

NICOLLAS FREITAS DE ARRUDA

EFEITO DOS TRANSIENTES TÉRMICOS NA SOLDAGEM DE AÇOS INOXIDÁVEIS  
DUPLEX

SÃO PAULO  
2023

**NICOLLAS FREITAS DE ARRUDA**

(Tecnólogo em Mecânica – Processos de Soldagem, FATEC-Itaquera, 2018, Especialista em Engenharia de Soldagem pela EPUSP, 2022)

EFEITO DOS TRANSIENTES TÉRMICOS NA SOLDAGEM DE AÇOS INOXIDÁVEIS  
DUPLEX

**Versão Corrigida**

Dissertação apresentada à Escola Politécnica da Universidade de São Paulo para obtenção do Título de Mestre em Ciências.

Orientador: Prof. Dr. Sérgio Duarte Brandi.


SÃO PAULO  
2023

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.

Este exemplar foi revisado e corrigido em relação à versão original, sob responsabilidade única do autor e com a anuência de seu orientador.

São Paulo, 18 de Julho de 2023

Assinatura do autor:



\_\_\_\_\_

Assinatura do orientador:



\_\_\_\_\_

### Catálogo-na-publicação

Arruda, Nicollas Freitas de  
EFEITO DOS TRANSIENTES TÉRMICOS NA SOLDAGEM DE AÇOS  
INOXIDÁVEIS DUPLEX / N. F. Arruda -- versão corr. -- São Paulo, 2023.  
141 p.

Dissertação (Mestrado) - Escola Politécnica da Universidade de São Paulo. Departamento de Engenharia Metalúrgica e de Materiais.

1.Transferência de calor na soldagem 2.Regimes transiente e quase estacionário 3.Processo GTAW 4.Ciclos térmicos de soldagem 5.Aços inoxidáveis duplex I.Universidade de São Paulo. Escola Politécnica. Departamento de Engenharia Metalúrgica e de Materiais II.t.

## EPÍGRAFE

*“ao engenheiro, como qualquer outro profissional (...), cumprir rigorosamente com os seus deveres, de proceder sempre com hombridade, lealdade e firmeza.”*  
*Prof. Dr. Antônio Francisco de Paula Souza*



## DEDICATÓRIA

*Dedico este trabalho a minha querida e amada mãe, Amanda Cristina de Freitas,  
as minhas irmãs Nicolly e Nataly  
e ao meu irmão e amigo Nauan.*

## AGRADECIMENTOS

A Deus, Celeste Diretor de meus passos, por conduzir-me e dar-me forças durante esta caminhada;

Ao meu orientador Prof. Dr. Sérgio Duarte Brandi por sua imensa paciência e dedicação. Agradeço-o também pelos diversos momentos que abdicou de seus afazeres para me ajudar e aconselhar, e por todas as guloseimas que trouxe após os recessos de fim de ano.

A minha querida esposa Amanda Bastos Ferreira de Arruda, pelo companheirismo e apoio durante este período.

Aos meus companheiros de pesquisa do GPSJ, no qual sempre estenderam a mão para auxiliar no desenvolvimento deste trabalho. Em especial a Cristiana M<sup>a</sup> M. Freire, ao Thiago F. Martins, Rodolfo O. Cantieri e Nilo N. Silva, por diversos momentos de amizade e companheirismo, principalmente pelas conversas em rodadas de pizza;

Aos colegas do Departamento de Engenharia Metalúrgica e de Materiais, porteiros, técnicos, secretárias, alunos e professores;

A CAPES, pelo financiamento deste trabalho de pesquisa, direcionado como bolsa de pesquisa;

A Petrobrás, através do projeto de nº 0050.0086316.13.9, pelo financiamento dos equipamentos contidos nos laboratórios do GPSJ;

A empresa GMW Soldas, na figura de sócio Adilson Moreno, por incentivar a pesquisa científica e nos apoiar com a doação dos arames consumíveis de soldagem;

A empresa White Martins Praxair, na figura de Hellinton D. Filho, pela doação dos gases de proteção para soldagem no desenvolvimento deste trabalho.

## RESUMO

O regime transiente é um fenômeno inerente ao processo de soldagem, tanto no início quanto no final de cada cordão de solda. No entanto, ao analisar um cordão de solda, ou uma junta soldada, essa região é descartada, para os ensaios de qualificação das juntas, e o trecho analisado é denominado região de regime quase-estacionário. Nesta região, não há variação significativa do fluxo de energia via calor e, conseqüentemente, o formato do cordão e a microestrutura não sofrem alterações. Este estudo tem como objetivo analisar a influência do regime transiente inicial e final nas propriedades físicas e na geometria dos cordões de solda de aços inoxidáveis duplex UNS S32304 e UNS S31803 utilizando o processo GTAW (Gas Tungsten Arc Welding) com adição de ER2209 e gás de proteção Ar + 2%N<sub>2</sub>. Foram realizadas aquisições de ciclos térmicos com termopares posicionados na face oposta da chapa soldada, e foram realizadas caracterizações metalográficas ao longo do cordão de solda. Os ciclos térmicos e as taxas de resfriamento foram utilizados para identificar a transição dos regimes transientes para o regime quase-estacionário. Os resultados mostraram que a transição do regime transiente inicial e final para o regime quase-estacionário ocorreu em uma distância de, aproximadamente, entre 12 e 18 mm a partir do início do cordão de solda. A transição do regime quase-estacionário para o regime transiente final ocorreu em distâncias de aproximadamente 68,2 mm a 75,5 mm do início do cordão de solda. Além disso, as dimensões dos cordões de solda, como comprimento da zona fundida, extensão da zona afetada pelo calor, diluição, largura e ângulos do cordão  $\alpha$  e  $\beta$ , também foram analisadas. Com base nos resultados obtidos, concluiu-se que as curvas de temperatura máxima foram úteis para identificar a transição do regime transiente inicial para o regime quase-estacionário. No entanto, para o regime transiente final, apenas as taxas de resfriamento foram eficazes. Esses resultados fornecem informações importantes sobre o efeito do regime transiente inicial e final durante o processo de soldagem de aços inoxidáveis duplex. Essas informações podem ser úteis para o desenvolvimento de estratégias de soldagem mais eficientes e para melhorar a qualidade das juntas soldadas desses materiais.

Palavras-chave: Transferência de calor na soldagem. Regimes transiente e quase-estacionário. Processo GTAW. Ciclos térmicos de soldagem. Aços inoxidáveis duplex.

## ABSTRACT

*The transient regime is a phenomenon inherent to the welding process, both at the beginning and at the end of each weld bead. However, when analyzing a weld bead or a welded joint, this region is discarded and the analyzed section is called the quasi-stationary regime region. In this region, there is no significant variation in the energy flow via heat; consequently, the bead shape and microstructure are homogeneous. This study aims to analyze the influence of the initial and final transient regime on the physical properties and weld bead morphology of duplex stainless steels UNS S32304 and UNS S31803 using the process GTAW (Gas Tungsten Arc Welding) with the addition of ER2209 and shielding gas Ar + 2%N<sub>2</sub>. Acquisitions of thermal cycles were performed with thermocouples positioned on the opposite face of the welded plate, and metallographic characterizations were carried out along the weld bead. Thermal cycles and cooling rates were used to identify the transition from transient to quasi-stationary regimes. The results showed that the transition from the initial and final transient regime to the quasi-stationary regime occurred at approximately 18 mm from the beginning of the weld bead. The transition from the quasi-stationary regime to the final transient regime occurred at distances of approximately 68.2 mm to 75.5 mm from the beginning of the weld bead. In addition, weld bead dimensions, such as the length of the fused zone, the extent of the heat-affected zone, dilution, width, and bead angles  $\alpha$  and  $\beta$ , were also analyzed. Based on the obtained results, it was concluded that the maximum temperature curves were useful to identify the transition from the initial transient regime to the quasi-stationary regime. However, for the final transient regime, only cooling rates were effective. These results provide important information about the effect of the initial and final transient regime during the welding process of duplex stainless steels. This information can be useful for developing more efficient welding strategies and for improving the quality of welded joints for these materials.*

*Keywords: Heat transfer in welding. Transient and quasi-stationary regimes. GTAW Process. Welding thermal cycles. Duplex stainless steel.*

## LISTA DE FIGURAS

Figura 1-1 - Esquema de procedimento de qualificação de junta soldada para chapa. (a) espessura de 2 a 20 mm; e (b) para chapa acima de 20 mm eventualmente usado para chapa de 10 a 20 mm de espessura, adaptado da norma AWS D1.6 [2].	1
Figura 1-2 - Esquema de procedimento de qualificação de junta soldada para tubulação, <i>adaptado da</i> AWS D1.6 [2].	2
Figura 3-1 - Microestrutura do aço inoxidável duplex nas três direções da chapa (DIN W. Nr. 1.4462 (UNS S31803)). Polimento eletrolítico. Ataque:	5
Figura 3-2 - Aplicação do aço inoxidável duplex 453S, desenvolvido na Suécia na indústria de papel e celulose [5].	6
Figura 3-3 - Aplicação do aço inoxidável duplex UNS S32205 (a) em navio petroleiro e (b) em tanques para produtos químicos [9].	10
Figura 3-4 - Comparação dos aços inoxidáveis em relação (a) à temperatura de transição dúctil a frágil e (b) da resistência à tração, adaptado de [3].	11
Figura 3-5 - Esquema de chanfros para soldagem segundo ISO e AWS. (a) simbologia de chanfro tipo V; (b) simbologia de chanfro tipo X (ou duplo V) e (c) simbologia de chanfro tipo U [31].	15
Figura 3-6 - Apresentação esquemática da entrada e da saída de energia via calor em uma chapa durante o processo de soldagem [37].	19
Figura 3-7 - Apresentação dos termos do balanço de energia ( $H_a$ , $H_b$ e $H_r$ ) na soldagem adaptado de [35].	20
Figura 3-8 - Comparação entre as eficiências de transferência de energia via calor na soldagem, através dos métodos de cálculo por temperatura máxima e pela largura da poça de fusão [29].	23
Figura 3-9 - Isotermas da distribuição de temperaturas para um modelo de chapa fina [42].	24
Figura 3-10 - Isosuperfície de temperaturas em modelo de chapa grossa adaptado de [35].	25
Figura 3-11 - Isosuperfícies de temperaturas em modelo de chapa intermediária. (a) vista da distribuição de temperatura e (b) vista lateral direita das isosuperfícies adaptado de [35].	26
Figura 3-12 Secção transversal de um cordão de solda mostrando as dimensões que o compõe adaptado de [43].	26

Figura 3-13 Equilíbrio entre as tensões superficiais com os ângulos de interesse para um cordão de solda adaptado de [43].	27
Figura 3-14 - Esquema de ciclo térmico de soldagem [46].	28
Figura 3-15 - Tempo de resfriamento entre as temperaturas de 1200 e 800 °C em aços inoxidáveis duplex, em função da energia de soldagem e espessura da junta soldada [50].	29
Figura 3-16 - Curva de repartição térmica teórica, mostrando a diferença de temperatura em função da distância a partir da linha central do cordão de solda [49].	31
Figura 3-17 - Simulação computacional de repartição térmica em 3D e vista projetada em 2D de uma soldagem em condição de chapa grossa, <i>adaptado de</i> [35].	32
Figura 3-18 – Metodologia para aquisição dos ciclos térmicos e identificação entre os regimes <i>transientes</i> e <i>quase-estacionário</i> . Na figura $\theta$ representa a temperatura e $T_R$ representa o tempo de soldagem [45].	33
Figura 3-19 - Curvas de ciclos térmicos experimentais de soldagem. (a) aço ASTM-A36 e (b) aço SAE-1045 [1].	34
Figura 3-20 - Comparação de microdureza e temperatura máxima em função do comprimento do cordão de solda. (a) aço ASTM-A36 e (b) aço SAE-1045 [1].	35
Figura 3-21 - Vista 3D de um diagrama de fases ternário (Fe-Cr-Ni) [59].	37
Figura 3-22 - Diagrama de fases pseudo binário Fe-Cr-Ni, adaptado de [56].	38
Figura 3-23 - Curva em C mostrando o efeito dos elementos de liga na formação de precipitados em um AID [27].	40
Figura 3-24 - Diagrama de Schaeffler para previsão de fases da zona fundida <i>Widmanstätten</i> [64].	42
Figura 3-25 - Macrografia de aço SAE1045 para representação da diluição, adaptado de [1].	42
Figura 3-26 - Diagrama esquemático das transformações macroestruturais de uma junta soldada de AID [65].	45
Figura 3-27 - Esquema de um ciclo térmico da ZACTE dentro do intervalo de temperatura entre a temperatura de equilíbrio entre as duas fases e a temperatura solidus adaptado de [50].	46

Figura 3-28 - Esquema de um ciclo térmico da ZACTB dentro do intervalo de temperatura entre a temperatura máxima e mínima de precipitação de uma fase de interesse adaptado de [50].	47
Figura 4-1 - Tocha para soldagem GTAW (a) posicionamento e dispositivo acoplado à tocha de soldagem, para alimentação do arame e ajuste do ângulo de alimentação (b) ângulo e distancias entre o bocal e o arame.	51
Figura 4-2 Diagrama de execução da parte experimental.	51
Figura 4-3 - Esquema de posicionamento dos termopares (T1 a T7) para verificação da chapa com largura infinita, distancias em unidade de milímetros.	53
Figura 4-4 - Soldagem dos termopares nas chapas testes (metais de base). (a) Esquema de posicionamento dos termopares (vista superior). (b) Esquema de posicionamento dos termopares em vista lateral.	54
Figura 4-5 - Soldagem dos termopares nas chapas testes para aumentar a resolução dos dados obtidos.	55
Figura 4-6 - Sistema de aquisição instantânea de dados, composto de maletas de aquisição (parâmetros de soldagem e ciclos térmicos) e computador portátil para leitura e exportação de dados.	56
Figura 4-7 - Representação do início da preparação metalográfica, (a) Linha de corte dos cordões de solda (sentido longitudinal) e (b) esquema da área de análise.	59
Figura 4-8 - Amostras embutidas (a) UNS S32304, (b) UNS S31803.	59
As medidas das dimensões e dos ângulos de contato estão apresentadas na Figura 4-9.	60
Figura 4-10 – Exemplo de medidas do formato do cordão e dos ângulos de contato.	60
Figura 5-1 - Comparação dos parâmetros de soldagem longitudinal (Etapa 1), valores instantâneos médios de tensão, corrente e potência (a) CP1.1 UNS S32304 e (b) CP2.1 UNS S31803.	61
Figura 5-2 - Comparação dos parâmetros de soldagem da Etapa 2, valores instantâneos médios de tensão, corrente e potência (a) CP1.2 UNS S32304 e (b) CP2.2 UNS S31803.	61
Figura 5-3 - Comparação entre as energias de soldagem calculadas com os valores instantâneos médios de tensão, corrente e potência.	63
Figura 5-4 - Ciclos térmicos experimentais transversais ao cordão de solda para o teste de chapa com largura infinita, incluindo o tempo de soldagem.	64

