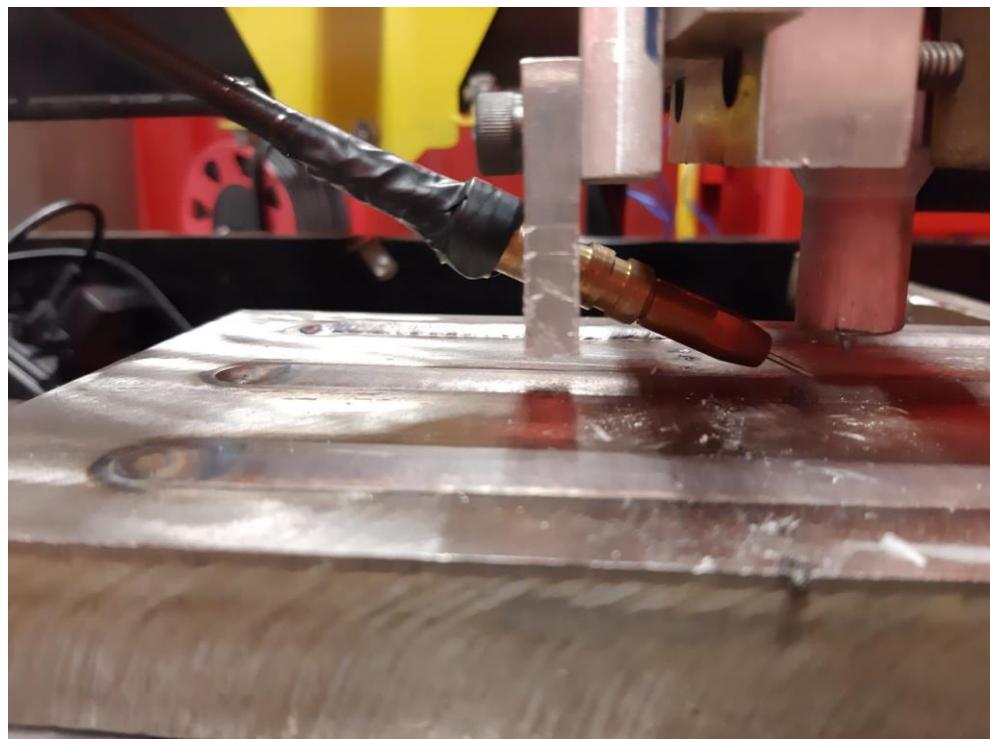


Figura 19. Tocha e alimentação em relação a peça.

Além disso, todas as amostras foram feitas sob velocidade de soldagem constante de 2,5 mm/s, com alimentação à 0,25 mm/s, corrente contínua de 230 A e com gás 100% argônio com vazão de 18 L/min. Os demais parâmetros de soldagem foram resumidos na tabela abaixo.

Fonte: o autor, 2023.

	CP1	CP2	CP3
Processo de soldagem	GTAW	GTAW	GTAW-p
Corrente média (A)	230	230	172,5
Tensão média (V)	17,4	15,8	17,4
Potência Média Aritmética (W)	4002	3634	3001,5
Energia de soldagem (J/mm)	800,4	726,8	600,3
Eficiência da soldagem	0,5	0,5	0,5

Tabela 6. Parâmetros de soldagem utilizados nos experimentos.

Após a instrumentalização e preparação do procedimento, os equipamentos (inversor, sistema de deslocamento mecanizado da tocha e sistema de aquisição) ficaram na disposição da Figura 20, prontos para a realização das três soldagens. A primeira a ser realizada foi a na esquerda da chapa (CP1), aproximadamente a 20 mm da borda. Após preencher os 180 mm do cordão de solda e esperar a chapa esfriar, foi feita a segunda soldagem (CP2), no centro da peça, utilizando os mesmos parâmetros da primeira. E, após aguardar novamente o resfriamento, foi feita a terceira e última soldagem, utilizando também os mesmos parâmetros, mas realizando a soldagem por GTAW pulsado e nos mesmos 20 mm da borda, no outro canto da chapa. A frequência dos pulsos utilizada neste último processo foi de 200 Hz, com as correntes de pico e base sendo, respectivamente, 230 A e 115 A.

Fonte: o autor.



Figura 20. Montagem dos equipamentos pré-experimento.

Ao final da experimentação, cada um dos 3 corpos de prova foi cortado em 2 seções transversais próximos ao centro da peça, a fim de se observar melhor o metal base, o soldado e a zona afetada pelo calor. Os

cortes foram feitos nessa região, pois a solda já estaria em regime estacionário e não em regime transitório como no início do processo.

Dos dois lados da seção cortada foi utilizado o lado mais próximo do termopar para preparar, atacar e realizar as macrografias e micrografias. As amostras foram embutidas com baquelite e posteriormente lixadas com 6 lixas de granulometria diferentes (80, 180, 240, 320, 600 e 1200, nessa ordem) e polidas com 2 panos diferentes também (1  $\mu\text{m}$  e 3  $\mu\text{m}$ , nessa ordem), utilizando pasta de diamante, lubrificante e água. Por fim, foi feito, em cada CP, um ataque eletrolítico com solução 10% (em peso) de ácido oxálico sobre uma tensão de 3 V por 30 segundos.

## 4 RESULTADOS E DISCUSSÃO

### 4.1 CICLOS TÉRMICOS

Após a realização dos ensaios, os dados obtidos pelos termopares foram plotados para um gráfico. A Figura 21 mostra a disposição detalhada de cada um dos 10 termopares em relação aos cordões e as Figuras 22, 23 e 24 os ciclos térmicos para cada um dos CPs.

Fonte: o autor.

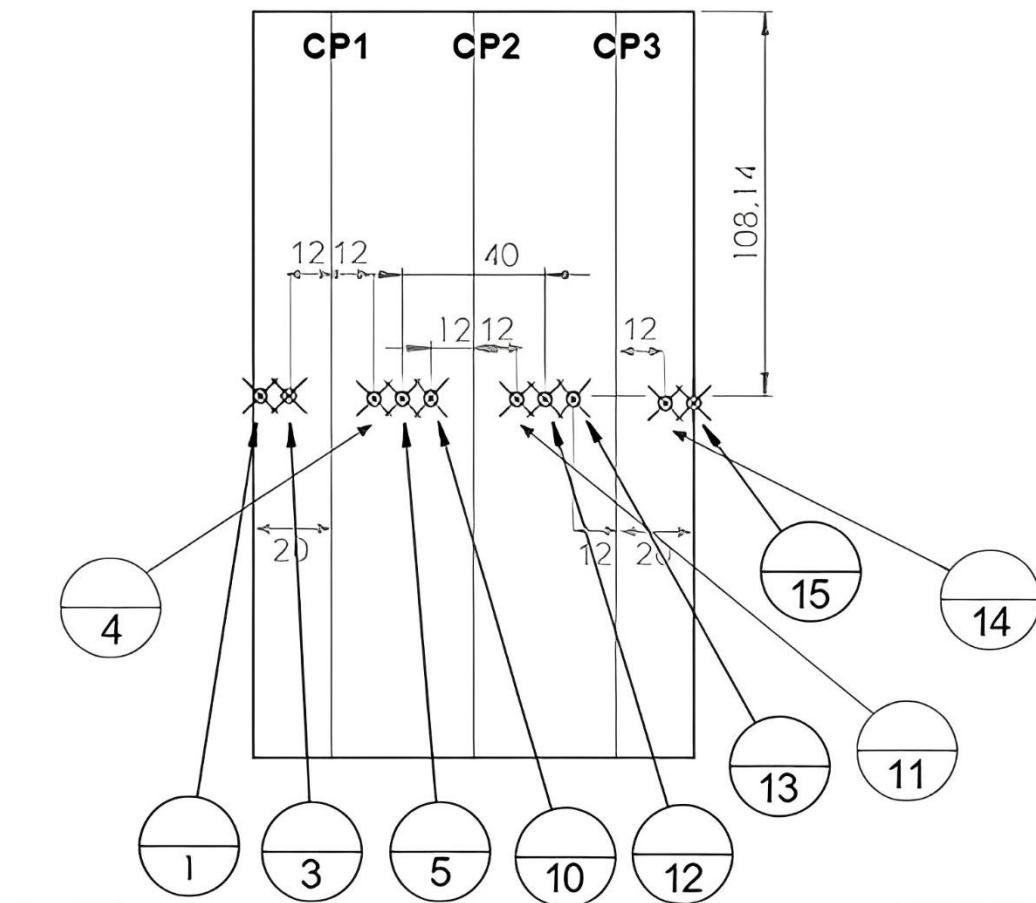


Figura 21. Posição de cada termopar em relação aos três corpos de prova, com as distâncias em milímetros.

Assim, tendo em vista a distância de cada termopar em relação ao CP e as bordas e as características do processo empregado, é possível estimar como será o comportamento de cada ciclo térmico. Nos pares de termopares (3,4), (10,11) e (13,14) espera-se obter as maiores temperaturas nos casos do CP1, CP2 e CP3, respectivamente, devido a

menor distância deles em relação ao cordão de solda. Além disso, nos termopares 1 e 15 os picos de temperatura tendem a ser mais alargados devido ao efeito de borda, o qual permite que a zona aferida possua maior tempo de resfriamento.

Fonte: o autor, 2023.

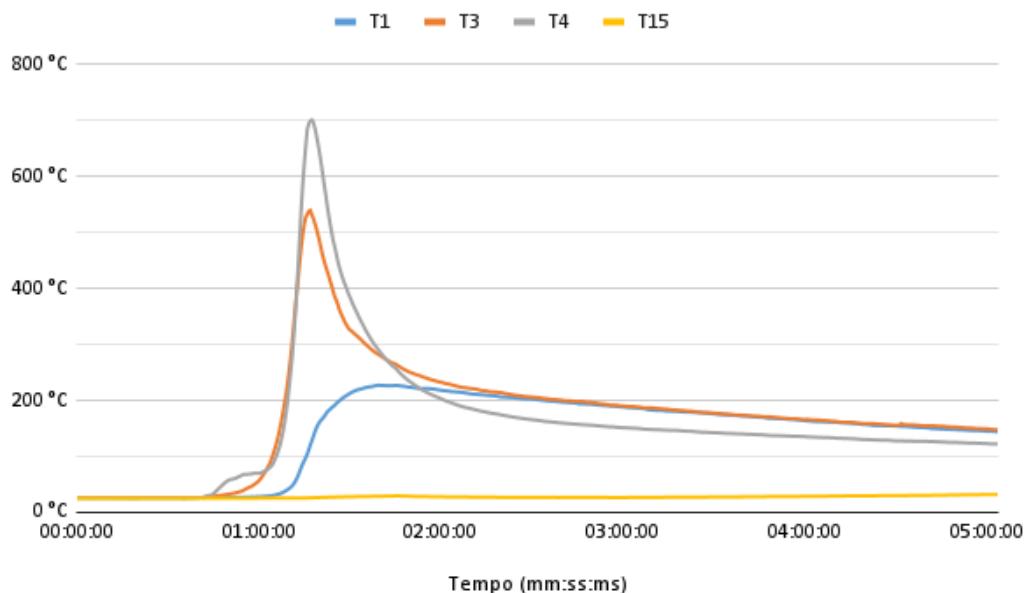


Figura 22. Ciclos térmicos dos 4 principais termopares (os 2 mais próximos e os 2 das bordas) para o CP1.

Fonte: o autor, 2023.

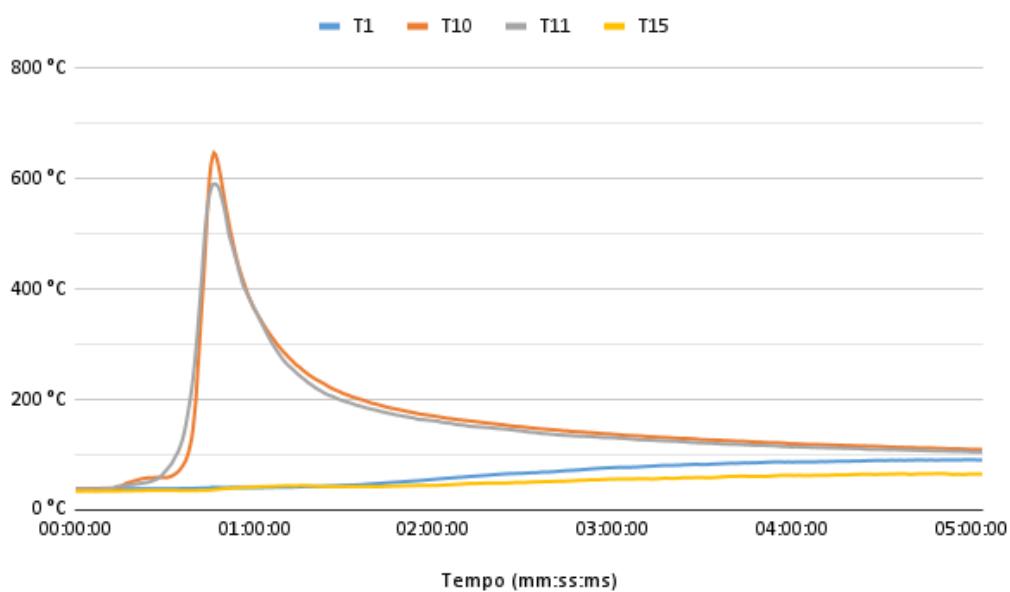


Figura 23. Ciclos térmicos dos 4 principais termopares (os 2 mais próximos e os 2 das bordas) para o CP2.

Fonte: o autor, 2023.

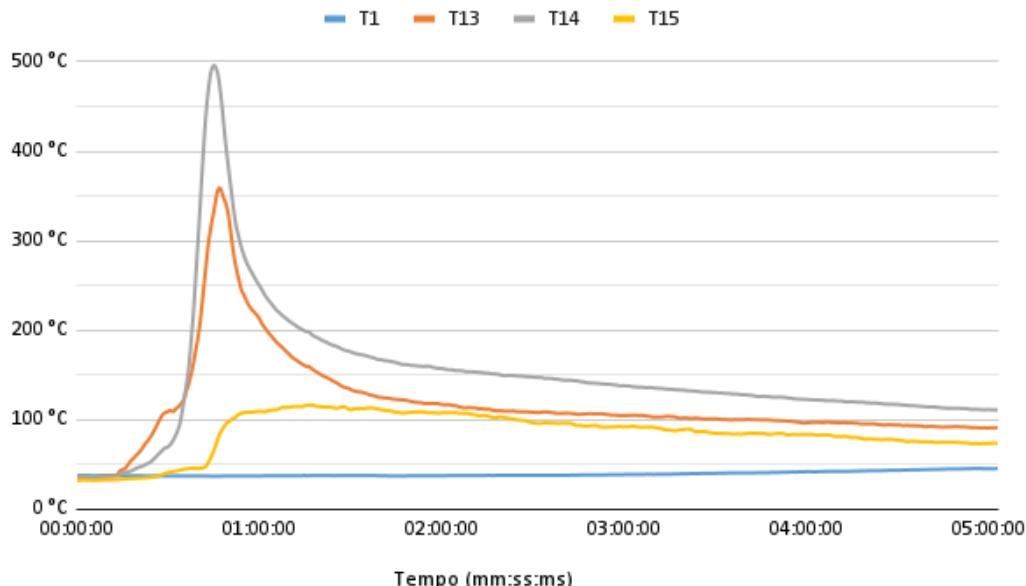


Figura 24. Ciclos térmicos dos 4 principais termopares (os 2 mais próximos e os 2 das bordas) para o CP3.

Como visto, os dados mostrados pelos gráficos apresentam que os picos de temperatura ocorreram nos termopares mais próximos aos cordões, obtendo valores mais altos para os corpos de prova 1 e 2 (o segundo teve pico levemente menor devido a inferior energia de soldagem, oriunda de uma menor tensão, a qual pode ter sido causada por uma variação na altura eletrodo-peça durante o ensaio). Já o CP3 teve menor pico de temperatura, pois o processo GTAW pulsado aporta menos energia para o cordão.

O efeito de borda foi visualizado nos dois casos previstos (CP1 e 3), através dos termopares das bordas. No caso do primeiro corpo de prova, o termopar T1 mostrou um pico de 210-220 °C mais alongado (por cerca de 30s), registrando um pouco mais de 100 °C após os 5 minutos de ensaio. Outro ponto em que isso pode ser verificado é no T3, que mesmo registrando menores temperaturas de pico que o T4, mostrou ao final do ensaio uma temperatura mais alta, resultante da menor taxa de resfriamento gerada pelo calor refletido na borda. Já o T15 no terceiro CP

registrou um pico mais baixo (110 °C), mas que durou mais tempo (50 segundos), registrando 74 °C ao final. Além disso, os termopares opostos (T15 para o CP1 e T1 para o CP3) registraram praticamente a mesma temperatura ao final, mostrando um escoamento de calor semelhante, mesmo com uma diferente energia de soldagem.

Ademais, o corpo de prova central CP2 registrou leves sinais de efeito de borda através de uma pequena estabilização das temperaturas em 90-100 °C no último minuto de ensaio pelos termopares T1 e T15.

Para complementar a análise, calculando as derivadas dos gráficos é possível comparar os módulos das taxas de resfriamentos entre os termopares complementares em diferentes corpos de prova.