Figura 5-5 - Comparação dos ciclos térmicos experimentais das soldagens da Etapa 1 (sentido longitudinal), valores instantâneos de temperatura (°C) versus tempo (s). (a) CP1.1 UNS S32304 e (b) CP2.1 UNS S31803. ....	66
Figura 5-6. Variação de posicionamento na soldagem dos termopares. (a) Esquema de posicionamento dos termopares em relação a linha central do cordão de solda e (b) Foto de exemplo da medição de desalinhamento de dois termopares. ....	67
Figura 5-7. -Ciclos térmicos experimentais das soldagens da Etapa 1 mostrando os valores instantâneos de temperatura (°C) versus tempo (s) com tendência assintótica. (a) CP1.1 UNS S32304 e (b) CP2.1 UNS S31803. ....	68
Figura 5-8 -Ciclos térmicos experimentais das soldagens da Etapa 1 apresentando os, valores instantâneos de temperatura (°C) versus tempo (s) e os locais de medidas das taxas de resfriamento a 600 e 500°C. (a) CP1.1 UNS S32304 e (b) CP2.1 UNS S31803. ....	68
Figura 5-9 - Regressões não lineares de todas as temperaturas máximas ( $T_{máx}$ ) versus a distância de soldagem dos termopares ( $L_c$ ), com relação à origem do comprimento do cordão. (a) CP1.1 UNS S32304 e (b) CP2.1 UNS S31803. ....	69
Figura 5-10 - Regressões não lineares das temperaturas máximas ( $T_{máx}$ ) versus o comprimento dos cordões de solda ( $L_c$ ). (a) CP1.1_32304 início do cordão, (b) CP1.1_32304 fim do cordão, (c) CP2.1_31803 início do cordão e (d) CP2.1_31803 fim do cordão. ....	70
Figura 5-11 - Regressões não lineares da taxa de resfriamento ( $T_R$ ) versus o comprimento dos cordões de solda ( $L_c$ ). (a) CP1.1 UNS S32304 e (b) CP2.1 UNS S31803. ....	71
Figura 5-12 – Comparação das regressões não lineares da temperatura máxima ( $T_{máx}$ ) e taxa de resfriamento ( $T_R$ ) versus o comprimento dos cordões de solda ( $L_c$ ). (a) CP1.1 UNS S32304 e (b) CP2.1 UNS S31803. ....	73
Figura 5-13 - Comparação dos ciclos térmicos experimentais das soldagens da Etapa 2, valores instantâneos de Temperatura (°C) versus Tempo (s). (a) CP1.1 UNS S32304 e (b) CP2.1 UNS S31803. ....	74
Figura 5-14 -Ciclos térmicos experimentais das soldagens da Etapa 2, mostrando valores instantâneos de Temperatura (°C) com o Tempo (s). (a) CP1.2 UNS S32304 e (b) CP2.2 UNS S31803. ....	74



Figura 5-15 -Identificação dos pontos de $T_{m\acute{a}x}$ e $T_R$ nos ciclos térmicos experimentais das soldagens da Etapa 2, mostrando valores instantâneos de Temperatura ( $^{\circ}C$ ) com o Tempo (s). (a) CP1.2 UNS S32304 e (b) CP2.2 UNS S31803.....	74
Figura 5-16 -Ajuste por função assintótica dos pontos de $T_{m\acute{a}x}$ em função dos locais de medida no cordão da Etapa 2 (s). (a) CP1.2 UNS S32304 e (b) CP2.2 UNS S31803. ....	75
Figura 5-17 -Ajuste por função assintótica dos pontos de $T_{m\acute{a}x}$ em função dos locais de medida no cordão da Etapa 2, (a) CP1.2_32304 início do cordão, (b) CP1.2_32304 fim do cordão, (c) CP2.2_31803 início do cordão e (d) CP2.2_31803 fim do cordão. ....	76
Figura 5-18 - Regressões não lineares da taxa de resfriamento ( $T_R$ ) versus o comprimento dos cordões de solda ( $L_c$ ). (a) CP1.2 UNS S32304 e (b) CP2.2 UNS S31803. ....	78
Figura 5-19 – Comparação das regressões não lineares da temperatura máxima ( $T_{m\acute{a}x}$ ) e taxa de resfriamento ( $T_R$ ) versus o comprimento dos cordões de solda ( $L_c$ ). (a) CP1.2 UNS S32304 e (b) CP2.2 UNS S31803. ....	79
Figura 5-20 – Macrografias longitudinais do CP1.1 UNS S32304 ao longo do comprimento do cordão de solda. ....	80
Figura 5-21 – Macrografias longitudinais do CP2.1 UNS S31803 ao longo do comprimento do cordão de solda. ....	81
Figura 5-22 – Macrografias transversais do CP1.2 UNS S32304 em diversos comprimentos do cordão de solda. ....	83
Figura 5-23 – Macrografias transversais do CP2.2 UNS S31803 em diversos comprimentos do cordão de solda. ....	85
Figura 5-24 – Funções ajustadas das medidas da ZF e ZAC para CP1.1.....	88
Figura 5-25 – Funções ajustadas das medidas da ZF e ZAC para CP2.1.....	88
Figura 5-26 Altura da ZF (cinza), da extensão da ZAC (vermelho) e da largura do cordão (azul) em função do comprimento do cordão, para o início, o meio e o fim do cordão para o CP1.2.....	90
Figura 5-27 Altura da ZF (cinza), da extensão da ZAC (vermelho) e da largura do cordão (azul) em função do comprimento do cordão, para o início, o meio e o fim do cordão para o CP2.2.....	91
Figura 5-28. ICs de 95% Simultâneos de Dunnet com média de controle 50mm CP1.2.....	96

Figura 5-29. ICs de 95% Simultâneos de Dunnet com média de controle 50mm CP2.2.....	97
Figura 5-30 Diluição (%) em função do comprimento do cordão (mm) do cordão para o CP1.2.....	98
Figura 5-31 Diluição (%) em função do comprimento do cordão (mm) do cordão para o CP2.2.....	99
Figura 5-32 - – Comportamento assintótico dos ângulos de contato $\alpha$ e $\beta$ em função do comprimento do cordão para o aço duplex UNS S32304. ....	103
Figura 5-33 - Comportamento assintótico dos ângulos de contato $\alpha$ e $\beta$ em função do comprimento do cordão para o CP2.2 UNS S31803. ....	104
Figura 6-1. Esquema dos fenômenos de transferência de energia via calor (condução, convecção e radiação) nas soldagens dos corpos de prova. A $T_{conv}$ é a temperatura a partir da qual o fenômeno de convecção é relevante. ....	106
Figura 6-2. Resumo esquemático dos resultados discutidos para os CP 1.2 e CP 2.2. ....	109

## LISTA DE TABELAS

Tabela 3-1 - Tabela de faixas composições químicas e de classificações conforme PREN.....	8
Tabela 3-2 - Comparação de propriedades mecânicas de três tipos de aços inoxidáveis [16]. .....	11
Tabela 3-3 - Classificação dos arames ou varetas para AID e AISD (AWS A5.9) [25]. .....	14
Tabela 3-4 - Tabela de eficiência da transferência de energia via calor na soldagem [39].....	22
Tabela 4-1 - Composição química do aço inoxidável UNS S32304 em percentual por peso (%wt).....	48
Tabela 4-2 - Composição química do aço inoxidável UNS S31803 em percentual por peso (%wt).....	49
Tabela 4-3 - Composição química do arame ER2209, utilizado para soldagem dos aços UNS S32304 e UNS S31803, valores correspondem ao percentual por peso (%wt).....	49
Tabela 5-1 - Comparação de potência do arco e energias de soldagem dos AID UNS S32304 e o UNS S31803. Metais de base Métodos .....	62
Tabela 5-2. Valores de deslocamento dos termopares em relação a linha central do cordão de solda, após soldagem por fonte capacitiva. ....	67
Tabela 5-3 - Comparação das funções ajustadas das $T_{máx}$ (°C) em função do $L_c$ (mm). ....	69
Tabela 5-4 - Comparação das funções ajustadas das $T_{máx}$ (°C) em função do $L_c$ (mm). ....	70
Tabela 5-5 - Comparação das funções ajustadas das $T_R$ (°C/s) em função do $L_c$ (mm). ....	72
Tabela 5-6 - Comparação das funções ajustadas das $T_{máx}$ (°C) versus $L_c$ (mm) Etapa 2.....	75
Tabela 5-7 - Comparação das funções ajustadas das $T_{máx}$ (°C) versus $L_c$ (mm) Etapa 2.....	77
Tabela 5-8 - Comparação das funções ajustadas das $T_R$ (°C/s) versus $L_c$ (mm) Etapa 2.....	78
Tabela 5-9 – Dados da geometria dos cordões de solda da Etapa 2. ....	86

Tabela 5-10 - Tabela das regressões não lineares para ajuste das funções assintóticas em função dos comprimentos da ZF e da ZAC do CP1.1 e CP 2.1. ....	89
Tabela 5-11 - ANOVA Teste Tukey com um fator: 0 a 100mm para o CP1.2. ....	93
Tabela 5-12 - ANOVA Teste Tukey com um fator: 0 a 100mm para o CP2.2. ....	94
Tabela 5-13 - ANOVA Teste Dunnett com amostra de controle em 50mm: de 0 a 100mm para o CP1.2. ....	95
Tabela 5-14 - ANOVA Teste Dunnett com amostra de controle em 50mm: de 0 a 100mm para o CP2.2. ....	96
Tabela 5-15 – Ângulos de contato $\alpha$ e $\beta$ para os CP1.2 UNS S32304 e CP2.2 UNS S31803. ....	100
Tabela 5-16 – Estimativa das tensões superficiais líquido/vapor dos elementos químicos majoritários para os AID UNS S32304 e UNS S31803, na temperatura de fusão do aço. ....	101
Tabela 5-17 – Estimativa das tensões superficiais líquido/vapor dos AID UNS S32304 e UNS S31803 e do metal de adição ER2209, na temperatura de fusão do aço. ....	101
Tabela 5-18 – Estimativa das tensões superficiais líquido/vapor dos metais de solda AID UNS S32304 e UNS S31803 empregando o metal de adição ER2209 e na temperatura de fusão do aço. ....	102
Quadro 3-1. Composições químicas das fases mais comuns encontradas em AID, adaptado de [59]. ....	41

## LISTA DE SIGLAS E ABREVIações

GTAW	<i>Gas Tungsten Arc Welding</i>
AID	Aço Inoxidável Duplex
AISD	Aço Inoxidável Superduplex
UNS	<i>Unified Numbering System</i>
PREN	<i>Pitting Resistance Equivalent Numbers</i>
ASTM	<i>American Society for Testing and Materials</i>
AISI	<i>American Iron and Steel Institute</i>
SMAW	<i>Shielded Metal Arc Welding</i>
GMAW	<i>Gas Metal Arc Welding</i>
EBW	<i>Electron Beam Welding</i>
LBW	<i>Laser beam welding</i>
AWS	<i>American Welding Society</i>
ZAC	Zona Afetada pelo Calor
MS	Metal de Solda
ISO	<i>International Organization for Standardization</i>
$H_a$	Energia do arco por comprimento de solda
$H_b$	energia bruta por comprimento de solda
$H_r$	Energia remanescente por comprimento de solda
$P_a$	potência do arco elétrico
$\eta_a$	Eficiência de transferência de energia via calor do arco elétrico
$v_s$	Velocidade de soldagem
R <sub>Tr</sub>	Regime transiente
R <sub>Qe</sub>	Regime quase-estacionário
Y	Austenita
$\alpha$	Ferrita
$\delta$	Ferrita delta

## SUMÁRIO

DEDICATÓRIA.....	iv
AGRADECIMENTOS.....	v
RESUMO.....	vi
ABSTRACT .....	vii
LISTA DE FIGURAS.....	viii
LISTA DE TABELAS.....	xiv
1 INTRODUÇÃO .....	1
2 OBJETIVOS .....	4
2.1 Objetivo geral .....	4
2.2 Objetivos específicos.....	4
3 REVISÃO BIBLIOGRÁFICA.....	5
3.1 Os aços inoxidáveis duplex .....	5
3.1.1 Classificação e aplicações dos aços inoxidáveis duplex.....	7
3.1.2 Propriedades dos aços inoxidáveis duplex .....	11
3.1.3 Soldagem dos aços inoxidáveis duplex .....	12
3.1.3.1 Metal de adição.....	13
3.1.3.2 Soldabilidade dos aços inoxidáveis duplex .....	14
3.1.3.3 Soldabilidade operacional .....	14
3.1.3.4 Soldabilidade metalúrgica .....	16
3.1.3.5 Soldabilidade em serviço .....	17
3.2 Transferência de energia via calor na soldagem .....	18
3.2.1 Balanço de energia na soldagem .....	18
3.2.2 Eficiência da transferência de energia via calor na soldagem.....	21
3.2.3 Fluxo de energia via calor por condução .....	23
3.2.4 Formato do cordão de solda.....	26
3.2.5 Ciclos térmicos de soldagem.....	27

3.2.6	Taxa de resfriamento na soldagem .....	30
3.2.7	Repartição térmica na soldagem .....	30
3.2.8	Regimes transiente e quase-estacionário .....	32
3.3	Metalurgia da soldagem dos aços inoxidáveis duplex .....	36
3.3.1	Constituintes dos aços inoxidáveis duplex.....	36
3.3.1.1	Fases intermetálicas (Sigma, Carbonetos, Nitretos e outros precipitados) .....	39
3.3.2	Diluição e formação da zona fundida.....	41
3.3.3	Regiões afetadas pela energia via calor de uma junta soldada (ZAC) .....	44
4	MATERIAIS E MÉTODOS.....	48
4.1	MATERIAIS .....	48
4.1.1	Metal de base.....	48
4.1.2	Consumíveis.....	49
4.1.3	Eletrodo de tungstênio.....	50
4.1.4	Procedimento de soldagem .....	50
4.2	MÉTODOS .....	51
4.2.1	Preparação inicial do metal de base.....	52
4.2.2	Soldagem dos termopares.....	52
4.2.2.1	Etapa 0 – Teste inicial.....	53
4.2.2.2	Etapa 1 – Identificação dos Regimes Transientes e Quase-estacionário .....	53
4.2.2.3	Etapa 2 – Aumento de resolução entre os regimes .....	54
4.3	Aquisição de dados .....	55
4.4	Preparação metalográfica .....	58
4.5	Macrografia .....	59
4.5.1	Diluição .....	59

4.5.2	Medida das dimensões e dos ângulos de contato dos cordões de solda .....	60
5	RESULTADOS E DISCUSSÕES .....	61
5.1	Energia de soldagem.....	61
5.2	Ciclos térmicos experimentais da soldagem .....	64
5.2.1	Teste de largura infinita a partir de ciclos térmicos experimentais.....	64
5.2.2	Ciclos térmicos experimentais da linha central do cordão na direção longitudinal – Etapa 1 .....	65
5.2.3	Distância dos locais de medida dos ciclos térmicos no cordão versus temperatura .....	68
5.2.4	Distância dos locais de medida no cordão versus Taxa de Resfriamento – Etapa 1 .....	71
5.2.5	Ciclos térmicos experimentais da linha central do cordão – Etapa 2 .....	73
5.2.6	Distância dos locais de medida no cordão versus Temperatura máxima .....	75
5.2.7	Distância dos locais de medida no cordão versus a Taxa Resfriamento – Etapa 2 .....	77
5.3	Geometria do cordão de solda .....	79
5.3.1	Análises das medidas da altura da ZF, largura do cordão, extensão da ZAC e diluição .....	87
5.3.2	Ângulos de contato.....	100
6	DISCUSSÕES FINAIS .....	106
7	CONCLUSÕES .....	110
8	REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS .....	115



# 1 INTRODUÇÃO

Os equipamentos para a indústria de óleo e gás, soldados em aços inoxidáveis duplex, devem atender as necessidades de qualidade das propriedades mecânicas e de resistência à corrosão. Para atender ao controle de qualidade mínimo na execução das soldagens são necessários os procedimentos de qualificações das soldagens, conforme normas específicas, como o AWS D1.6 (*Structural Welding Code - Stainless Steel*) [2]. Assim, necessita-se selecionar o trecho do cordão de solda de onde serão obtidos os corpos de prova (CP) para ensaios de qualificação, após inspeção não destrutiva, conforme mostra a Figura 1-1. São retirados CP's para caracterização metalográfica, ensaios mecânicos destrutivos como, por exemplo, ensaios de impacto *Charpy* com entalhe em “V” ensaio de tração, ensaio de dobramento e de dureza e, quando aplicável, ensaios de corrosão. Estes corpos-de-prova são retirados das regiões da junta soldada, a partir do comprimento onde o regime quase-estacionário de transferência de energia via calor na soldagem já teria sido alcançado [1]. Em outras palavras, região do regime quase-estacionário de transferência de energia via calor na soldagem, onde a microestrutura da junta soldada e o formato do cordão não sofrem alterações. Isto ocorre devido ao formato das isoterms na superfície da chapa, que se mantém constante ao longo de toda a região de regime quase-estacionário. Deste modo, o início e o final da junta soldada são descartadas, por não corresponderem a região do regime quase-estacionário.