Fonte: O autor, 2023.

°C/s	CP1			
	T1	T3	T4	T15
1 min	3,960	11,388	15,90	0,146
2 min	0,104	0,554	0,792	0,038
3 min	0,690	0,258	0,504	0,058
4 min	0,084	0,532	0,354	0,076
5 min	0,120	0,312	0,322	0,116
°C/s	CP2			
	T1	T10	T11	T15
1 min	0,094	10,322	10,606	0,106
2 min	0,504	0,882	0,558	0,038
3 min	0,266	0,676	0,380	0,168
4 min	0,038	0,270	0,364	0,230
5 min	0,080	0,088	0,294	0,062
°C/s	CP3			
	T1	T13	T14	T15
1 min	0,018	4,418	5,342	0,318
2 min	0,056	0,546	0,550	0,156
3 min	0,088	0,032	0,396	0,042
4 min	0,026	0,098	0,146	0,402
5 min	0,062	0,124	0,094	0,062

Tabela 7. Taxa de resfriamento em cada minuto nos principais termopares de cada corpo de prova.

## 4.2 INSPEÇÃO VISUAL

Fonte: o autor, 2023.

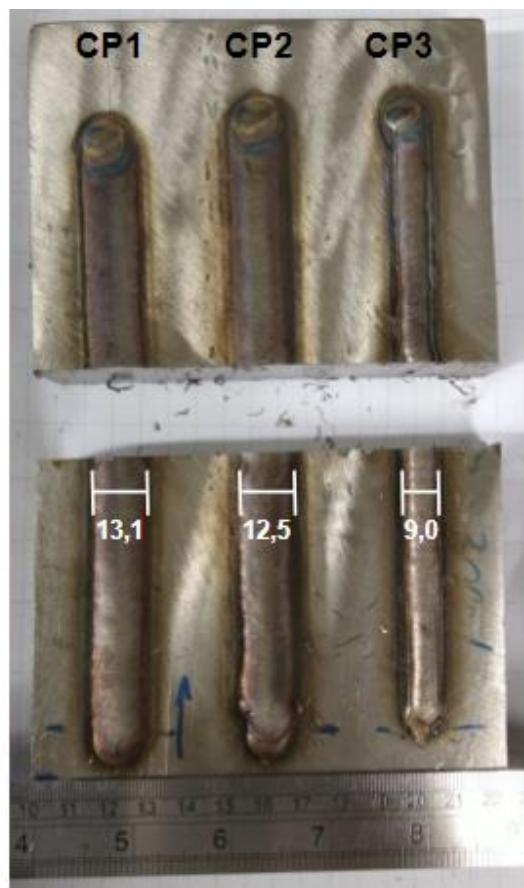


Figura 25. Chapa com os 3 CPs pós corte. Medidas em mm.

Por inspeção visual e com o auxílio de uma régua, foi observado que o cordão de solda do CP3 teve menor largura em relação aos outros, que ficaram com uma morfologia semelhante entre eles. Uma resposta para essa diferença seria o fato do processo pulsado aportar menor energia de soldagem à peça, resultando em cordões mais finos. Os cordões dos CPs 1 e 2 tiveram uma pequena diferença de largura (0,6 mm), que pode ser explicado pela maior energia de soldagem do primeiro comparado ao segundo, onde uma maior temperatura atingida permitiu uma maior molhabilidade, alargando levemente o cordão.

### 4.3 MACROGRAFIAS

Foi utilizado a lupa estereoscópica do laboratório do Grupo de Pesquisa em Soldagem e Junção (GPSJ) no PMT (POLI – USP) para fazer as visualizações macrográficas dos três corpos de prova a uma ampliação de 3,2 vezes (Figuras 26, 27 e 28). Foram feitas também divisões entre as regiões do metal de adição (A) e do metal de base diluído ( $B_1$  e  $B_2$ ) para o cálculo da diluição. O metal de base diluído foi dividido em 2 regiões a fim de se medir a penetração que ocorreu nessas duas partes e comparar a área delas.

Fonte: o autor, 2023.

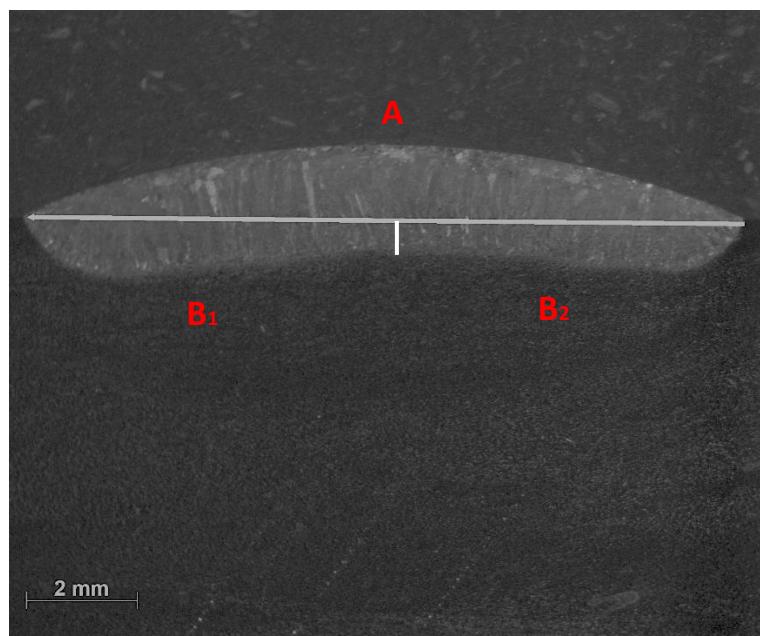


Figura 26. Macrografia da zona fundida, ZAC e metal base no CP1, a uma ampliação de 3,2x.

Fonte: o autor, 2023

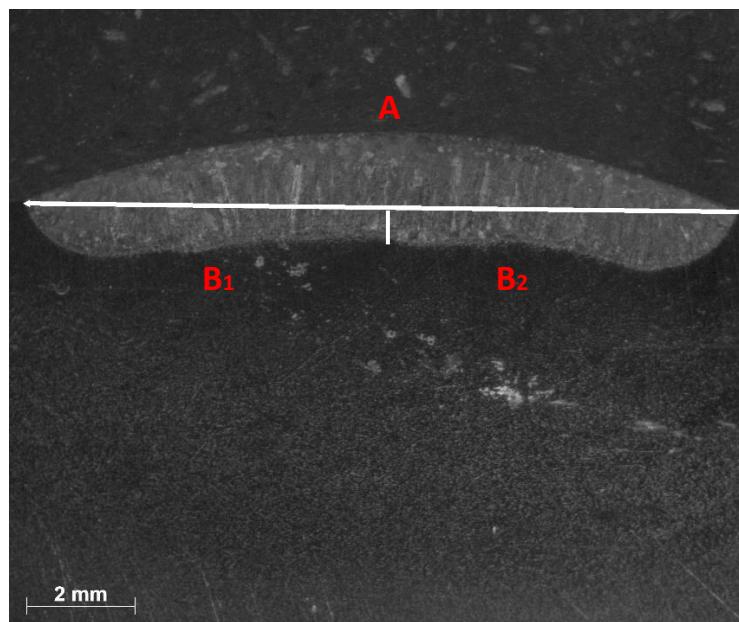


Figura 27. Macrografia da zona fundida, ZAC e metal base no CP2, a uma ampliação de 3,2x.

Fonte: o autor, 2023

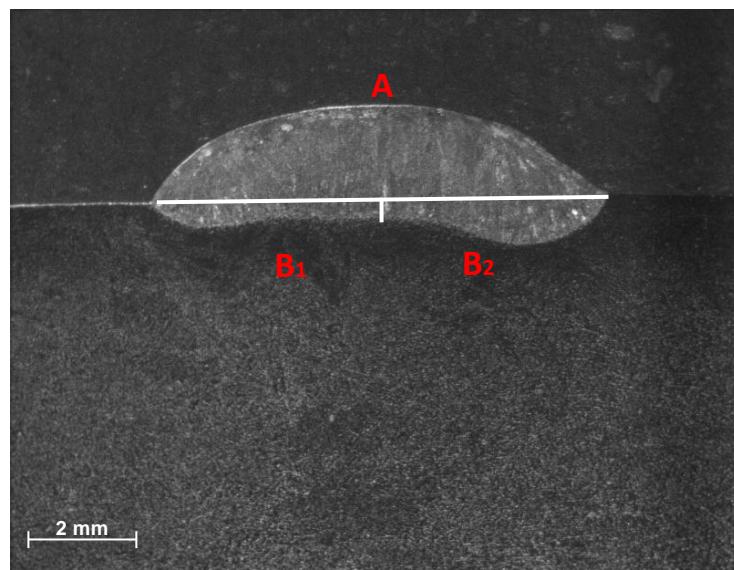


Figura 28. Macrografia da zona fundida, ZAC e metal base no CP3, a uma ampliação de 3,2x.

Com o auxílio do software Axio Vison foi possível medir os tamanhos das zonas fundidas e das áreas das regiões A, B<sub>1</sub> e B<sub>2</sub> para cada um dos corpos de prova, sendo as principais medidas expostas nas Tabela 8 e 9

abaixo. As medidas da penetração foram mensuradas em 3 regiões diferentes: à  $\frac{1}{4}$  da largura da ZF, na metade dela e à  $\frac{3}{4}$  da largura dela, conforme Figura 29. Foram tomadas 3 medidas de cada uma dessas regiões (espaçando 1 mm entre elas) e tirada a média para se adquirir os resultados.

Fonte: o autor, 2023.

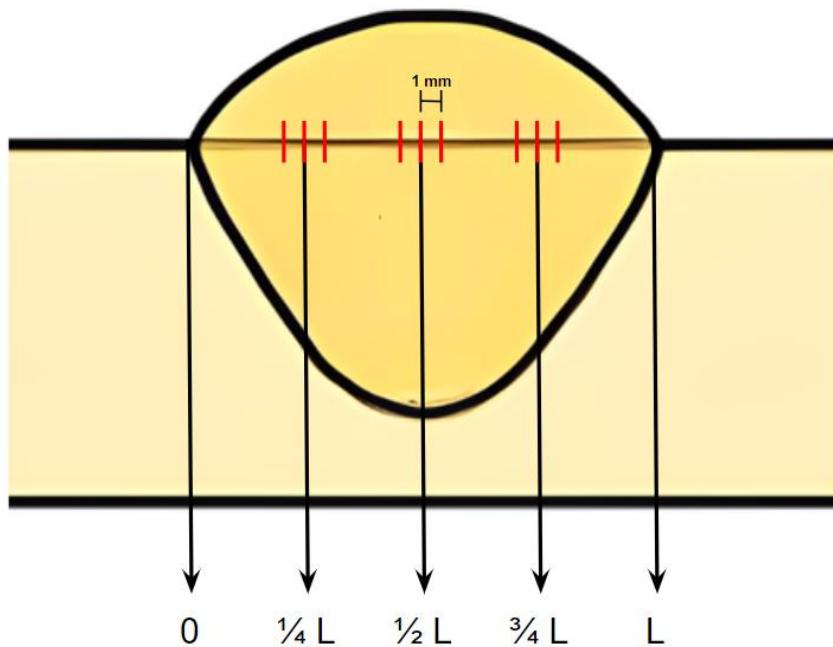


Figura 29. Representação dos locais (em vermelho) em que foram tomadas as medidas de penetração da zona fundida de cada CP.

Com isso, observou-se que as poças dos dois primeiros corpos de prova tiveram medidas parecidas.

Fonte: o autor, 2023.

	Largura (mm)	Penetração $\frac{1}{4} L$ (mm)	Penetração $\frac{1}{2} L$ (mm)	Penetração $\frac{3}{4} L$ (mm)
<b>CP1</b>	13,01	0,96	0,52	0,82
<b>CP2</b>	12,54	0,87	0,61	0,80
<b>CP3</b>	8,56	0,47	0,38	0,82

Tabela 8. Dimensões das zonas fundidas nos três corpos de prova.

Fonte: o autor, 2023.

	<b>A (mm<sup>2</sup>)</b>	<b>B<sub>1</sub> (mm<sup>2</sup>)</b>	<b>B<sub>2</sub> (mm<sup>2</sup>)</b>	<b>B<sub>1+B<sub>2</sub></sub> (mm<sup>2</sup>)</b>	<b>% Diluição</b>
<b>CP1</b>	11,94	5,25	4,81	10,06	45,73%
<b>CP2</b>	11,91	4,94	5,02	9,96	45,54%
<b>CP3</b>	10,73	1,44	2,33	3,77	26,00%

Tabela 9. Parâmetros e resultado da diluição de cada corpo de prova.

Além disso, como já dito, devido ao método de soldagem do terceiro corpo de prova ter sido o GTAW pulsado isso fez com que a zona fundida tivesse comprimento menor que os outros casos.

Portanto, com os dados de diluição (D) da Tabela 8 e as composições químicas iniciais do metal de base (Tabela 4,  $Q_{MB}$ ) e de adição (Tabela 5,  $Q_{MA}$ ), é possível estimar as composições químicas e as relações de cromo ( $Cr_{eq}$ ) e níquel ( $Ni_{eq}$ ) equivalentes nos 3 CPs. Para isso, foi utilizada a Equação 5 com o objetivo de obter dados da Tabela 10 abaixo e as Equações 6 e 7 do Diagrama WRC-92 para calcular o cromo e níquel equivalentes.

Fonte: o autor, 2023

<b>Elemento</b>	<b>Q<sub>MB</sub></b>	<b>Q<sub>MA</sub></b>	<b>Q<sub>ZF</sub> (CP1)</b>	<b>Q<sub>ZF</sub> (CP2)</b>	<b>Q<sub>ZF</sub> (CP3)</b>
<b>C</b>	0,018%	0,01%	0,01%	0,01%	0,01%
<b>Cr</b>	18,16%	19,95%	19,13%	19,13%	19,48%
<b>Mn</b>	1,33%	1,87%	1,62%	1,62%	1,73%
<b>Si</b>	0,48%	0,75%	0,63%	0,63%	0,68%
<b>P</b>	0,029%	0,045%	0,04%	0,04%	0,04%
<b>S</b>	0,002%	0,03%	0,02%	0,02%	0,02%
<b>Ni</b>	8,38%	8,55%	8,47%	8,47%	8,51%
<b>N</b>	0,053%	0,05%	0,05%	0,05%	0,05%
<b>Mo</b>	0,074%	0,16%	0,12%	0,12%	0,14%
<b>Cu</b>	0,096%	0,00%	0,04%	0,04%	0,02%

Tabela 10. Composição química de cada elemento na zona fundida dos três CPs.

$$Cr_{eq} = \%Cr + \%Mo + 0,7 \times \%Nb \quad (\text{Eq. 6})$$

$$Ni_{eq} = \%Ni + 35 \times \%C + 20 \times \%N + 0,25 \times \%Cu \quad (\text{Eq. 7})$$

Fonte: o autor, 2023

	<b>Cr<sub>req</sub></b>	<b>Ni<sub>eq</sub></b>	<b>Cr<sub>req</sub> / Ni<sub>eq</sub></b>
<b>CP1</b>	19,25	9,99	1,93
<b>CP2</b>	19,26	9,99	1,93
<b>CP3</b>	19,62	9,95	1,97

Tabela 11. Relação de cromo e níquel equivalentes para cada CP.

Dessa forma, com as relações de cromo e níquel equivalentes, é possível estimar a forma de solidificação que ocorreu em cada um dos corpos de prova usando o diagrama WRC-92.

Fonte: adaptado Kotecki e Siewert, 1992.

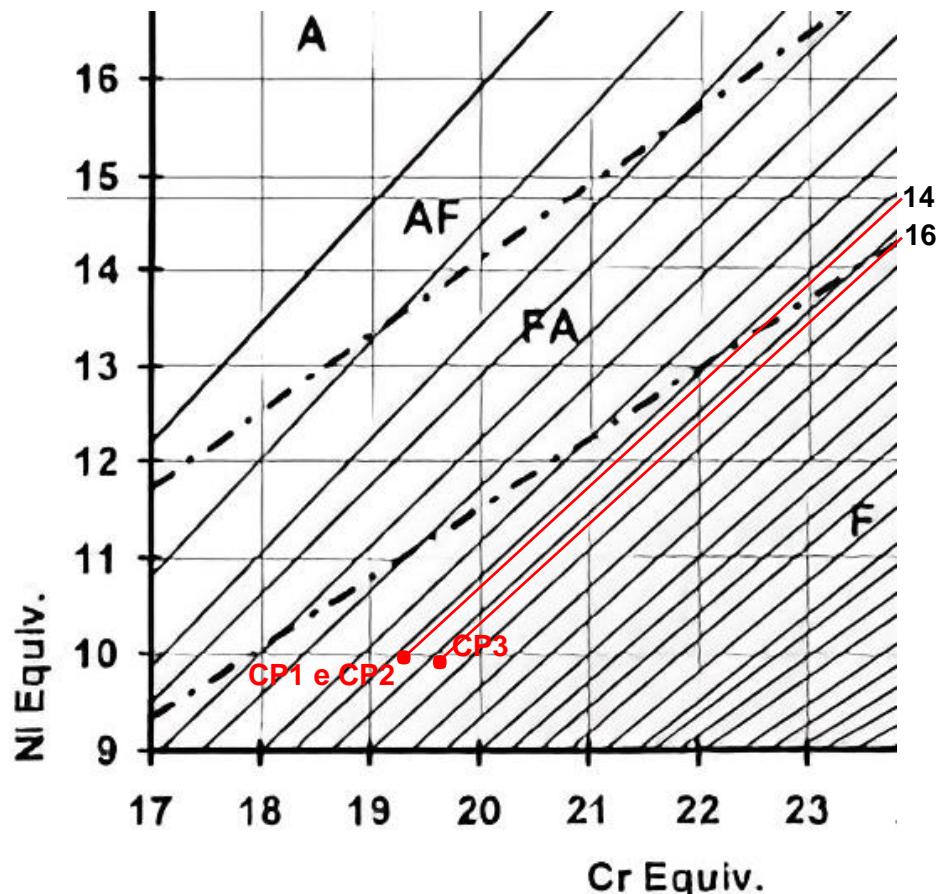


Figura 30. Relação do Ni<sub>eq</sub> e Cr<sub>req</sub> dos 3 CPs no Diagrama WRC-92.