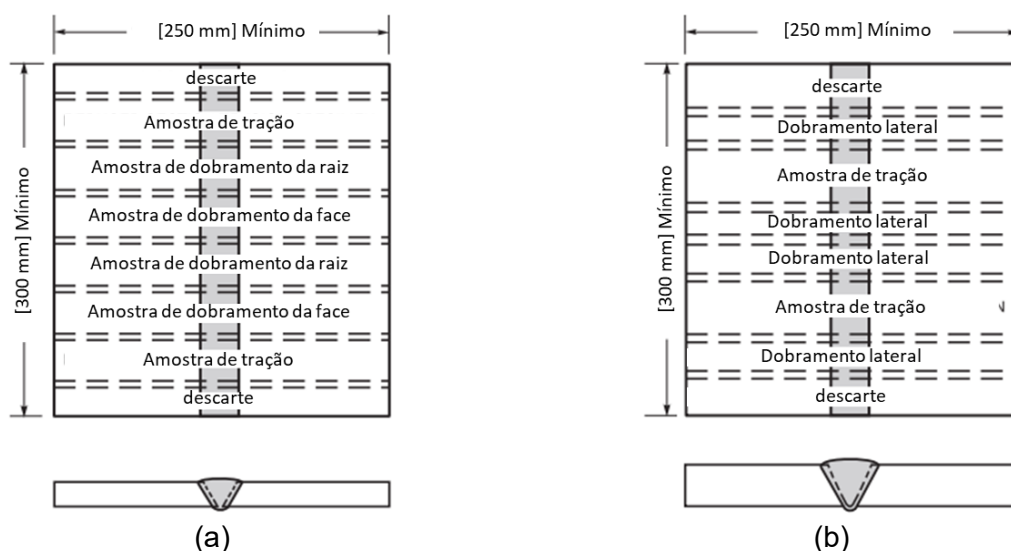


Figura 1-1 - Esquema de procedimento de qualificação de junta soldada para chapa. (a) espessura de 2 a 20 mm; e (b) para chapa acima de 20 mm eventualmente usado para chapa de 10 a 20 mm de espessura, adaptado da norma AWS D1.6 [2].

A prática do descarte visa excluir a influência das variações do fluxo de energia via calor, nas propriedades e formato das soldas nos corpos-de-prova que serão qualificados. Entretanto, faz-se necessário o cuidado para que seja identificado o exato momento do término do regime transiente, no início e no fim da soldagem, uma vez que a norma indica um descarte igual para todos os processos de soldagem e materiais. Sendo assim, determinar o comprimento deste regime possibilita a garantia de análise do material em condições uniformes e evita o descarte de maiores trechos da solda.

O procedimento de qualificação de soldagem de uma junta é aplicado tanto em chapas quanto em tubos e, assim, sempre ocorrerá o fenômeno do regime transiente, tanto no início quanto no final da soldagem. Neste caso, analisar e/ou prever as propriedades resultantes destas regiões de regime transiente torna-se ainda mais difícil, uma vez que não há possibilidade do descarte de nenhum trecho da tubulação, além do reaquecimento do início do cordão. A Figura 1-2 ilustra a progressão da soldagem em uma junta circunferencial onde se pode visualizar a região em que se inicia (regime transiente inicial) e finaliza-se a soldagem (transiente final).

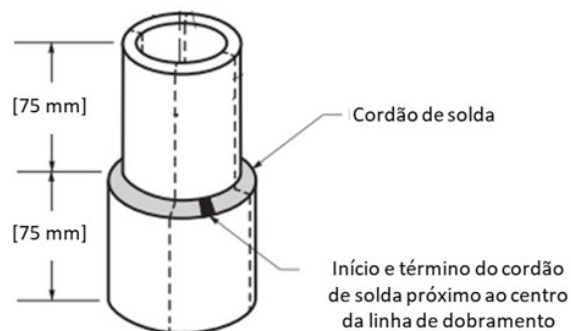


Figura 1-2 - Esquema de procedimento de qualificação de junta soldada para tubulação, adaptado da AWS D1.6 [2].

A influência do regime transiente na soldagem de aços inoxidáveis duplex pode ter diversas implicações importantes. O regime transiente inicial e final durante o processo de soldagem pode afetar as propriedades físicas, mecânicas e resistência à corrosão das juntas soldadas, bem como a microestrutura resultante. Algumas possíveis influências do regime transiente incluem:

- Formação de defeitos: O regime transiente inicial e final pode contribuir para a formação de defeitos de soldagem, como trincas, porosidade e inclusões. Variações

no fluxo de energia via calor durante essas fases transientes podem levar a descontinuidades na junta soldada, comprometendo a qualidade e integridade da solda.

- **Distribuição de temperatura:** O regime transiente afeta a distribuição de temperatura durante a soldagem. As variações de temperatura ao longo do cordão de solda podem influenciar a microestrutura resultante e as propriedades físicas, mecânicas e resistência à corrosão das juntas soldadas. O controle adequado do regime transiente é essencial para garantir uma distribuição de temperatura consistente e controlada.
- **Tensões residuais:** O regime transiente pode influenciar a formação de tensões residuais na junta soldada. As variações de temperatura durante o regime transiente podem resultar em gradientes térmicos e deformações que levam à geração de tensões residuais. Essas tensões podem afetar a integridade estrutural da solda e sua resistência à fadiga e à corrosão.
- **Microestrutura e propriedades mecânicas:** O regime transiente pode afetar a microestrutura da zona afetada pelo calor (ZAC) e, conseqüentemente, as propriedades mecânicas da junta soldada. As variações de temperatura durante o regime transiente podem promover mudanças na solidificação das fases e de precipitados na ZAC, o que pode influenciar a resistência mecânica, a tenacidade e a resistência à corrosão do material.
- **Geometria do cordão de solda:** O regime transiente pode afetar a geometria do cordão de solda, incluindo o comprimento da zona fundida, a extensão da zona afetada pelo calor, a largura do cordão e os ângulos do cordão. As variações de temperatura e fluxo de energia durante o regime transiente podem resultar em alterações nessas dimensões, afetando a forma e as características físicas da junta soldada.

Portanto, compreender e controlar adequadamente o regime transiente inicial e final é essencial para obter juntas soldadas de alta qualidade e com as propriedades desejadas em aços inoxidáveis duplex. Estudos detalhados sobre a influência do regime transiente nessas soldas podem contribuir para o desenvolvimento de estratégias de soldagem mais eficientes, otimizando a qualidade e o desempenho das juntas soldadas nesses materiais.

## 2 OBJETIVOS

### 2.1 Objetivo geral

Analisar o efeito dos regimes transiente e quase-estacionário, da transferência de energia via calor na soldagem no formato do cordão de solda em aços UNS S32304 e UNS S31803, utilizando o processo GTAW com metal de adição ER2209.

### 2.2 Objetivos específicos

- Obter as temperaturas máximas e as taxas de resfriamento dos ciclos térmicos de soldagem;
- Identificar a transição entre os regimes transientes e quase-estacionário pelas temperaturas máximas e taxas de resfriamento;
- Obter as dimensões geométricas do formato dos cordões de solda, como: altura e largura da zona fundida, extensão da zona afetada pelo calor e os ângulos de contato dos cordões.
- Identificar a transição entre os regimes transientes e quase-estacionário pelas variações geométricas dos cordões de solda.

### 3 REVISÃO BIBLIOGRÁFICA

#### 3.1 Os aços inoxidáveis duplex

Os aços inoxidáveis duplex (AID) são aços com estrutura bifásica balanceada (50% ferrita e 50% austenita, aproximadamente) e caracterizados por possuir excelentes combinações de propriedades mecânicas e de resistência à corrosão [3, 4].

Os primeiros AID tiveram sua fabricação iniciada a mais de 70 anos atrás. Os primeiros graus foram ligas ternárias de Cr, Ni e Mo. A Figura 3-1 - apresenta uma microestrutura típica dos AID [3, 5]. Estas ligas quando submetidas a temperatura elevada (acima de 1300 °C) encontram-se com a matriz totalmente ferrítica. Na etapa de resfriamento, ao atingir uma temperatura mais baixa (a partir de, aproximadamente, 1200 °C) inicia-se a nucleação de ilhas de austenita na matriz ferrítica [3].

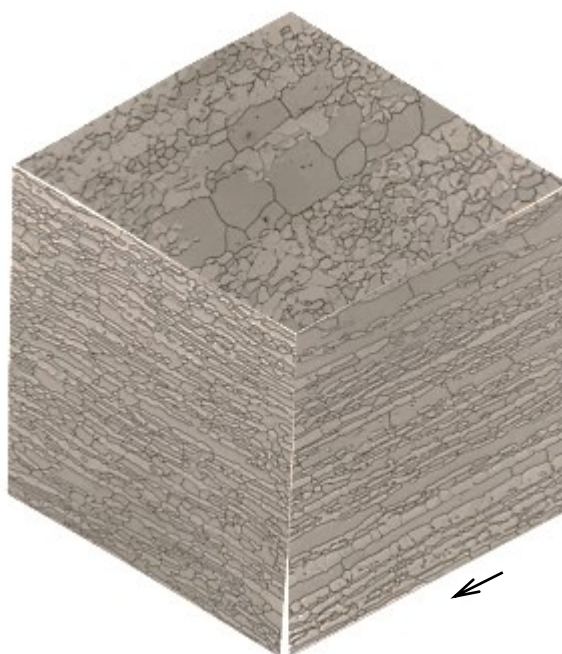


Figura 3-1 - Microestrutura do aço inoxidável duplex nas três direções da chapa (DIN W. Nr. 1.4462 (UNS S31803)). Polimento eletrolítico. Ataque: eletrolítico com ácido oxálico com 10%. Aumento: 500X [6].

Os AID foram desenvolvidos com as combinações de propriedades como: resistência a deformação duas vezes maior do que os aços inoxidáveis austeníticos e ferríticos convencionais; maior tenacidade e plasticidade do que os inoxidáveis

martensíticos, e resistência a corrosão por pites, corrosão por frestas, corrosão-sob-tensão e corrosão intergranular [5].

Em 1927, os pesquisadores Bain e Griffiths (*apud* [5]) divulgaram resultados dos estudos realizados com base no sistema Fe-Cr-Ni, mostraram a existência de um campo bifásico neste sistema, identificado como ferrita-austenita. Após alguns anos, a indústria do aço começou a dar seus primeiros passos para a fabricação destas novas ligas. Em torno de 1930, a AVESTA iniciou o desenvolvimento de duas linhas de AID, a liga 453E e a 453S (que continha adição de Mo e Cu). Após serem realizados os ensaios de corrosão nestas ligas, obteve-se resultados positivos e, a partir daí, iniciou-se a fabricação do primeiro componente forjado na liga AID 453S para um trocador de calor [5, 7, 8]



Figura 3-2 - Aplicação do aço inoxidável duplex 453S, desenvolvido na Suécia na indústria de papel e celulose [5].

Em 1947, na Suécia, a partir do processo de forjamento, o AID foi empregado na indústria de papel e celulose [9], conforme mostra a Figura 3-2. A motivação para a aplicação deste aço foi a sua maior resistência à corrosão intergranular, quando comparado as aços inoxidáveis austeníticos convencionais, que possuíam um maior teor de C. Na mesma década, na Finlândia, foram fabricados AID através do processo de fundição. Em seguida, foi concedida uma patente na França, com a liga denominada como *Uranus 50 (UR 50)*. Foram realizadas comparações entre os AID *UR 50* e os aços inoxidáveis austeníticos notando-se a efetiva melhora da

resistência à corrosão em meio corrosivo contendo cloretos. Esta liga foi comercializada com 20 – 35% de fração volumétrica de ferrita (aço duplex conhecido atualmente por *UNS S32304*). Esta liga foi produzida em fornos de indução de alta frequência. Neste processo, tentou-se aplicar, parcialmente, uma atmosfera inerte com a técnica de vácuo para remoção de carbono, oxidação e restringir a entrada de nitrogênio. Entretanto, as chapas produzidas encontravam-se com alta ocorrência de trincas nas bordas do material, após a solidificação [3, 5].

Em torno de 1960, o *UR 50* foi empregado na fabricação de um submarino, pela empresa francesa *Comex*, que também forneceu material para a construção de alguns estaleiros em *Dunkerque* [3, 7].

No início da década de 60, o *Alloy Casting Institute* (Instituto de Fundição de Ligas) empregou um aço duplex ligado ao cobre, denominado *CD4MCU*, que apresentava excelente resistência mecânica e resistência à corrosão [7]. Ao chegar nos *United States of America* (USA), foram desenvolvidos outros graus de AID [3].

Embora não sejam fabricados para serem recomendados para trabalhar em temperaturas acima de 300 °C, os AID oferecem uma característica atraente para uso. Eles podem substituir os aços inoxidáveis 316L e 317L com vantagem. São indicados para equipamentos nas indústrias de dessalinização; processamento e tubulações para o transporte de gases ácidos úmidos e óleo, papel e celulose, bem como para equipamentos de controle de poluição. Também podem ser usados para transporte e armazenamento de vários produtos químicos, tratamento de águas residuais, processamento de alimentos, indústria cervejeira e indústria de refino de açúcar [4, 10].

Atualmente, para o desenvolvimento de novas ligas considera-se o conhecimento obtido através de mais de 70 anos de aplicações com AID, para as formulações. Entretanto, o principal foco no desenvolvimento de novas ligas de AID se dá em melhorar alguns pré-requisitos para aplicação como: resistência mecânica, resistência à corrosão, soldabilidade, estabilidade das fases, custo da matéria-prima e a facilidade de fabricação [11].

### 3.1.1 Classificação e aplicações dos aços inoxidáveis duplex

Com o desenvolvimento de novas ligas de AID, surgiu a divisão de aplicações e necessidades ao utilizar esses materiais, logo, foram criados vários graus de AID

com diferentes faixas de composições químicas. O aço inoxidável duplex mais utilizado atualmente é o EN 1.4462 ou UNS S31803 e UNS S32205, com composição nominal de 22% Cr, 5% Ni, 3% Mo e 0,16%N. Tornou-se conhecido principalmente por sua nomenclatura remeter aos dois principais elementos da composição química (22% Cr e 05% Ni) [3]. No entanto, como o AID surgiu para substituir dos aços inoxidáveis comuns (austenítico e ferrítico) em aplicações específicas que necessitam de maior resistência à corrosão, ainda há casos que um aço com alto custo como o AID 2205, não seja economicamente viável. Além do cromo, que aumenta a resistência a corrosão, o níquel é um influenciador direto nas características do AID, por propiciar melhor estabilização da austenita e aumentar a resistência mecânica do aço. Entretanto, a adição de níquel e molibdênio nestes aços torna-se um peso, se for considerado o fator *custo*, pois em algumas aplicações não se necessita de extrema resistência à corrosão, apenas ser suficientemente superior do que as ligas 304, 316 ou 317 [3, 8].

Dentre as vastas aplicações, surgiram então as classificações de AID baixa liga (*lean duplex*), padrão (*standard*), *superduplex* e *hiperduplex* baseada no *Pitting Resistance Equivalent Number* (PREN), que pode ser calculado através da Equação 3.1 [4, 9], apresentada a seguir.

$$PREN = \%Cr + (3,3 \times \%Mo) + (16 \times \%N) \quad \text{Equação 3.1}$$

A Tabela 3-1 apresenta a composição química para os principais tipos de AID, de acordo com a *ASTM A790-18*.

Tabela 3-1 - Tabela de faixas composições químicas e de classificações conforme PREN.

Tipo	Classificação	Composição química (% em peso)				PREN*
		Cr	Ni	Mo	N	
<i>Bixa liga (Lean)</i>	UNS S32101	21 - 22	1,35 - 1,7	0,1 - 0,8	0,2 - 0,25	24,5 - 28,6
	UNS S32304	21,5 - 24,5	3 - 5,5	0,05 - 0,6	0,05 - 0,2	22,5 - 29,7
<i>Padrão(Standard)</i>	UNS S31803	21 - 23	4,5 - 6,5	2,5 - 3,5	0,08 - 0,2	30,5 - 37,8
	UNS S32205	22 - 23	4,5 - 6,5	3,0 - 3,5	0,14 - 0,2	34,1 - 37,8
<i>Superduplex</i>	UNS S32750	24 - 26	6,0 - 8,0	3,0 - 5,0	0,24 - 0,3	37,7 - 47,6
	UNS S32760	24 - 26	6,0 - 8,0	3,0 - 4,0	0,2 - 0,3	37,1 - 44,0
<i>Hiperduplex</i>	UNS S32707	26 - 29	5,5 - 9,5	4,0 - 5,0	0,3 - 0,5	44 - 53,5

\*Nota: PREN calculado (máximo e mínimo) de acordo com equação proposta na norma ASTM A790-18.