Pelo diagrama, os 3 metais de solda se solidificaram como ferrita (F) e possuem uma fração volumétrica de ferrita delta em torno de 14% para os 3 CPs.

#### 4.4 MICROGRAFIAS

A seguir, estão expostos os resultados obtidos pelo microscópio ótico do laboratório do GPSJ no PMT (POLI – USP) na visualização das regiões de solda (metal soldado, ZAC e metal de base) dos três corpos de prova.

Fonte: o autor, 2023

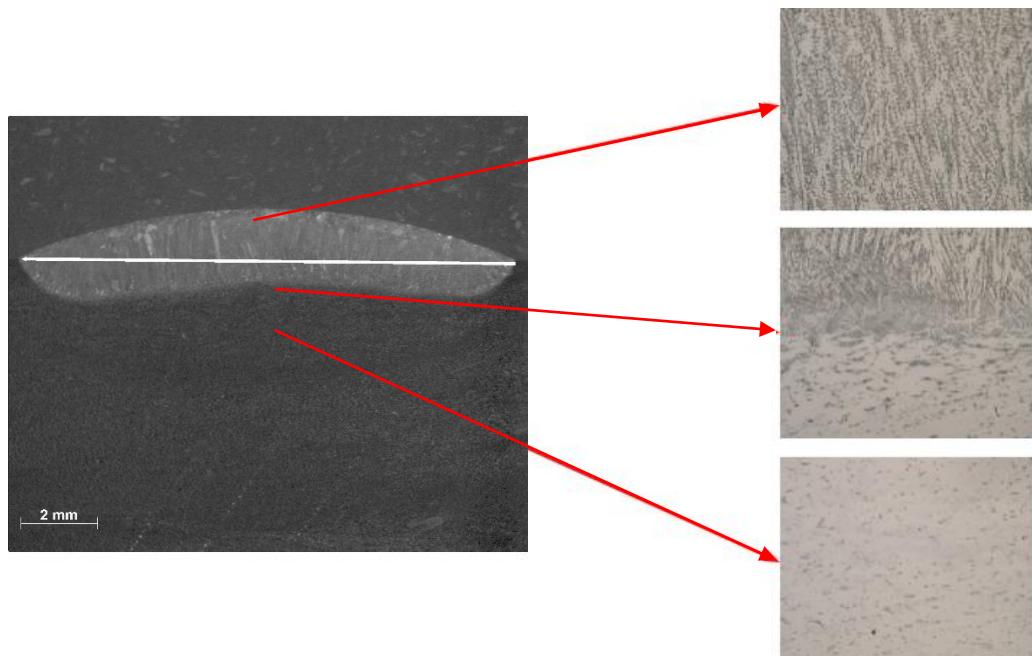


Figura 31. De cima para baixo: microestrutura do metal soldado, ZAC e metal de base do CP1, a uma ampliação de 200x, com a referente macrografia à esquerda.

Fonte: o autor, 2023

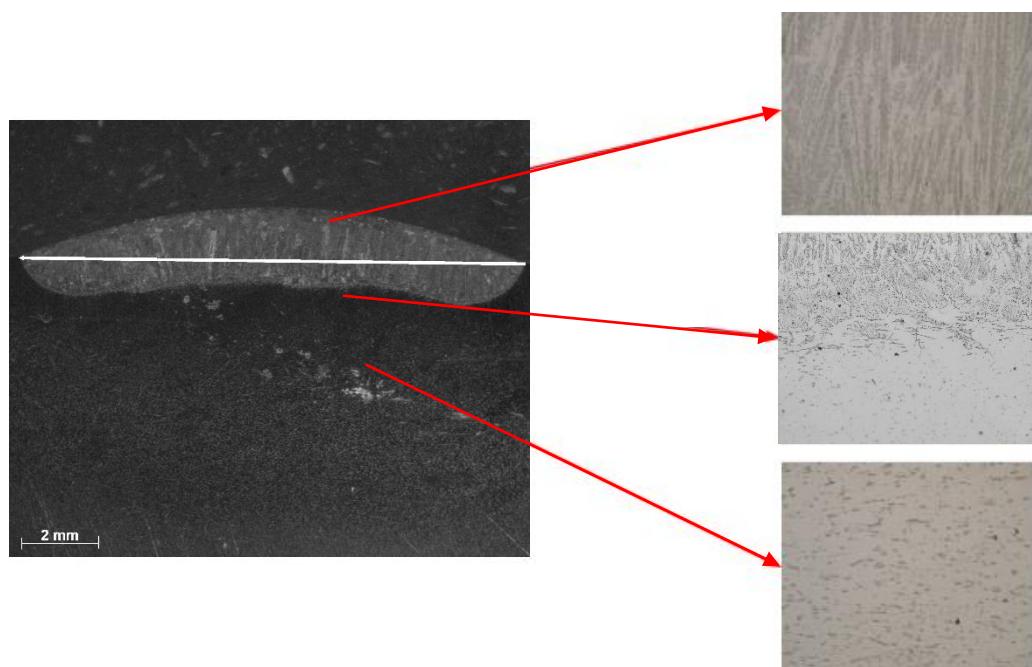


Figura 32. De cima para baixo: microestrutura do metal soldado, ZAC e metal de base do CP2, a uma ampliação de 200x, com a referente macrografia à esquerda.

Fonte: o autor, 2023

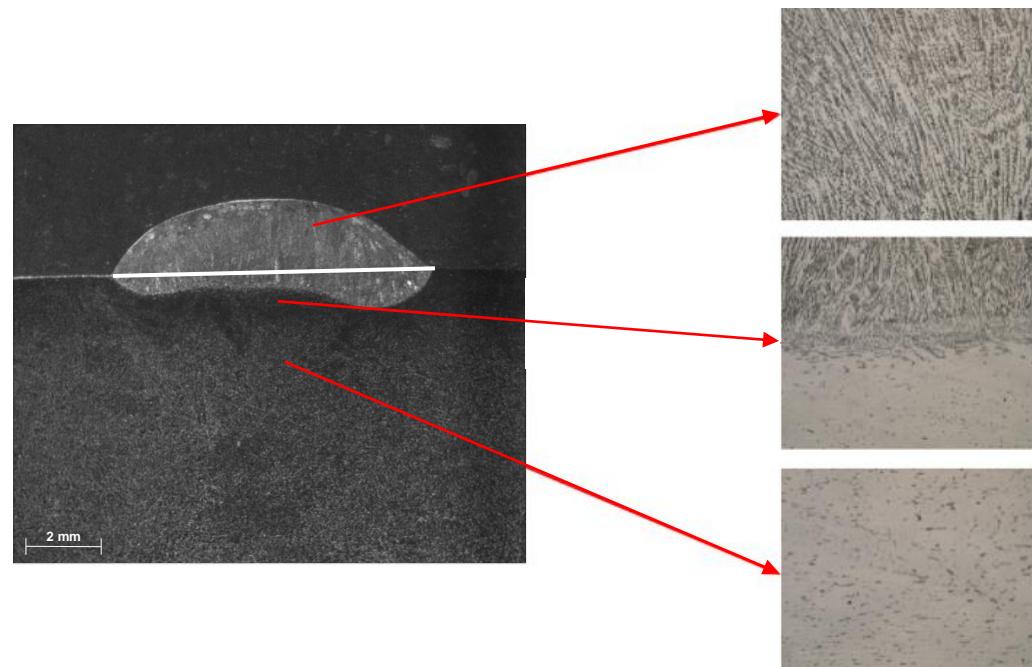


Figura 33. De cima para baixo: microestrutura do metal soldado, ZAC e metal de base do CP3, a uma ampliação de 200x, com a referente macrografia à esquerda.