Devido à baixa adição de nitrogênio, o AID *lean UNS S32304*, foi desenvolvido para substituir ligas de aços inoxidáveis austeníticos, como o *AISI*



316L e 317L. Este aço duplex além de possuir melhor resistência à corrosão-sob-tensão e limite de escoamento duas vezes maior que o *AISI 316L*, apresenta boa soldabilidade, quando soldado com adição de material (maiores concentrações de níquel). Durante o período em que tanto o níquel quanto o molibdênio encontravam-se com o custo baixo, o *lean 2304* ainda não havia sido utilizado em grande escala. Entretanto, mediante ao aumento do custo destes elementos, o *lean duplex* a partir de 2003 começou a ser mais utilizado em equipamentos e estruturas, principalmente em indústrias de dessalinização, e aplicações marítimas [3, 12]. Já o UNS S32101 é fabricado com adições de manganês e nitrogênio para manter a proporção e estabilidade das fases. Este é um aço que foi desenvolvido recentemente para competir, por exemplo, com a classe *AISI 304*, por ter boa resistência à corrosão e resistência mecânica próxima do UNS S32205 (*AID standard*) [13].

Na classificação *standard*, observa-se o aumento do PREN, se comparado com a classificação anterior (*lean*), sendo estes os AID mais empregados para fabricação nas indústrias atualmente. Como visto, os PREN dos *standards* encontram-se em valor médio de 34, resultado que propicia uma resistência intermediária a corrosão, quando comparado com os aços austeníticos e super austeníticos (5 – 6% Mo). Assim, são aplicáveis em sistemas de dessulfuração dos gases de combustão. Outras aplicações do grau *standard 2205*, foram as substituições em equipamentos de controle de poluição do ar e em navios que transportavam produtos corrosivos [3]. Ao iniciar as aplicações dos AID 2205 na indústria, viu-se a vantagem de substituir os aços, como aço carbono revestido de liga inoxidável, pelo aço inoxidável duplex sólido. Desta forma, o duplex 2205 foi empregado em grande escala, principalmente em tanques de convés de navios petroleiros (Figura 3-3) e nas indústrias de papel e celulose [3, 14].

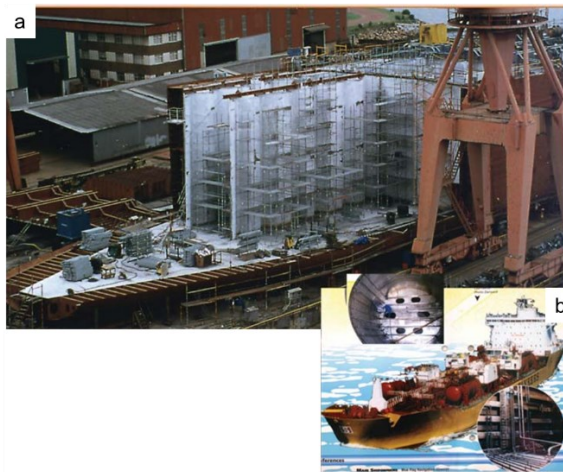


Figura 3-3 - Aplicação do aço inoxidável duplex UNS S32205 (a) em navio petroleiro e (b) em tanques para produtos químicos [9].

Para uma faixa de PREN superior a 40, encontra-se a classificação *superduplex*, conseqüentemente, apresenta maior desempenho em relação a resistência à corrosão, se comparada com os demais. Essa classificação foi desenvolvida para competir com os aços super austeníticos e outros aços a base de níquel. Com alto PREN, estes aços podem ser submetidos em serviço a ambientes extremamente corrosivos, como por exemplo, ácidos que contenham cloreto. Entretanto, como possuem maior quantidade de elementos de liga, tornam-se susceptíveis a nucleação de fases intermetálicas durante o resfriamento e/ou se mantido em altas temperaturas por longo período [3].

Bem como o *superduplex*, a classificação *hiperduplex* foi desenvolvida para solucionar problemas de aplicações ainda mais restritas como, operação em águas salinas, ambientes corrosivos como cloretos e ácidos orgânicos. Ainda, semelhante ao *superduplex*, estes aços são indicados para substituir ligas à base de níquel, entretanto, possuem maior susceptibilidade à formação de fases intermetálicas, caso sejam submetidos em altas temperaturas por longo período [3]. Contudo, a aplicação dos *hiperduplex* se dá em ambientes que necessitam de um tempo de vida útil, isto é, maior durabilidade sem a necessidade de manutenção frequente. Logo, a composição química (maiores concentrações de cromo, níquel e molibdênio) deste aço produz um PREN mais elevado, de modo a torná-lo a opção mais desejada em casos que necessitem extrema resistência à corrosão localizada [15].

### 3.1.2 Propriedades dos aços inoxidáveis duplex

Como dito anteriormente, as propriedades dos AID são superiores aos aços inoxidáveis comum, devido à combinação de duas fases em um mesmo material e composição química. Esta combinação concede ao AID alta resistência mecânica e ductilidade e resistência à corrosão, que torna estes aços superiores aos ferríticos e austeníticos convencionais, como se observa na Tabela 3-2 [16].

Tabela 3-2 - Comparação de propriedades mecânicas de três tipos de aços inoxidáveis [16].

Material	Limite de resistência (MPa)	Limite de escoamento (MPa)	Alongamento, em 50 mm, (%)
Ferrítico (AISI 430)	540	345	20
Austenítico (AISI 304)	450	190	45
Duplex (UNS S31803/S32205)	700	450	25

A título de ilustração a Figura 3-4 apresenta uma comparação gráfica dos aços inoxidáveis em relação à tenacidade ao impacto. Nota-se a melhor resposta do duplex em relação ao ferrítico, mesmo em temperaturas inferiores à temperatura ambiente. No entanto, o aço que apresenta o melhor desempenho nesta propriedade mecânica é o austenítico [3].

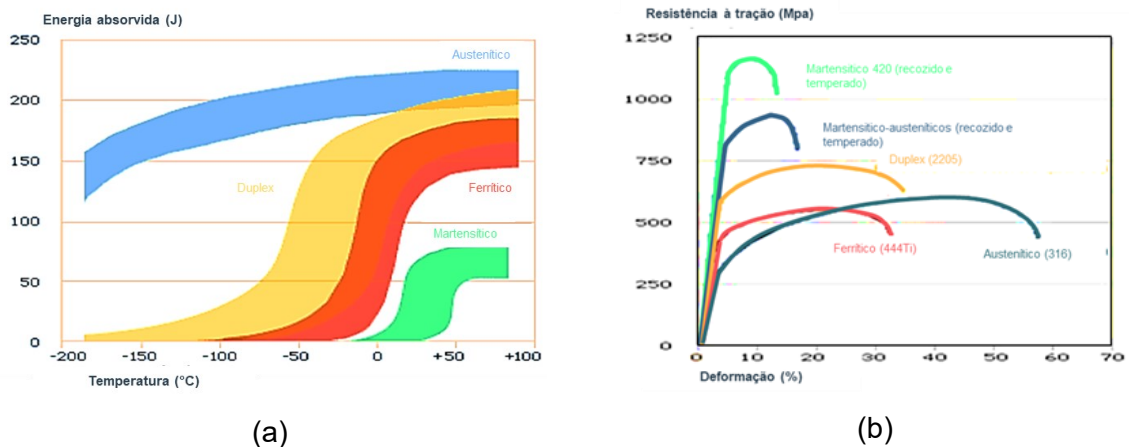


Figura 3-4 - Comparação dos aços inoxidáveis em relação (a) à temperatura de transição dúctil a frágil e (b) da resistência à tração, adaptado de [3].

### 3.1.3 Soldagem dos aços inoxidáveis duplex

Através das diversas aplicações dos aços inoxidáveis duplex, a implementação de um processo de soldagem se tornou crucial para união destes materiais ou para revestimentos por soldagem [17]. Ao serem iniciados os procedimentos de soldagem nos AID, encontrou-se tanto a facilidade em soldar estes materiais, quanto a dificuldade em manter suas características microestruturais iniciais [18] e, conseqüentemente, as propriedades que tornam este aço superior aos ferríticos e austeníticos convencionais.

Os AID podem ser soldados através de, praticamente, todos os processos de soldagem por fusão e no estado sólido. Dentro os processos de soldagem a arco elétrico podem-se citar: a soldagem por eletrodo revestido ou *Shielded Metal Arc Welding (SMAW)*; a soldagem à arco elétrico com proteção gasosa ou *Gas Metal Arc Welding (GMAW)*; a soldagem à arco elétrico com eletrodo de tungstênio e proteção gasosa ou *Gas Shielded Tungsten Arc Welding (GTAW)* e a soldagem com arame tubular ou *Flux Cored Arc Welding (FCAW)*. Entretanto, não é recomendado a utilização dos processos com características de soldagem autógena, como a soldagem por feixe de elétrons ou *Electron Beam Welding (EBW)* e a soldagem a laser ou *Laser Beam Welding (LBW)*. A soldagem autógena no AID ocasiona dificuldades no controle da proporção de fases do metal de solda, sendo este fator determinante para as suas propriedades [19].

O aprimoramento dos procedimentos de soldagem como o controle adequado da energia de soldagem, das temperaturas de interpasse, as estimativas e monitoramento das velocidades e taxas de resfriamento, trazem o avanço tecnocientífico para esses procedimentos. Tendo em vista tais avanços, nota-se menor complexidade nas soldagens atuais dos AID, uma vez que as características macroestruturais são controladas com maior eficiência [19].

Ao utilizar um processo de soldagem em AID, inerentemente, incidirá em modificações microestruturais, bem como o tratamento termomecânico utilizado para tornar-se um aço inoxidável em um AID (estrutura bifásica). Contudo, faz-se necessário definir a classificação correta para adição de material de modo a manter

a condição de equilíbrio das fases no metal de solda<sup>1</sup>. Poder-se-ia utilizar um tratamento térmico para corrigir possíveis falhas na definição do metal de adição e no controle da taxa de resfriamento e, assim, manter a proporção das fases no metal de solda. Entretanto, o procedimento para tratar toda a peça soldada não é possível em questões de resistência à corrosão (precipitação de fase sigma), em aspectos dimensionais e nem mesmo economicamente viável [20].

### 3.1.3.1 Metal de adição

A determinação do metal de adição para a soldagem dos AID é importante, uma vez que é um dos fatores para garantir a microestrutura desejadas em conjunto com as propriedades mecânicas e/ou de resistência à corrosão para a determinada aplicação. Os metais de adição que podem ser utilizados têm composição química próxima do metal base, porém com concentração maior de Níquel. Ao utilizar consumíveis com teores de níquel acima da concentração do MB, faz com que seja atingida uma fração volumétrica de aproximadamente 50% de austenita no MS, qualquer que seja a velocidade de resfriamento do cordão [21].

Segundo Cunha e Brandi (1996) o Nitrogênio é um elemento de liga importante para os AID, porém encontra-se na natureza no estado gasoso. Isso faz com que parte do Nitrogênio se perca pela poça de fusão. Para que o nitrogênio do MB de base não evolva para a atmosfera, recomenda-se utilizar de gases de proteção com adição de nitrogênio [22–24].

De acordo com a norma *ASTM A790-18 (Standard Specification for Seamless and Welded Ferritic/Austenitic Stainless Steel Pipe)* é feito um tratamento térmico para os AID está na faixa de 1020-1100 °C. A aplicação deste procedimento para estes tubos se dá pela necessidade de balancear a microestrutura do metal de solda, uma vez que, fornece energia e tempo suficiente para a precipitação da austenita [24]. Ocorre que, se o resfriamento não for controlado, ocorrerá uma intensa precipitação de fase sigma. A Tabela 3-3 apresenta os metais de adição especificados para as classificações de AID, segundo a *AWS A5.9 (Specification for Bare Stainless Steel Welding Electrodes and Rods)* [25].

---

<sup>1</sup> Região da junta soldada na qual foi submetida a uma temperatura igual ou superior a temperatura de fusão do material. Esta região também é caracterizada pela diluição entre o metal de base e o metal de adição.

Tabela 3-3 - Classificação dos arames ou varetas para AID e AISD (AWS A5.9) [25].

Material de base	Metal de adição	Composição química (AWS A5.9)										
		% em peso										
Classificação UNS	Classificação AWS A5.9	C	Cr	Ni	Mo	Mn	Si	P	S	N	Cu	W
UNS S31803	ER2209	0,03	21,5	7,5	2,5	0,5	0,9	0,03	0,03	0,08	0,75	-
UNS S32205	ER2209		a	a	a	a						
UNS S32304	ER2209		23,5	9,5	3,5	2,0						
UNS S32750	ER2594	0,03	24,0	8,0	2,5	2,5	1,0	0,03	0,02	0,2	1,5	1
			a	a	a					a		
			27,0	10,5	4,5					0,3		

### 3.1.3.2 Soldabilidade dos aços inoxidáveis duplex

Entende-se por soldabilidade a facilidade com que uma junta é soldada e fabricada, de maneira que atenda aos requisitos de um projeto bem executado [6], [23]. Para melhor entendimento, a soldagem pode ser subdividida em: soldabilidade operacional (relacionada ao processo de fabricação por soldagem de um equipamento); soldabilidade metalúrgica (relacionada às transformações de fase que vão propiciar as propriedades desejadas) e a soldabilidade em serviço (relacionada à vida útil do equipamento soldado) [26].

Qualquer que seja o tipo de soldabilidade a soldagem necessita de diversos cuidados para que não ocorram defeitos e/ou fragilizações na junta soldada. Com base nisto são definidas as variáveis do processo de soldagem como pré-aquecimento, temperatura de interpasse, pós-aquecimento e a energia de soldagem, entre outros.

Para focar a soldabilidade dos aços inoxidáveis duplex, é importante que tanto a ZAC como o MS tenham uma fração volumétrica de ferrita e austenita próximas da do metal base. Para tanto são necessários diversos cuidados para a realização da soldagem.

A seguir serão abordadas as três divisões da soldabilidade, ou seja, operacional, metalúrgica e em serviço [26].

### 3.1.3.3 Soldabilidade operacional

Dentro da soldabilidade operacional tem-se as características operacionais para realização da soldagem (facilidades e/ou dificuldades) [26]. Antes de iniciar a

soldagem de um AID, deve-se atentar para a qualidade necessária e exigida pelo projeto. Assim, o procedimento de limpeza da junta é proporcional a resistência à corrosão, uma vez que deve ser evitado qualquer contato com aço carbono. Além disso, encontram-se recomendações da realização de limpeza e passivação (remoção dos óxidos de ferro da superfície do material e a formação de um filme de óxido de cromo) tanto antes, quanto após a soldagem [27, 28].

Outra dificuldade na soldagem dos aços inoxidáveis é a detecção de possíveis descontinuidade e/ou defeitos visuais, uma vez que são quase imperceptíveis, sendo necessário o auxílio de um instrumento de aumento para análise macroscópica. É recomendável que as operações de procedimento de soldagem deste aço sejam feitas com equipamentos adequados para o controle dos parâmetros do procedimento de soldagem.

Durante a soldagem é importante utilizar gás de proteção com concentração de N entre 2 e 5%. O gás de purga deve ter a mesma concentração de N que o gás de proteção [29, 30].

Para evitar distorções e possibilitar a penetração necessária na junta, faz-se necessário a configuração ideal do chanfro. Recomenda-se para as soldagens de topo e chapas com espessura de até 12,75 mm, chanfro com ângulo de 60° de abertura. Para chapas com espessura acima de 12,75 mm e até 25,4mm, em casos que há acesso aos dois lados da junta, utiliza-se chanfro duplo (chanfro em X). Já em casos que a espessura ultrapassa os 25,4 mm e não há acesso aos dois lados da junta, recomenda-se a utilização de um chanfro com menor área, como o chanfro tipo U. A Figura 3-5 representam a característica e a simbologia dos chanfros tipos V, X e U.