Nas microestruturas da zona fundida do CP1 foi observado a presença de ferrita delta vermicular sob uma matriz austenítica. Essa morfologia é a mais comumente observada em soldas de aços inoxidáveis austeníticos e surge da solidificação em ferrita com formação de austenita ao final da solidificação (PESSANHA, 2011). Além disso, na ZF do CP1 (Figura 33), junto dessa ferrita também é visto uma ferrita delta “ripada” sob a matriz austenítica, a qual respeita a relação de Kurdjumov-Sachs (K-S) ( $\{111\}\gamma \parallel \{011\}\alpha$  ou  $<011>\gamma \parallel <111>\alpha$ ). Isso ocorre, pois, essa relação tende a ocorrer em uma fronteira  $\delta/\gamma$  de menor energia (KOKAWA et. al, 1989).

Fonte: o autor, 2023.

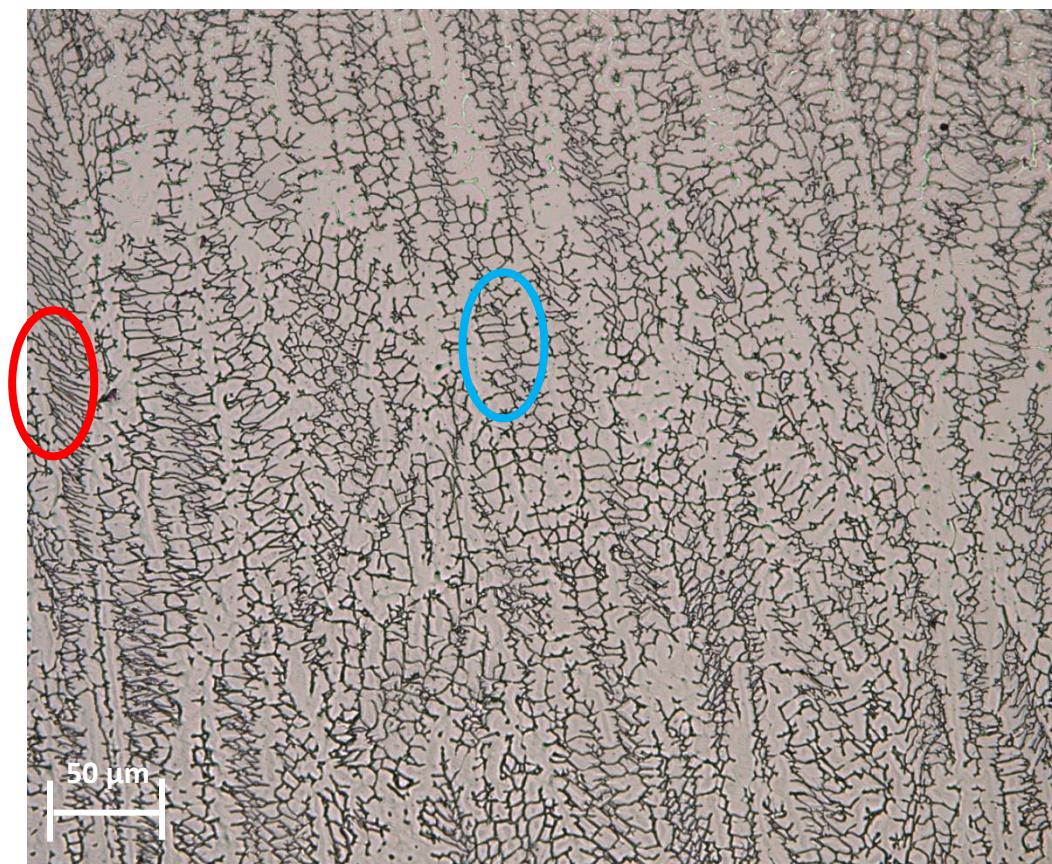


Figura 34. Microestrutura da zona fundida do CP1, com detalhe na ferrita delta vermicular (azul) e na “ripada” (vermelho).

Nos dois corpos de prova subsequentes, a presença de ferrita delta “ripada” também foi vista, porém em uma quantidade menor. Tanto esse tipo de ferrita quanto a vermicular podem influenciar nas propriedades da

junta soldada como melhoria na resistência à corrosão, mecânica e a trincas a quente (vermicular) quanto melhoria na resistência a corrosão sob tensão e redução da resistência mecânica (ripada).

Fonte: o autor, 2023.

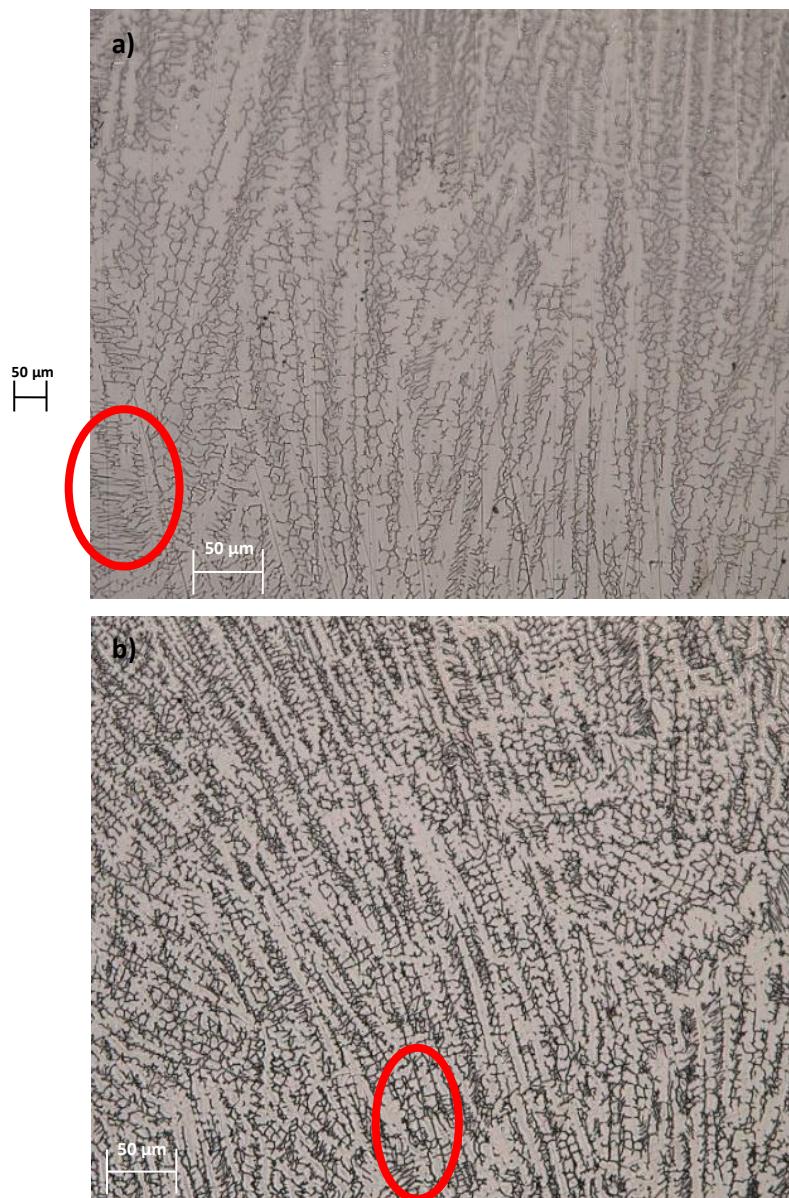


Figura 35. ZFs dos CP1 (“a”) e CP2 (“b”), com detalhe da ferrita ripada.

Já nas imagens da ZAC foi possível observar a formação de ferrita principalmente nas partes próximas do metal soldado (região superior das imagens) nas três amostras, com direção de crescimento perpendicular à poça da borda, devido a direção do máximo gradiente de temperatura (SINDO KOU, 2003). Nos grãos de ferrita formados um pouco acima, é

visto uma disputa por crescimento, onde o grão que vence, “bloqueia” a expansão do outro, sendo observadas algumas direções opostas nestes, principalmente no primeiro CP em que a energia aportada para a ZAC foi maior e a taxa de resfriamento menor, formando um ambiente mais propício para esse crescimento.

Além disso, nos três corpos de prova, a fração volumétrica de ferrita da ZAC é oriundo da difusão vinda da zona fundida.

Fonte: o autor, 2023.

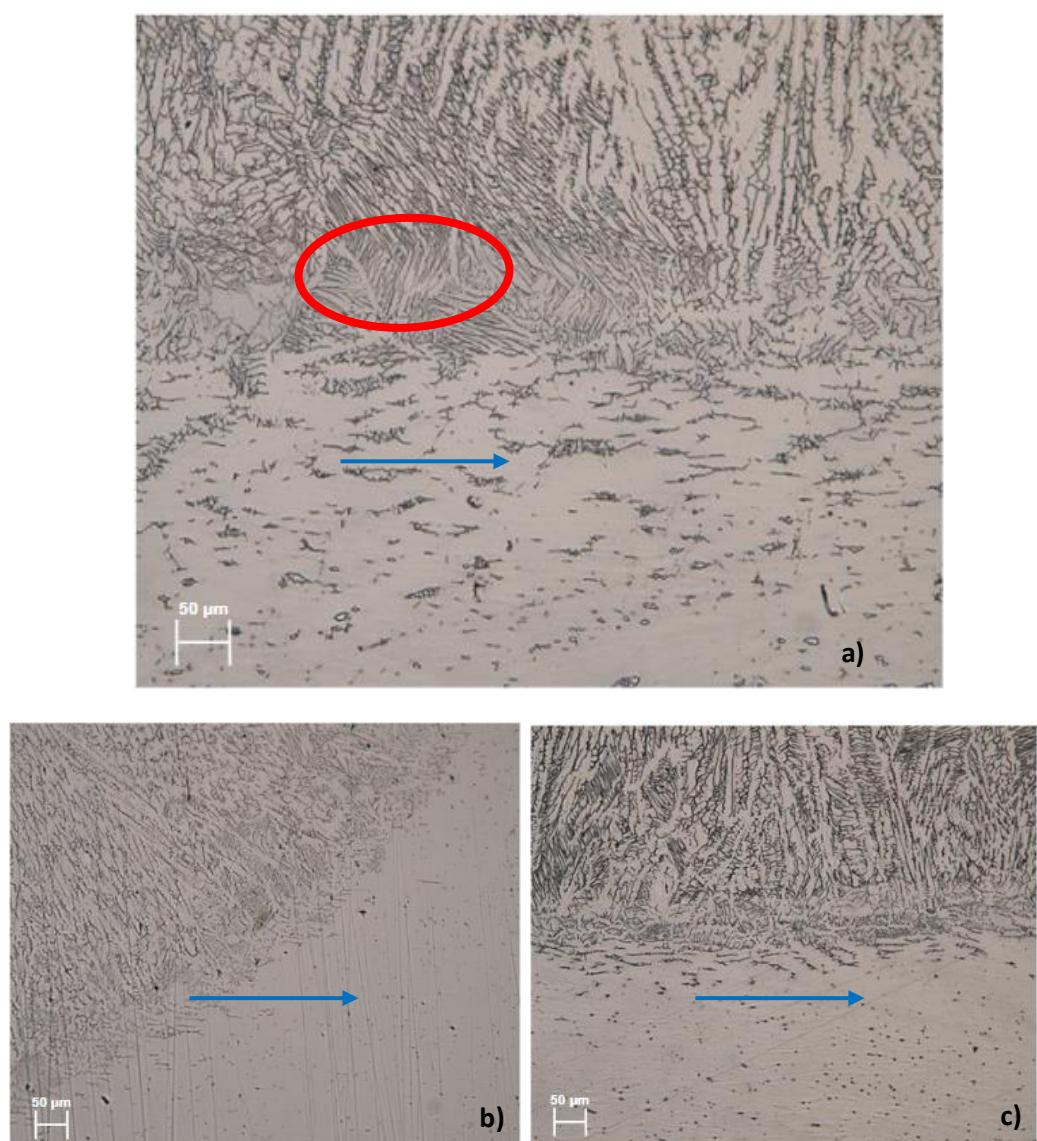


Figura 36. ZACs do CP1 (“a”) – com detalhe no crescimento dos grãos de ferrita –, CP2 (“b”) e CP3 (“c”), mostrando a tendência de crescimento pelo gradiente de temperatura (seta azul).

Ademais, como o corpo de prova 1 possui um maior tempo de solidificação (menor taxa de resfriamento) devido ao escoamento de calor nas bordas, logo sua microestrutura apresenta mais ferrita na região da zona fundida (Tabela 12). Entretanto, o corpo de prova 3, em que foi realizado o método de GTAW pulsado, apesar de também se comportar como um sólido semi-infinito, apresenta uma leve menor participação de  $\alpha$  na sua microestrutura do que o corpo de prova 1, pois esse método de soldagem resulta em uma maior dissipação de calor, permitindo uma solidificação mais rápida (mesmo estando na mesma distância em relação a borda do metal).

Fonte: o autor, 2023.

Zona Fundida	CP1	CP2	CP3
<b>Fração Volumétrica de Ferrita</b>	29,4%	21,4%	28,1%

Tabela 12. Fração volumétrica de ferrita média da zona fundida por corpo de prova calculado através da aferição pelo Axio Vision da taxa de ferrita de 30 amostras de cada corpo de prova (10 em A, 10 em B<sub>1</sub> e 10 em B<sub>2</sub> – conforme Figura 36).

#### 4.5 TESTE DE HIPÓTESES (ANOVA)

Para avaliar sobre o efeito de borda e da diluição – além do campo teórico –, foram feitas também análises estatísticas que verificam se há alguma diferença entre as médias das frações volumétricas de ferrita das subpartes dos corpos de prova.

Assim, a face dos corpos de prova foi dividida entre parte de cima, inferior esquerda e inferior direita (respectivamente região A, B<sub>1</sub> e B<sub>2</sub>, conforme a Figura 36) e foram analisadas 10 micrografias de cada uma dessas subpartes pelo software Axio Vision, calculando as frações volumétricas de ferrita e austenita de cada uma destas.

Fonte: o autor, adaptado de MODENESI, 2001.

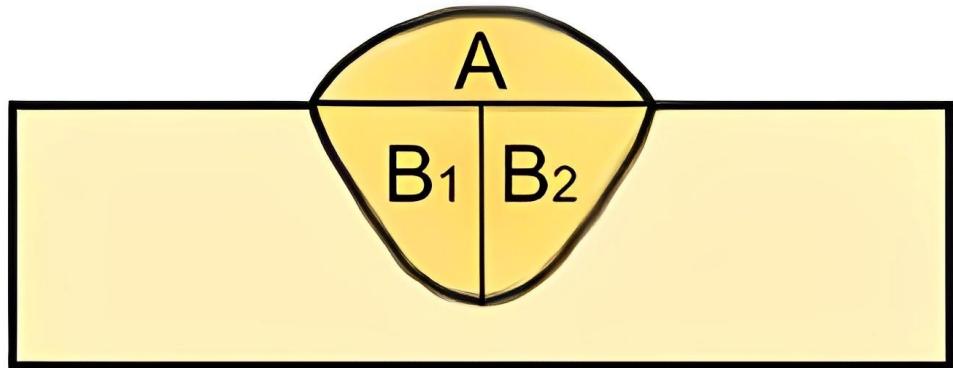


Figura 37: Representação da divisão feita para análise dos CPs.

Com essa divisão feita e o cálculo da fração volumétrica de ferrita de cada subparte (Tabela 13), foram realizadas as análises de variância (ANOVA), as quais, resumidamente, compararam as variâncias entre as médias das subpartes B1 e B2 – para verificar a existência de efeito de borda – e A e B ( $B_1 + B_2$ ) – para verificar a existência de diluição. Os resultados dos estudos estão expostos abaixo na Tabela 14, onde a hipótese aceita é a Hipótese Nula “H0” (em que não há diferença entre as médias, ou seja, frações volumétricas de ferrita iguais entre as subpartes analisadas) ou a Hipótese Alternativa “H1” (onde há diferença entre as médias, ou seja, frações volumétricas de a diferentes entre as subpartes analisadas). O nível de significância utilizado para os testes foi de 5%, para poder equilibrar as chances de cometer um erro do tipo I (rejeitar uma hipótese nula verdadeira) ou II (falha em rejeitar uma hipótese nula falsa).

Fonte: O autor.

CP1_acima	CP1_esquerda	CP1_direita	CP2_acima	CP2_direita	CP2_esquerda	CP3_acima	CP3_direita	CP3_esquerda
25,93%	28,20%	25,76%	27,71%	25,54%	24,09%	36,13%	27,61%	26,69%
26,87%	29,52%	25,34%	27,64%	20,00%	21,45%	35,22%	29,19%	26,74%
26,87%	28,57%	21,54%	28,80%	18,44%	21,48%	30,81%	31,16%	23,55%
28,49%	54,59%	19,68%	22,30%	18,34%	21,20%	30,23%	26,72%	22,90%
22,19%	53,09%	18,04%	24,82%	19,18%	19,73%	27,54%	27,49%	22,01%
21,68%	49,16%	18,04%	21,09%	17,27%	19,63%	31,42%	25,28%	24,95%
21,87%	46,87%	19,89%	24,49%	17,54%	20,06%	31,42%	24,47%	24,42%
23,28%	45,00%	20,23%	22,85%	16,75%	21,12%	38,04%	25,15%	22,44%
22,20%	42,76%	19,48%	24,24%	16,69%	18,95%	35,56%	27,12%	21,37%
27,27%	48,77%	20,92%	22,22%	19,34%	19,11%	36,37%	27,06%	24,08%
<b>24,67%</b>	<b>42,65%</b>	<b>20,89%</b>	<b>24,62%</b>	<b>18,91%</b>	<b>20,68%</b>	<b>33,27%</b>	<b>27,12%</b>	<b>23,91%</b>

Tabela 13: Fração volumétrica de ferrita de cada subparte da zona fundida de cada corpo de prova, em que os dados da última linha são as médias dos valores.