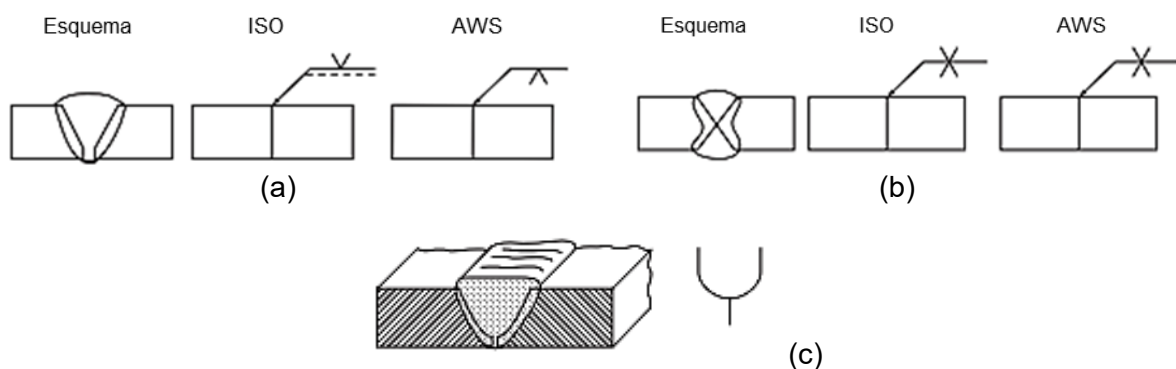


Figura 3-5 - Esquema de chanfros para soldagem segundo ISO e AWS. (a) simbologia de chanfro tipo V; (b) simbologia de chanfro tipo X (ou duplo V) e (c) simbologia de chanfro tipo U [31].

Ainda sobre o controle da distorção, pode ser utilizado as técnicas de soldagem como auxílio na inibição da alteração de ângulo entre as chapas, através de dispositivos especiais. A soldagem ideal se dá pela utilização do processo de soldagem com quantidade de energia via calor intermediária, entretanto, suficiente para a penetração desejada. A técnica de soldagem com tecimento (oscilação ou movimento lateral do arco) influencia diretamente na energia de soldagem, quando comparada com o cordão sob chapa. Ao utilizar-se desta técnica, o material é submetido à maior concentração de energia via calor e, portanto, recomenda-se realizar cordões sem tecimento (ou com o mínimo de movimento) para que se tenha maior velocidade de soldagem [20].

#### 3.1.3.4 Soldabilidade metalúrgica

A soldabilidade metalúrgica se dá pelas transformações de fase ocorrentes durante o período de aquecimento, fusão, solidificação e resfriamento da junta. Ela está diretamente associada com a geometria da peça, as propriedades físicas características dos materiais e com a transferência de energia via calor na junta soldada. Esta soldabilidade é a que mais diz respeito a metalurgia da soldagem devido as etapas que a compõe, por exemplo, o crescimento de grãos, as transformações de fase, tanto na ZF quanto na ZAC, as diferenças de compatibilidade entre materiais e as possíveis microsegregações [26].

Na visão da soldabilidade metalúrgica, o AID solidifica-se com característica totalmente ferrítica, com a austenita precipitando enquanto ocorre o resfriamento. Caso o resfriamento seja muito rápido, a precipitação da austenita pode ser suprimida, favorecendo a precipitação de nitretos de cromo no interior da ferrita. Esses nitretos de cromo ajudam a degradar as propriedades mecânica e de resistência à corrosão. Por outro lado, se a velocidade de resfriamento for muito lenta, pode precipitar fase sigma nas interfaces ferrita/austenita. A taxa de resfriamento é influenciada pelas propriedades físicas do aço duplex, pela energia de soldagem, pela espessura do metal de base. Desta maneira, a soldabilidade metalúrgica dos AID tem a necessidade de um certo controle da energia de soldagem e, conseqüentemente, da taxa de resfriamento, como explicado anteriormente. Como o desempenho dos AID se dá pelo equilíbrio das frações volumétricas da ferrita e da austenita. Um valor elevado de ferrita (acima de 65%)



ocasiona uma diminuição da ductilidade e da resistência à corrosão da junta soldada. Não obstante, existe ainda a possibilidade de formação de fases intermetálicas (fase sigma) na faixa de temperatura de 600-900 °C, que é outro fator a ser considerado na soldabilidade metalúrgica dos AID. A precipitação destas fases intermetálicas, mesmo em pequenas frações volumétricas, influencia diretamente na tenacidade e na resistência à corrosão da solda [21].

#### 3.1.3.5 Soldabilidade em serviço

Em um procedimento de soldagem, espera-se que o equipamento desempenhe o resultado esperado, conforme foi projetado. A soldabilidade em serviço corresponde à vida útil do equipamento soldado, isto é, ao tempo em que este componente estará em operação, sem que comprometa seu desempenho, até sua troca futura. Isto está associado diretamente as especificações técnicas do processo de soldagem como, os materiais de base, metais de adição, condições de pré-aquecimento, temperatura de interpasse e pós-aquecimento, até possíveis tratamentos térmicos pós-soldagem [26]. Está associado também ao meio que o equipamento está exposto. Caso esse meio não seja adequadamente caracterizado, a vida do equipamento pode ser abreviada, devido a erros na especificação do metal de base, de adição e/ou no procedimento de soldagem.

Como exemplos de soldabilidade em serviço, Brandi [26] descreve sobre a soldagem de aço inoxidável AISI 316L (Cr-Ni-Mo) com adição de ER 308 (Cr-Ni). Neste caso, a junta soldada não apresentará dificuldades na execução, mas certamente, apresentará menor desempenho em relação à vida útil em relação a resistência à corrosão generalizada na raiz, devido à diminuição de Mo no passe de enchimento. Outros exemplos são: execuções de juntas dissimilares, que são submetidas a diversos ciclos de aquecimento e resfriamento, podem apresentar falhas por fadiga devido aos diferentes valores dos coeficientes de dilatação térmica de ambos os materiais; e os tratamentos térmicos pós-soldagem que são utilizados com objetivo de eliminar as tensões residuais do processo de soldagem, que podem gerar descontinuidades na junta soldada por meio de corrosão-sob-tensão ou fadiga [26].

## 3.2 Transferência de energia via calor na soldagem

Taniguchi, C. [32] relata que os principais fatores que devem ser considerados para o entendimento da transferência de energia via calor na soldagem são: o balanço de energia, o fluxo de energia via calor por condução, os picos de temperatura e os tempos de permanência, a repartição térmica, os regimes térmicos causados pela transferência de energia via calor na soldagem durante a soldagem e as taxas de resfriamento de uma junta soldada [32].

A característica de uma fonte de calor é transferir energia para um material com menor energia, sendo esta energia distribuída uniformemente ou concentrada em alguma região. Contudo, tal energia transferida ao metal de base em processos de soldagem, deve ser analisada de forma cuidadosa, sabendo-se que uma distribuição não uniforme ou, até mesmo, um acúmulo indevido de energia pode gerar resultados não desejáveis. A característica da distribuição de energia via calor é responsável pela maioria dos fenômenos encontrados durante, e após, a soldagem, como mudanças na composição química, modificações de propriedades físicas e transformações de fase, entre outros [33].

O conceito da transferência de energia via calor na soldagem pode ser explicado, de forma simplificada, em: balanço de energia, fluxo de energia via calor por condução, os ciclos térmicos de soldagem, a repartição térmica e os regimes térmicos [34–36].

### 3.2.1 Balanço de energia na soldagem

O balanço de energia via calor na soldagem se dá pelo entendimento da distribuição desta energia, durante o processo de soldagem, como pode ser observado na Figura 3-6. A energia via calor é transferida para o material, principalmente por 3 (três) mecanismos [37].

No primeiro a energia é transferida por condução, onde ocorre a conexão entre o arco elétrico e o metal de base, que caracteriza a formação da poça de fusão e do aquecimento ao seu redor. O segundo se dá pela transferência metálica, isto é, gotas metálicas no estado líquido viajando pelo arco elétrico, quando este é aberto na ponta do consumível. Parte da energia é perdida para o ambiente através do aquecimento dos gases de proteção, de vapores metálicos e/ou respingos. Já o

terceiro, envolve a energia da coluna de plasma que é transferida às regiões adjacentes à poça de fusão, que também perde energia para o ambiente via convecção e radiação [38].

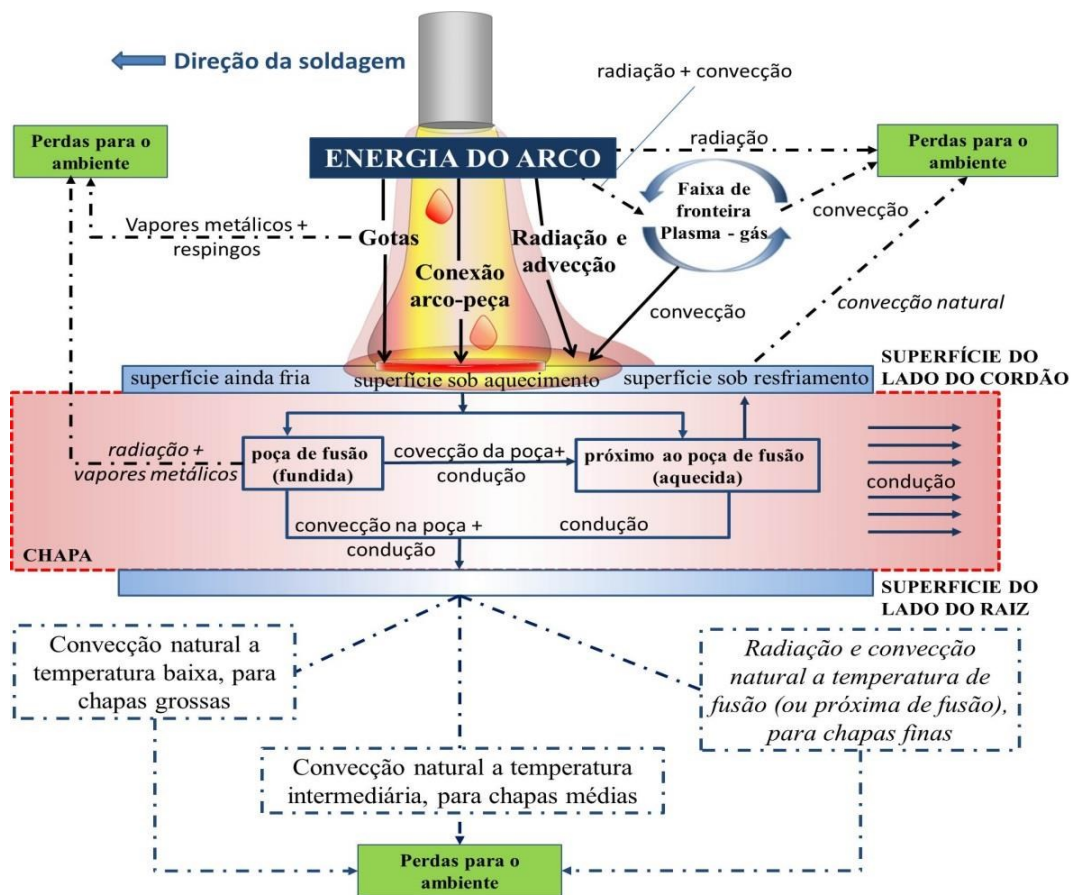


Figura 3-6 - Apresentação esquemática da entrada e da saída de energia via calor em uma chapa durante o processo de soldagem [37].

Como pode ser observado, a partir do instante em que a energia é transferida para a superfície do material, já considerando os meios de transferência e as perdas durante o processo, a maior parcela desta energia se transfere para dentro do material de base. Entretanto, novamente ocorrerá uma perda de energia que será dissipada para o ambiente via convecção, contato entre as superfícies (superior e inferior) da chapa e do cordão ainda aquecido com o fluxo do gás de proteção ao redor da região que está sendo soldada [37]. Da energia transferida para o interior da chapa, a maior parte será distribuída, lateralmente, de modo a aquecer as partes mais frias, e, logo, resfriar as partes mais aquecidas (próximas ao cordão de solda).

Por outro lado, a velocidade de resfriamento, um dos fatores determinantes e consequência do processo de soldagem, definirá as transformações macro e microestruturais [38].

O estudo elaborado por Cruz Neto [35] trouxe uma discussão a respeito dos termos destinados à densidade linear de energia do arco, isto é, o valor de unidade de energia por unidade de comprimento. Ainda, relata os termos mais comuns como *energia de soldagem*, *calor imposto*, *aporte de energia* ou até *aporte de calor*. Contudo, tais citações na literatura são destinadas tanto para a densidade de energia do arco elétrico, quanto para a densidade de energia entregue à chapa. Logo, Cruz Neto [35] sugere o uso do termo *energia do arco por comprimento de solda* ( $H_a$ ), para a densidade linear de energia do arco elétrico. Já para densidade de energia entregue à chapa, denominou-se o termo *energia bruta por comprimento de solda* ( $H_b$ ). Entretanto, o autor ainda descreve a energia remanescente no cordão de solda no comprimento do regime *quase-estacionário* (descrito no item 0), e define o termo *energia remanescente por comprimento de solda* ( $H_r$ ) [35].

A Figura 3-7 apresenta a metodologia utilizada por Cruz Neto [35] para descrever o balanço de energia. Nota-se que a  $H_a$  é a energia total (100%) disponível pelo arco elétrico para a soldagem. Entretanto, como visto anteriormente, as perdas de energia  $H_b$  representa a energia disponível para o cordão de solda, após as perdas de energia inicial. Por fim,  $H_r$  representa a energia que permanece no cordão de solda durante o comprimento em que há o equilíbrio térmico (regime *quase-estacionário*).

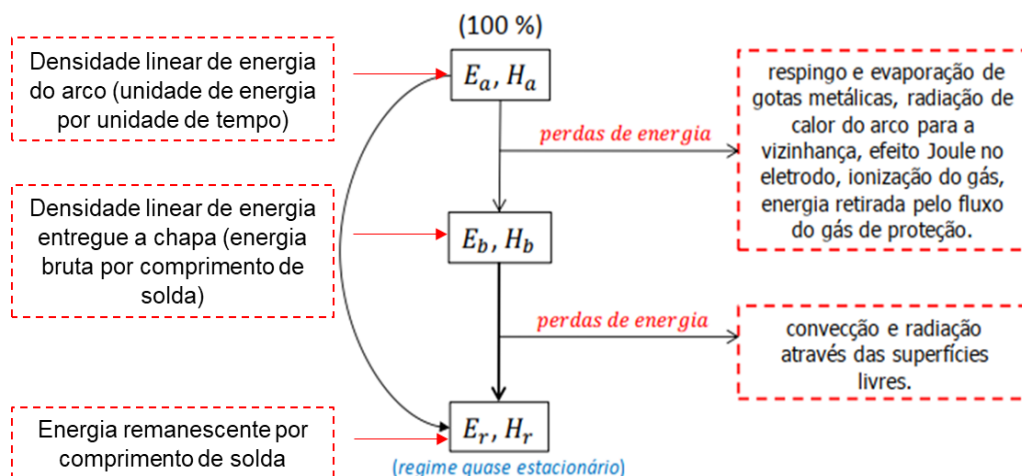


Figura 3-7 - Apresentação dos termos do balanço de energia ( $H_a$ ,  $H_b$  e  $H_r$ ) na soldagem adaptado de [35].