Fonte: o autor.

Efeito estudado	Teste de Hipótese (TH)	Resultado	CV	
Efeito de borda	TH1: CP1 - B1 x B2	H1: %α B1 ≠ B2	21%	Médio
Efeito de borda	TH2: CP2 - B1 x B2	H0: %α B1 = B2	12%	Baixo
Efeito de borda	TH3: CP3 - B1 x B2	H1: %α B1 ≠ B2	10%	Baixo
Diluição	TH4: CP1 - A x (B1 x B2)	H0: %α A = B1 + B2	35%	Alto
Diluição	TH5: CP2 - A x (B1 x B2)	H1: %α A ≠ B1 + B2	10%	Baixo
Diluição	TH6: CP3 - A x (B1 x B2)	H1: %α A ≠ B1 + B2	9%	Baixo

Tabela 14: Os 6 testes de hipóteses ANOVA realizados, mostrando o efeito estudado, o resultado obtido e o coeficiente de variação (CV) encontrado.

Com base nesses testes é possível observar que houve, estatisticamente, uma variação nas frações volumétricas de ferrita quando se compararam as regiões da esquerda e direita dos CPs 1 e 3, que são as amostras mais próximas ao limite da chapa, enquanto na amostra central (CP2) não se observou tal variação. Este fato reforça a ocorrência do efeito de borda nas duas primeiras citadas, uma vez que o maior tempo de resfriamento que ocorreu nelas (Figuras 22 e 24) auxilia na formação de ferrita. Além disso, outro fato que demonstra isso são as médias das

frações volumétricas de  $\alpha$  que foram calculados, onde as subpartes mais próximas à borda da chapa dos CPs 1 e 3 (esquerda e direita, respectivamente) apresentaram maiores valores, como visto na Tabela 13. Ademais, o coeficiente de variação (CV), que é uma forma de mensurar a variabilidade dos dados das amostras, mostrou uma dispersão maior no caso do CP1 do que no do CP3. Essa informação conversa com os dados dos ciclos térmicos, uma vez que os termopares ao redor do CP1 (T3 e T4) tiveram uma maior diferença entre os picos de temperatura e tempos de resfriamento do que os pares relativos ao CP3 (T13 e T14), contribuindo numa maior diferença de formação de ferrita nas subpartes e, por consequência, num maior CV.

## 5 CONCLUSÃO

Através das análises dos ciclos térmicos, taxas de resfriamento, macrografias, micrografias e testes de hipóteses, foi possível concluir que:

- As áreas fundidas B1 e B2 dos CPs 1 e 3 a registraram valores diferentes, onde a área B1 foi 9,1% maior que a B2 no CP1 e a área B2 foi 61,8% maior que a B1 no CP3. Enquanto isso, no CP2, as áreas tiveram valores próximos (1,6% de variação), mostrando que esse corpo de prova não sofreu efeito de borda e os demais sim;
- Com um nível de significância de 5%, a penetração do cordão nas regiões mais próximas da borda foi maior do que nas regiões mais distantes, registrando uma medida 17,1% maior no CP1 e 74% maior no CP3, enquanto no CP2 houve valores mais parecidos (7,4% de variação);
- O efeito de borda diminuiu a taxa de resfriamento, o que, por consequência, aumentou a diluição, a relação  $C_{req}/N_{eq}$  e a fração volumétrica de ferrita total, como visto na comparação do corpo de prova 1 com o 2.

Com isso, a avaliação da microestrutura do cordão de solda buscada no trabalho foi atingida, trazendo uma base de dados tanto de microestruturas quanto das frações volumétricas de ferrita e taxas de resfriamento que registraram e mensuraram o efeito de borda.

## **6 REFERÊNCIAS**

ACESITA. **Soldagem dos aços inoxidáveis.** 1a ed. Timóteo, 2011.

ASM HANDBOOK. 1993. **Metallography and microstructures.** American Society for Metals – ASM International.

ASM HANDBOOK. 2004. **Metallography and microstructures.** American Society for Metals – ASM International.

BRANDI, S. D. **História Térmica: ciclo térmico e repartição térmica.** 2020. 31 slides

BRANDI, S. D. 1997. **Metalurgia da soldagem: soldabilidade de alguns materiais.**

CAMPBELL, R. D. 2007. **Avoiding defects of stainless steels welds.** Welding Journal, 86, 53- 63.

CARBÓ, H.M. 2008. **Aços inoxidáveis: aplicações e especificações.** Minas Gerais, Belo Horizonte.

FOLKHARD E. 1989. **Welding metallurgy of stainless steels.** Springer-Verlag.

GENET M.; OROBAN C. **Steel, Alloys and Stainless.** Laplace Conseil and COMC 2010. In: **Stainless Steel World, Beaune,** October 2010. Disponível em: <http://www.worldstainless.org/NR/rdonlyres/15DDB61C-4F41-4639-8335-F16488C840BD>. Acesso em: out 2021.

GENTIL, V. **Corrosão,** Editora LTC, 3<sup>a</sup> Edição, 1996.

GUO, Z., YANG, C., WU, Y., XU, S., & Yang, K. (2017). **Effect of hot rolling on microstructure and properties of SAF2507 super duplex stainless steel.** Journal of Materials Science & Technology, 33(6), 609-615.

INOUE, H et al. **Formation Mechanism os Vermicular and Lacy Ferrite in Austenitic Stainless Steel Weld Metals,** 2000.

KIM, S. K.; SHIN Y. K.; KIM N. J. 1995. **Distribution of Delta ferrite content in continuously cast type 304 stainless steel slabs.** Ironmaking and Steelmaking,

KOKAWA, H.; KUWANA, T.; YAMAMOTO, A. **Crystallographic Characteristics of DeltaFerrite Transformations in a 304L Weld Metal at Elevated Temperatures**, 1989.

LO, K.H.; SHEK, C.H.; LAI, J.K.L. **Recent developments in stainless steel. Materials Science and Engineering**, p. 39-104, 2009.

MACHADO, I. G. **Condução do Calor na Soldagem: Fundamentos & Aplicações**. 2020

MARQUES, P.V. 2002. **Tecnologia de soldagem**. Fundação Cristiano Otoni – FCO, Minas Gerais, Belo Horizonte.

MODENESI, P. J.; MARQUES, P. V; SANTOS, D. B. **Introdução à Metalurgia da Soldagem**. Belo Horizonte, Departamento de Engenharia Metalúrgica e de Materiais, 2012.

PERRET, W.; SCHWENK, C.; RETHMEIER, M. **Comparison of analytical and numerical welding temperature field calculation**, Comput. Mater. Sci. vol. 47, no. 4. pp. 1005–1015, 2010.

SEDRIKS, A. John. **Corrosion of stainless steels**. 2<sup>a</sup> ed. New York: A Wiley-Interscience, 1996.

SID Aço Inox. Tabela de Propriedades. Disponível em:  
[https://www.youtube.com/watch?v=L011dsD3Zko&ab\\_channel=MarceloGleiser](https://www.youtube.com/watch?v=L011dsD3Zko&ab_channel=MarceloGleiser). Acessado em: out 2021.

SINDO KOU. **Welding Metallurgy**. 2º edição, 2003.

SILVA, E. P. et al. **The influence of the operating parameters of the GMAW process in the metallurgical properties of the welded region of stainless steel AISI 304.** ABCM, n. 2006, p. 5, 2015.

TEBECHERANI, S.T.P. **Aços Inoxidáveis**, IFSUL, 2011

TUTHILL, A.H. **Corrosion Testing of Austenitic Stainless-Steel Weldments.**

Welding Journal, número 84, 5 de maio de 2005.

WAINER E; BRANDI S; MELLO F. **Soldagem: Processos e Metalurgia.** 4º ed. São Paulo: editora Edgard Bucher 2004.

ZANETIC, S.T.; FALLEIROS N.A. **Determinação do Grau de Sensitização de Aços Inoxidáveis Austeníticos pelo método DL-EPR.** FATEC-SP, 2001.