Segundo a *American Welding Society* (AWS) [36], para determinar precisamente os efeitos do arco elétrico no material, se faz necessário obter o valor de  $H_b$  através da Equação 3.2:

$$H_b = \eta_a \times H_a = \eta_a \times \frac{P_a}{v_s} \quad \text{Equação 3.2}$$

Sendo:  $P_a$  a potência do arco elétrico em *Watts*,  $v_s$  a velocidade de soldagem em *mm/s* e  $\eta_a$  a eficiência de transferência de energia via calor do arco elétrico. A eficiência  $\eta_a$  é um número adimensional que varia entre 0 e 1, podendo ser obtido através da Equação 3.3:

$$\eta_a = \frac{H_a}{H_b} \quad \text{Equação 3.3}$$

### 3.2.2 Eficiência da transferência de energia via calor na soldagem

A eficiência térmica na soldagem à arco representa a razão entre a energia disponível pelo arco elétrico e a energia que realmente é cedida ao material de base, durante a soldagem [35]. A eficiência é representada pela letra grega  $\eta$  e já foi descrita de diversas maneiras na literatura, como: *eficiência da soldagem*, *eficiência do arco*, *eficiência do processo de soldagem e rendimento*.

Entretanto, o fator  $\eta_a$  utilizado em equações para cálculo da energia de soldagem disponível para o cordão de solda, não consideram todas as perdas de energia, como a energia perdida pelas superfícies do material via convecção e ou radiação. Contudo, Cruz Neto [35] complementa o fator de eficiência considerando todas as perdas de energia, como *eficiência térmica líquida da soldagem* ao utilizar  $H_r$ , que pode ser obtido através da Equação 3.4:

$$H_r = \eta_r \times H_a = \eta_r \times \frac{P_a}{v_s} \quad \text{Equação 3.4}$$

Na prática da soldagem, os valores de eficiência da transferência de energia via calor são encontrados em tabelas como, por exemplo a Tabela 3-4.

Tabela 3-4 - Tabela de eficiência da transferência de energia via calor na soldagem [39].

Processo de soldagem	Eficiência da transferência de energia via calor ( $\eta$ )	
	Intervalo	Valor médio
SAW	0,91 – 0,99	0,95
GMAW (CO <sub>2</sub> , aço)	0,75 – 0,93	0,84
SMAW	0,66 – 0,85	0,75
GMAW (gás Ar, aço)	0,66 – 0,70	0,68
GTAW (gás He, alumínio)	0,55 – 0,80	0,67
GTAW (gás Ar, aço)	0,22 – 0,75	0,48
GTAW ( gás Ar, alumínio)	0,22 – 0,46	0,34

A eficiência pode ser calculada através de métodos matemáticos, com os valores de dados experimentais de temperatura máxima e pela largura da poça de fusão. Um exemplo é a utilização da equação proposta por Adams [39], com os valores da temperatura máxima em uma soldagem de único passe e penetração total (Equação 3.5). Não obstante, pode ser utilizado o método de largura da poça de fusão, neste caso, utiliza-se das equações propostas por Rosenthal [33] de distribuição de temperaturas na chapa. Com a temperatura *liquidus* pode-se determinar o formato da poça de fusão, considerando  $\eta$  1,0, e comparar com o valor obtido experimentalmente (KOMIZO, Y. *et al.* 1986) *apud* [40].

$$\frac{1}{T_{m\acute{a}x} - T_i} = 4,133 * \rho * C * h * \frac{y}{E_s} + \frac{1}{T_f - T_i} \quad \text{Equação 3.5}$$

Onde:

$\rho$  = densidade

C = calor específico

h = calor específico

y = distância da temperatura de interesse ( $T_i$ ) a partir da zona de ligação

Em seu trabalho, Armini [40] faz uma comparação utilizando os dois métodos citados, para o cálculo da eficiência da transferência de energia via calor. O autor apresenta a comparação dos dois métodos, como pode ser observado através da Figura 3-8.

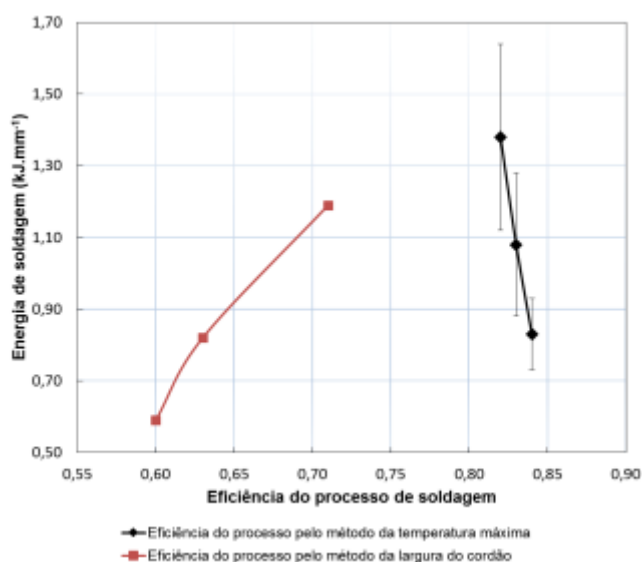


Figura 3-8 - Comparação entre as eficiências de transferência de energia via calor na soldagem, através dos métodos de cálculo por temperatura máxima e pela largura da poça de fusão [29].

Nota-se que houve uma diferença significativa entre os valores obtidos. O autor relata que a metodologia de medição da poça de fusão, através de *software* de análise de imagens, pode inserir erros de aproximação de leitura. Possíveis variações dos parâmetros de soldagem no momento de extinguir o arco elétrico também pode influenciar no formato da poça de fusão. Contudo, o autor relata que para os cálculos da energia de soldagem (neste caso,  $H_b$ ) foi utilizado o fator  $\eta$  (0,87) obtido através do método das temperaturas máximas por diminuir os erros experimentais [40].

### 3.2.3 Fluxo de energia via calor por condução

A distribuição de energia via calor durante a soldagem é um fenômeno da transferência de calor em corpos sólidos. A utilização de uma fonte de calor (concentrada) em uma determinada região da superfície do material, inicia a etapa de distribuição e condução de energia via calor [33]. Os estudos iniciais destas etapas foram realizados por Rosenthal e por Adams, em 1941 e 1958, respectivamente, ao introduzirem no ramo da transferência de energia via calor na soldagem, os modelos de *chapa fina* e *chapa grossa* [33]. Entretanto, tais conceitos não estão diretamente relacionados com a espessura nominal do material, mas sim, com a direção do fluxo de energia via calor, em duas ou três direções [33, 39].

Considera-se um modelo de *chapa fina* quando uma fonte de energia é linear e o fluxo de energia via calor na soldagem ocorre em duas direções (bidimensional - 2D) [41]. Este modelo de chapa consiste em uma linha (fonte de calor) perpendicular à superfície da chapa, em movimento e velocidade constante. A energia via calor é direcionada, uniformemente, ao longo da espessura da chapa e a distribuição de temperaturas ocorre lateralmente, em duas direções. Logo, assume-se que as temperaturas tanto da superfície soldada quanto da superfície oposta a soldagem, possuem temperaturas semelhantes, o que caracteriza um fluxo de energia via calor nulo, ao longo da espessura da chapa [35, 36], uma vez que não existe gradiente de temperatura nesta direção.

A Figura 3-9, mostra a distribuição de temperatura para um modelo de *chapa fina*. Como pode ser visto, as isoterma<sup>2</sup>s são linhas verticais e perpendiculares a superfície da chapa, pois como definido na solução de condição bidimensional, tal condição considera a espessura da chapa na velocidade de resfriamento.

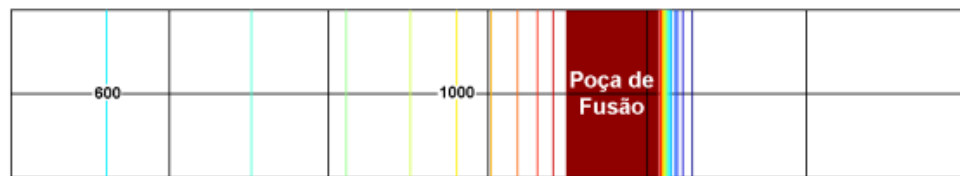


Figura 3-9 - Isotermas da distribuição de temperaturas para um modelo de chapa fina [42].

Ao contrário da *chapa fina*, uma chapa pode ser considerada *chapa grossa* quando o fluxo de energia via calor é distribuído em três direções (tridimensional – 3D). Neste caso, a fonte de energia via calor é caracterizada por ser em formato puntiforme e as isotermas tem formato de semicírculo. A distribuição de temperatura ocorre de forma radial, tanto em direção à espessura quanto para as laterais da chapa [34, 35, 37]. Contudo, a fonte de energia via calor não aquece mais a face oposta à soldagem, assim existe uma diferença de temperatura entre as faces, o que caracteriza uma taxa de resfriamento alta, devido aos gradientes de temperatura em todas as dimensões da chapa.

---

<sup>2</sup> Planos que apresentam as mesmas temperaturas de uma área considerada em um determinado tempo. Na soldagem, as isotermas apresentam a projeção das temperaturas máximas ao redor da fonte de energia via calor.



O modelo de *chapa grossa* pode ser observado através da Figura 3-10, que apresenta as isosuperfícies<sup>3</sup> de uma simulação computacional de soldagem, nas temperaturas de 500°C (isosuperfície maior), 700°C, 1000°C e 1520°C (isosuperfície menor), da esquerda para a direita, respectivamente.

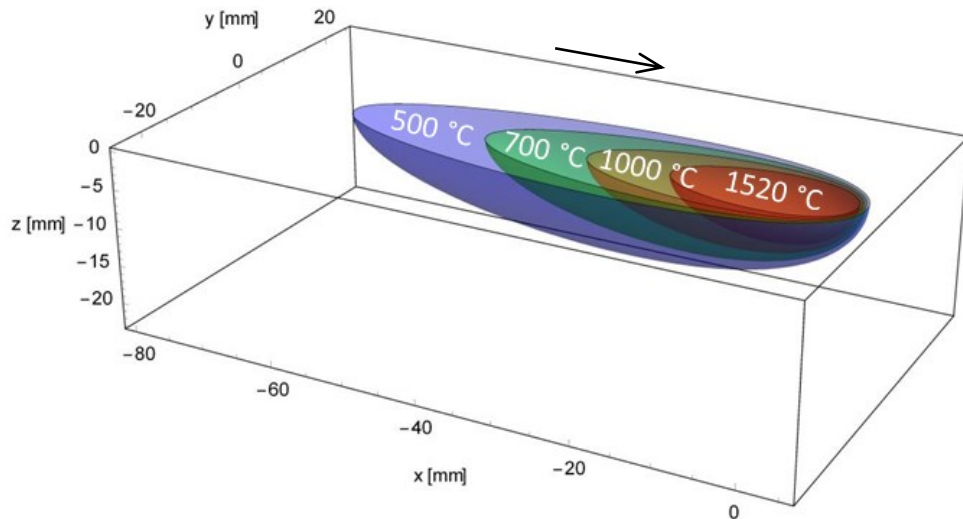


Figura 3-10 - Isosuperfície de temperaturas em modelo de chapa grossa adaptado de [35].

Além das duas condições, *chapa fina* e *chapa grossa*, Adams (1958), através de um experimento de soldagem, elaborou uma função matemática que relaciona a taxa de resfriamento na linha de centro do cordão de solda e a espessura da chapa. Observou uma transição entre a condição de *chapa fina* e *grossa*, que foi denominada como *chapa intermediária* [36, 39]. Neste caso, a transferência de energia via calor inicia em condição similar a *chapa grossa*, com o fluxo de energia via calor distribuído em três direções e à medida que se afasta da fonte de calor este fluxo transita para uma condição similar a *chapa fina*, com fluxo de energia via calor distribuído em duas [35].

A Figura 3-11 (a) apresenta as isosuperfícies de um cordão de solda em condição de *chapa intermediária*, onde a isosuperfície vermelha (menor) corresponde à temperatura de fusão. Já a Figura 3-11(b) representa o formato dos contornos da zona afetada pelo calor (ZAC), a partir de uma vista lateral das larguras das isosuperfícies [35].

<sup>3</sup> Superfície representante das posições de um determinado campo em espaço tridimensional. O volume em 3D se divide para os valores maiores (dentro da isosuperfície) e os valores menores (fora da isosuperfície). Na soldagem, as isosuperfícies internas representam as temperaturas máximas, geradas pela fonte de energia via calor.

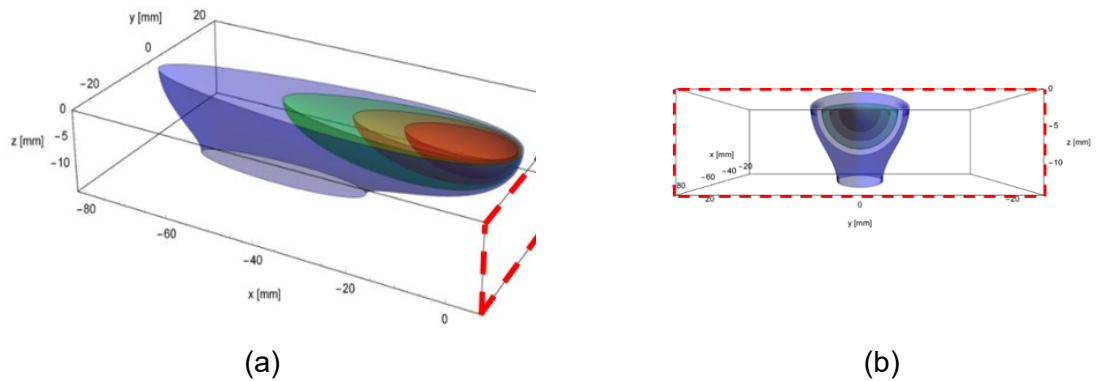


Figura 3-11 - Isosuperfícies de temperaturas em modelo de chapa intermediária. (a) vista da distribuição de temperatura e (b) vista lateral direita das isosuperfícies adaptado de [35].

### 3.2.4 Formato do cordão de solda

Uma isosuperfície de interesse é a da temperatura solidus da liga. Ela determina a penetração do cordão de solda. O volume contido nessa isosuperfície é o volume da poça de fusão, sem adição de material. No caso de adição de material na poça de fusão é formada uma superfície, que define o reforço do cordão. A Figura 3-12 mostra as definições dos fatores que determinam o formato de um cordão. Nesta figura  $A_r$  representa a área do reforço,  $A_m$  representa a área do metal de base fundido e  $A_{zac}$  a área da zona afetada pelo calor [35].

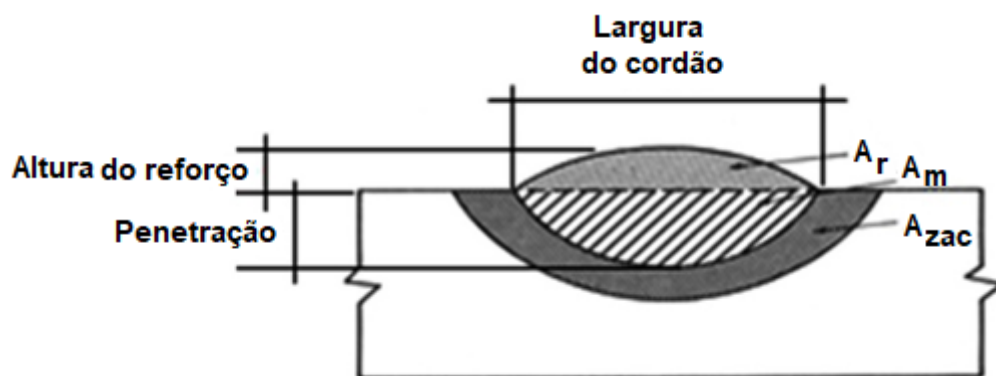


Figura 3-12 Secção transversal de um cordão de solda mostrando as dimensões que o compõe adaptado de [43].

No caso da aplicação da equação de Young no cordão de solda é importante definir os ângulos entre a tensão superficial sólido/vapor ( $\gamma_{sv}$ ), a tensão superficial líquido/vapor ( $\gamma_{lv}$ ) e a tensão superficial sólido/líquido ( $\gamma_{sl}$ ). A Figura 3-13 mostra as

três tensões superficiais e os ângulos de interesse para definir o formato do cordão, pela tensão superficial.

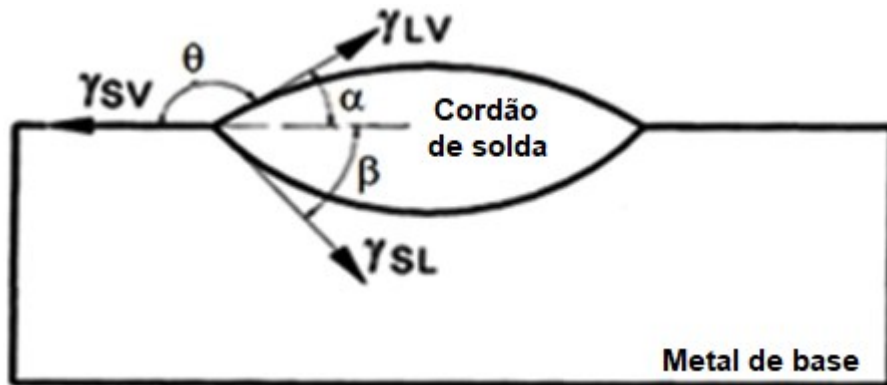


Figura 3-13 Equilíbrio entre as tensões superficiais com os ângulos de interesse para um cordão de solda adaptado de [43].

Analisando-se a Figura 3-13 nota-se que um aumento no ângulo  $\alpha$  ocasiona um aumento na altura do reforço do cordão. O ângulo  $\beta$  quando sofre um incremento aumenta a penetração do cordão. O ângulo  $\theta$  é o complementar do ângulo  $\alpha$ . No caso dos ângulos serem constantes com o tempo de soldagem, o cordão terá sua forma mantida, a menos de eventuais alterações locais de composição química.

A equação de Young para o formato da Figura 3-13 é composta de duas equações, a saber:

$$\frac{\gamma_{SV}}{\gamma_{LV}} = \frac{\cos \alpha \operatorname{sen} \beta}{\operatorname{sen} \alpha} + \cos \beta \quad \text{Equação 3.6}$$

e

$$\frac{\gamma_{LV}}{\gamma_{SL}} = \frac{\operatorname{sen} \beta}{\operatorname{sen} \alpha} \quad \text{Equação 3.7}$$

### 3.2.5 Ciclos térmicos de soldagem

Uma das principais características do processo de soldagem é a capacidade de aquecer, rapidamente, uma pequena região de material até que atinja uma temperatura máxima (temperatura de fusão no caso da poça de fusão). Tal condição de transferência de energia via calor, só é possível através do controle operacional dos parâmetros de soldagem [41]. Assim, os ciclos térmicos de soldagem representam essa variação da temperatura em função do tempo, em um determinado ponto fixo [44]. Estão diretamente relacionados à microestrutura obtida

nas diversas distâncias a partir da ZDL da junta soldada, devido aos gradientes de temperatura alcançados [42]. Contudo, as principais etapas do ciclo térmico são: o aquecimento inicial do processo, a temperatura máxima alcançada e o resfriamento até que a temperatura retorne à temperatura inicial [34, 45]. A Figura 3-14 apresenta esquematicamente um ciclo térmico de soldagem.

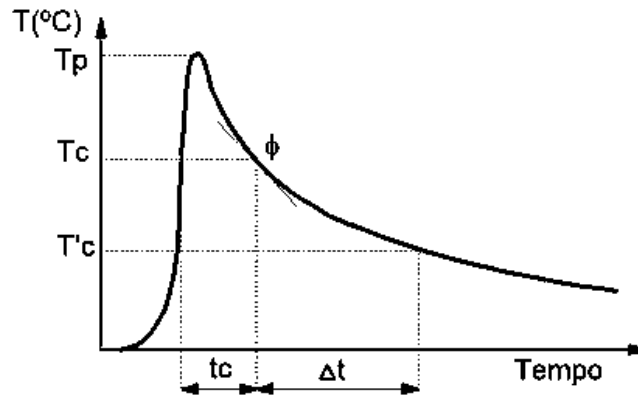


Figura 3-14 - Esquema de ciclo térmico de soldagem [46].

Alguns parâmetros que compõe o ciclo térmico:

$T_p$  - Temperatura de pico;

$T_c$  - Temperatura crítica (temperatura de interesse);

$t_c$  - Tempo de permanência acima da  $T_c$ ;

$\Delta_t$  - Tempo de resfriamento na temperatura de interesse;

As etapas presentes no ciclo térmico influenciam nas alterações microestruturais do aço de interesse. O tempo de permanência ( $t_c$ ) acima da temperatura crítica<sup>4</sup> ( $T_c$ ) é um dos parâmetros de grande importância para materiais, como os aços inoxidáveis duplex, pois pode ocorrer a formação de fases intermetálicas [47].

A velocidade de resfriamento ( $\Phi$ ) influencia diretamente nas transformações microestruturais dos AID e dos AISD, que pode alterar significativamente o balanço original entre as fases, ferrita ( $\alpha$ ) e austenita ( $\gamma$ ), bem como a precipitação de fases

<sup>4</sup> Temperatura crítica representa uma determinada temperatura que ocorre alguma transformação metalúrgica no material, por exemplo a temperatura para dissolução de precipitados e/ou crescimento de grãos.

intermetálicas, como o nitreto de cromo e a fase sigma [48]. Terasaki e Gooch [49] relataram que para os AID o tempo de resfriamento influencia na formação da ferrita delta<sup>5</sup> ( $\delta$ ) entre as temperaturas de 1200°C à 800°C. Contudo, o controle do tempo deve, de fato, ser preciso para que não seja curto demais e ocorra a inibição da transformação da austenita em ferrita e tão pouco longo demais para que não favoreça a precipitação de fases deletérias, como a fase sigma. Da mesma forma, LILJAS [46] recomenda que, em geral, a velocidade de resfriamento para um aço inoxidável duplex ( $\Delta t_{12-8}$ ) deve estar na faixa entre 4 (quatro) à 15 (quinze) segundos. As recomendações de velocidade de resfriamento são diversas na literatura, por exemplo, a Figura 3-15 apresenta um ábaco construído por HONEYCOMBR e GOOCH (1985), que compara a velocidade de resfriamento de um AID com a energia de soldagem e a espessura da chapa (*apud* [50]).

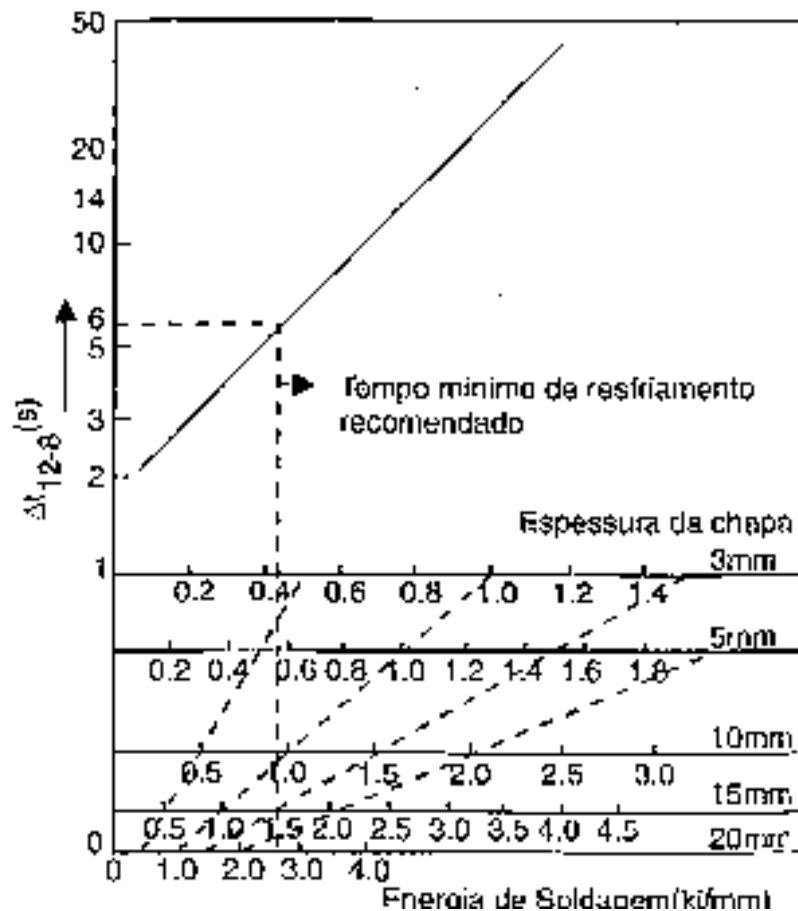


Figura 3-15 - Tempo de resfriamento entre as temperaturas de 1200 e 800 °C em aços inoxidáveis duplex, em função da energia de soldagem e espessura da junta soldada [50].

<sup>5</sup> A ferrita delta ( $\delta$ ) é a primeira fase a ser formada em um aço com baixo e médio teor de carbono. Para os aços inoxidáveis, a formação desta fase é influenciada pelo alto teor de níquel.

### 3.2.6 Taxa de resfriamento na soldagem

A taxa de resfriamento na soldagem, obtida através da relação temperatura sobre o tempo ( $^{\circ}\text{C/s}$ ), é um fator importante que influencia diretamente nas transformações microestruturais.

Fatores que alteram os valores da taxa de resfriamento são: energia bruta por comprimento de solda ( $H_b$ ), o modelo de distribuição de energia via calor (chapa *grossa*, *intermediária* ou *finha*), as propriedades físicas do aço e a geometria da junta. A medida em que uma chapa tende a ser considerada *chapa grossa*, a taxa de resfriamento tende a aumentar, logo, o tempo de permanência em temperaturas elevadas irão diminuir e conseqüentemente, diminuirá a extensão da ZAC [51].

Para os AID a taxa de resfriamento é controlada no intervalo de 1200  $^{\circ}\text{C}$  e 800 $^{\circ}\text{C}$ , pois a temperatura de 1200  $^{\circ}\text{C}$  é próxima da temperatura de início de formação da austenita. Vale ressaltar que uma taxa de resfriamento alta certamente resultará em um alto teor de ferrita, diminuição na tenacidade e até possível precipitação de nitretos que influenciará na resistência à corrosão. Entretanto, uma taxa de resfriamento baixa poderá resultar em formação de fases intermetálicas, como a fase sigma, de modo a afetar tanto a resistência à corrosão como a tenacidade ao entalhe [52].

### 3.2.7 Repartição térmica na soldagem

Através dos diversos ciclos térmicos durante a soldagem, é possível observar, em outra perspectiva, a distribuição de temperatura na chapa soldada, agora, não mais em um ponto fixo. A repartição térmica é a curva da temperatura máxima alcançada a partir da linha central do cordão de solda. Esta curva pode ser obtida através das temperaturas máximas dos ciclos térmicos, tanto experimental quanto computacionalmente [35]. Por meio da repartição térmica pode-se definir, basicamente, 3 (três) regiões de uma junta soldada, o metal de base (MB), a zona afetada pela energia via calor (ZAC) e a zona fundida (ZF) [53, 54]. A Figura 3-16 apresenta esquematicamente uma curva de repartição térmica.

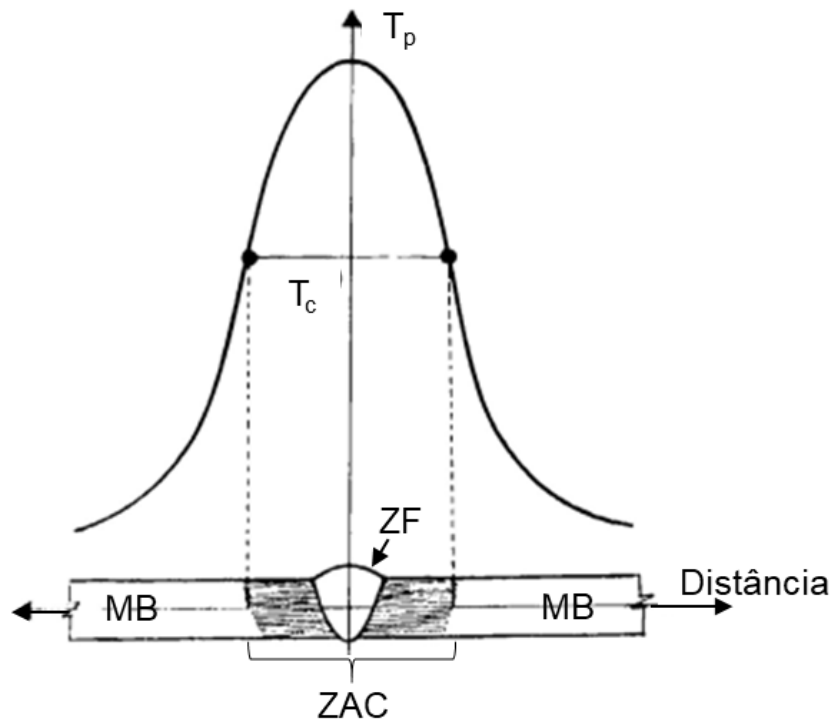


Figura 3-16 - Curva de repartição térmica teórica, mostrando a diferença de temperatura em função da distância a partir da linha central do cordão de solda [49].

Cruz Neto em seu trabalho [35] realizou uma simulação de soldagem em condição de *chapa grossa*, que, a partir daí, pode obter um gráfico de relação entre as isothermas (elipses) e a curva da repartição térmica (curvas nas laterais das isothermas, definidas pelos pontos), vide Figura 3-17. Através desta figura nota-se a temperatura de fusão no topo, isoterma preenchida, e as demais temperaturas máximas alcançadas pelas isothermas, valores mais baixos do que a temperatura de fusão. Observa-se que com a progressão da soldagem as isothermas são alongadas e, conseqüentemente, obtém-se a curva da repartição térmica (curvas delimitadas pelos pontos), que acompanham a direção da fonte de energia. As linhas tracejadas remetem os valores máximos da largura de cada uma das isothermas para uma vista em plano 2D, como é comumente utilizado para determinar a extensão da ZAC [35].

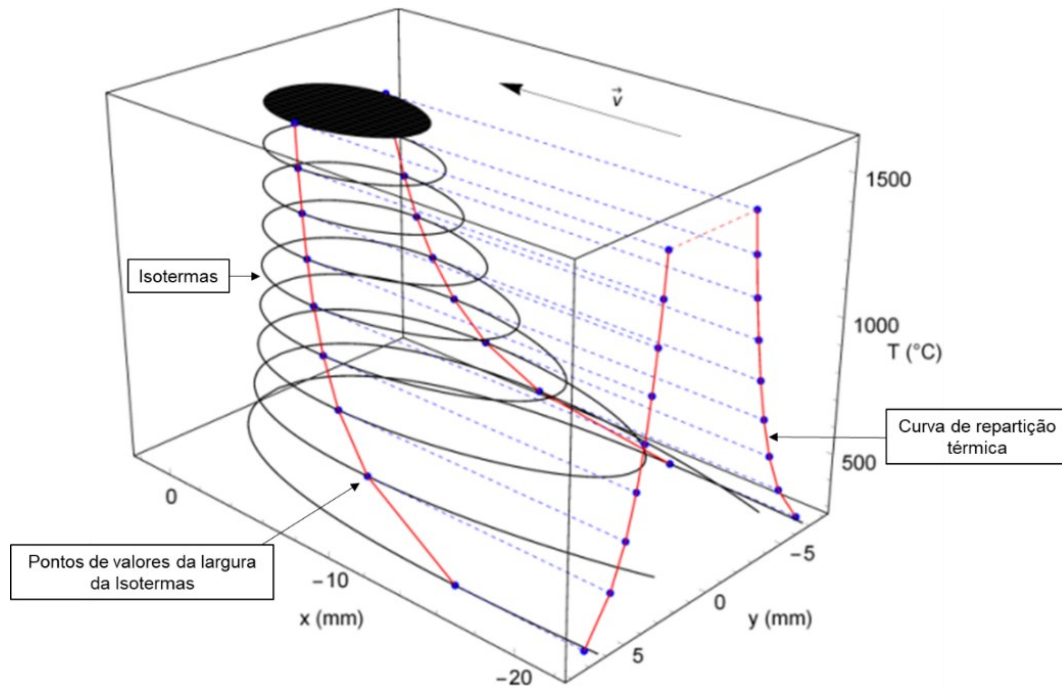


Figura 3-17 - Simulação computacional de repartição térmica em 3D e vista projetada em 2D de uma soldagem em condição de chapa grossa, *adaptado de [35]*.

### 3.2.8 Regimes transiente e quase-estacionário

Estudos pioneiros mostram que a distribuição de energia no material durante o processo de soldagem, ao invés de se comportar de forma estacionária, move-se linearmente, sem oscilação lateral com uma velocidade (geralmente constante) na qual tende a estabilizar a distribuição de energia no material [33].

Define-se como regime *estacionário*, quando uma fonte de energia imóvel produz um aquecimento constante em função do tempo em um sólido. Contudo, a partir do momento em que uma fonte de energia se move (no caso da soldagem) e há uma distribuição de energia homogênea, tem-se um regime não estacionário [55].

Rosenthal [35] observa que ao passar um determinado tempo após o início da soldagem, um regime no qual a distribuição de temperatura se mostra uniforme é alcançado, e foi denominado como regime *quase-estacionário (RQe)*. Neste regime, assume-se um observador posicionado na fonte de energia via calor (arco elétrico), logo, o regime *quase-estacionário* será alcançado, quando observador encontrar o momento em que já não haja mais diferença significativa na distribuição de temperaturas a sua volta [35].

Apesar deste regime existir e ser o ideal para o processo de soldagem, há casos em que o regime *quase-estacionário* pode não ser atingido, como em



soldagem de ligas de cobre ou alumínio, por terem maiores condutividades térmicas ou em chapas de espessuras finas [33]. Entretanto, se o regime *quase-estacionário* precisa ser alcançado, certamente, existe outro regime que o antecede, denominado regime *transiente* (*RTr*). Este regime *transiente*, que é intrínseco ao processo, sempre ocorrerá no início e no fim da soldagem, de modo a afetar a distribuição de temperaturas ao redor da fonte. ARRUDA *et al* [1] ainda relatam que durante o regime *transiente*, presume-se que haja variações do fluxo de energia no cordão de solda, de modo que possa resultar em variações microestruturais, e conseqüentemente, variações de propriedade mecânicas e ou de corrosão.

Em 1991, foi descrita por Granjon [45] uma metodologia para identificação do início do *RQe* através da aquisição dos ciclos térmicos em uma linha paralela à linha central do cordão de solda. Seria possível a determinação do término do *RTr* no início do cordão e, conseqüentemente, o início do *RQe*. Através da Figura 3-18, que é uma cópia do original de Granjon, é possível observar a descrição teórica de Granjon em posicionar termopares para a aquisição dos ciclos térmicos. Por conseguinte, o *RTr* finalizaria a partir do momento em que fossem observados valores similares de temperatura máxima ( $\theta_{máx}$ ) e/ou dos valores de taxa de resfriamento ( $T_R$ ) destes ciclos térmicos.

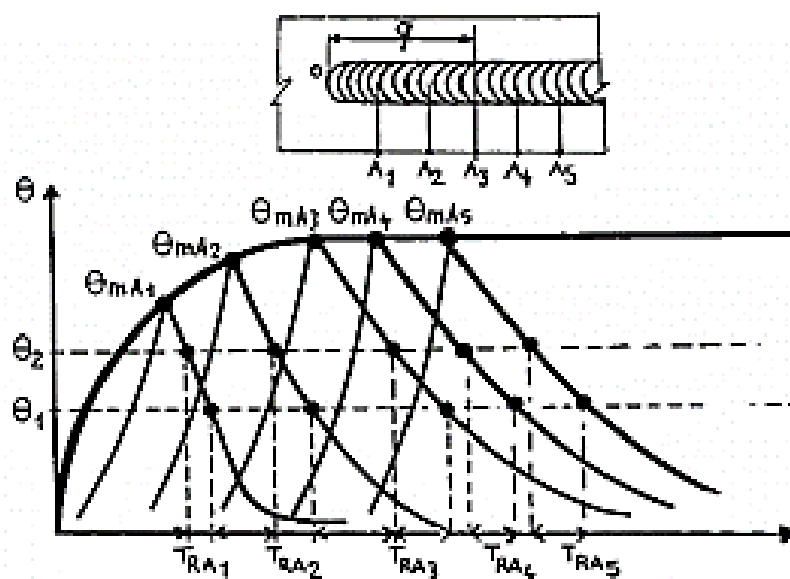


Figura 3-18 – Metodologia para aquisição dos ciclos térmicos e identificação entre os regimes *transientes* e *quase-estacionário*. Na figura  $\theta$  representa a temperatura e  $T_R$  representa o tempo de soldagem [45].

A Figura 3-19 apresenta a aplicação da metodologia de Granjon, desta vez, em carácter experimental. Nota-se que, segundo a suposição de Granjon, o  $RTr$  é localizado no início da soldagem, seguido pelo alcance do  $RQe$  em, aproximadamente, 15 segundos [1]. Como pode ser observado, os três últimos termopares, mais distantes do eixo y, apresentam valores de temperatura similares, logo, apresentam como seria a curva exponencial assintótica, conforme a figura feita por Granjon (Figura 3-18).

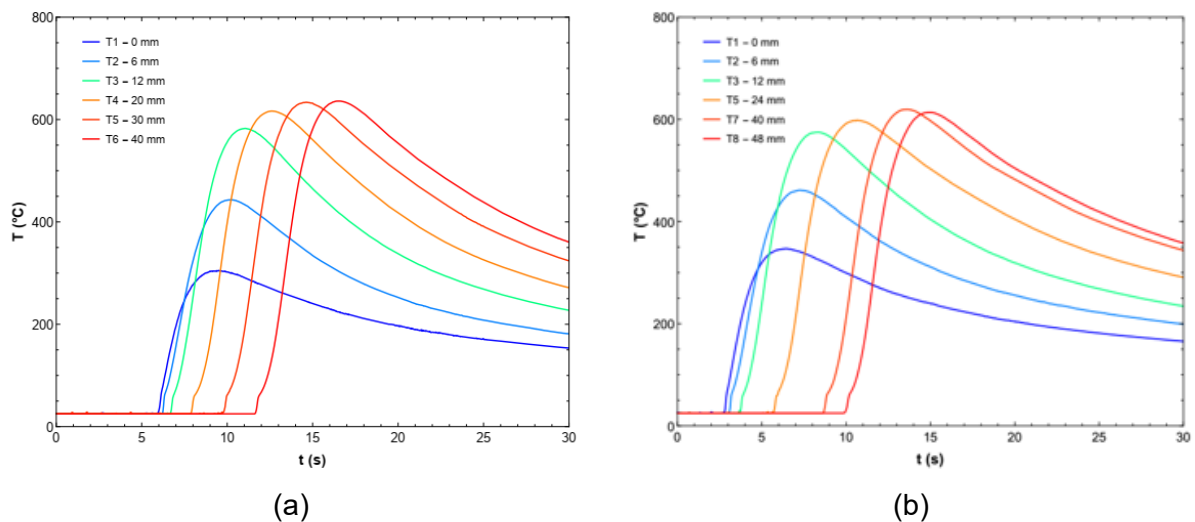


Figura 3-19 - Curvas de ciclos térmicos experimentais de soldagem. (a) aço ASTM-A36 e (b) aço SAE-1045 [1].

Na prática de qualificação de procedimentos de soldagem, utiliza-se das equações preditivas tanto para taxa de resfriamento da junta quanto para velocidade de resfriamento e dureza [1]. Todavia, para que sejam utilizadas essas equações, assume-se que o regime *quase-estacionário* tenha sido alcançado, e estes resultados correspondam apenas para este trecho do cordão de solda. Contudo, nota-se que há recomendações (*ASME BPVC Section IX* e *AWS D1.6* designada para estruturas soldadas em aço inoxidável) para a adoção de um valor único para descarte da chapa com o intuito de evitar a influência da variação de microestrutura nos resultados da qualificação dos procedimentos de soldagem. Foi adotado o descarte de 25 mm de comprimento de solda, tanto no início quanto no final da junta soldada.

Vale ressaltar que os estudos de Arruda *et al* [1], que foram feitos no regime *transiente* inicial, apresentam certa semelhança, porém não concordância absoluta com a prática recomendada. Foi observado, ao comparar os valores de dureza, da

zona fundida (ZF), e temperatura máxima dos ciclos térmicos de 2 (dois) aços carbono (Figura 3-20), com percentuais de carbono diferentes, ASTM-A36 (C = 0,14%) e SAE-1045 (C =0,48%), que os regimes *quase-estacionários* foram alcançados em comprimentos de cordão diferentes. Porém, por uma análise conservadora, os autores utilizaram o valor de 24 *mm* como o início do regime *quase-estacionário*. Tendo em vista que, a metodologia em seccionar o cordão de solda a cada 8 *mm* pode ter influenciado na análise de variância de modo a não ter possibilidade de analisar, resultados mais precisos, entre estes intervalos.

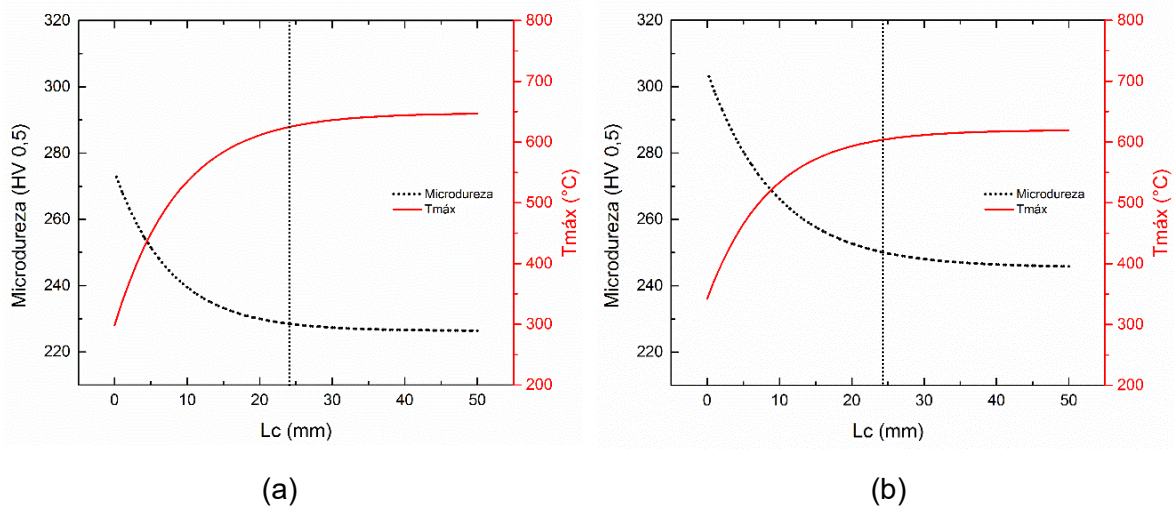


Figura 3-20 - Comparação de microdureza e temperatura máxima em função do comprimento do cordão de solda. (a) aço ASTM-A36 e (b) aço SAE-1045 [1].

Tendo em vista que, apesar de serem dois aços carbono (segundo *NBR NM 87:2000*), os respectivos valores de condutividade térmica são ligeiramente diferentes, em função da concentração de carbono [56]. Os AID possuem um valor de condutividade térmica menor [44, 48], se comparado com os aços carbono, de aproximadamente 8 (oito) vezes. Para tanto, supõe-se que o regime *transiente*, possa então, ter menor tempo e comprimento, no início do cordão de solda e maior tempo e comprimento no fim do cordão de solda.

### 3.3 Metalurgia da soldagem dos aços inoxidáveis duplex

Uma vez compreendida a classificação e divisão entre os aços inoxidáveis duplex (*lean*, *standard*, *superduplex* e *hyperduplex*), deve-se buscar o entendimento em relação as características metalúrgicas destes aços. Em termos metalúrgicos, as propriedades requeridas para estes aços estão relacionadas com as propriedades mecânicas e/ou de corrosão, obtidas durante a fabricação das chapas.

A metalurgia da soldagem deve ser utilizada para compreender as mudanças microestruturais que ocorrem na junta soldada (durante o aquecimento, fusão, solidificação e resfriamento). Tanto a zona fundida (ZF) quanto a ZAC, são regiões diretamente afetadas, e que podem alterar a fração volumétrica de austenita dos aços inoxidáveis duplex [50].

As mudanças que ocorrem na ZF são influenciadas pelas possíveis mudanças de composição química da poça de fusão. Durante a soldagem, comumente adiciona-se material com composição química similar ao metal de base (MB), entretanto, estas adições possuem mais elementos de liga austenitizantes, como o Ni. Não obstante, a ZAC também possui mudanças microestruturais, entretanto, são regidas diretamente pela história térmica (ciclos térmicos e repartição térmica) da junta soldada [50].

#### 3.3.1 Constituintes dos aços inoxidáveis duplex

Para realizar uma previsão do modo de solidificação do aços inoxidáveis, são utilizadas as equações para cálculo do cromo equivalente ( $Cr_{eq}$ ) e do níquel equivalente ( $Ni_{eq}$ ) [57, 58]. Os AID possuem a característica de solidificar como ferrita primária, uma vez que a austenita é nucleada durante o resfriamento, cuja morfologia é alterada pela relação  $Cr_{eq}$  e  $Ni_{eq}$ . A Figura 3-21 representa uma vista em 3D (três dimensões) de um diagrama de fases ternário (Fe-Cr-Ni).

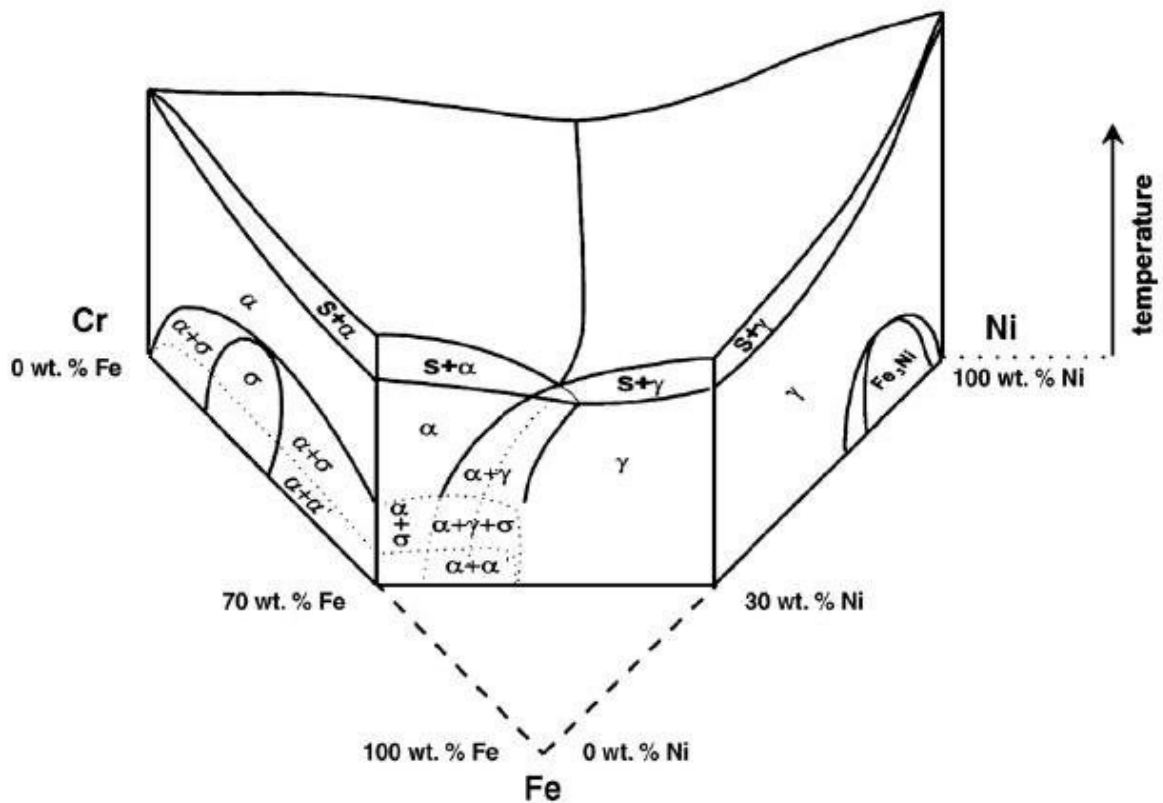


Figura 3-21 - Vista 3D de um diagrama de fases ternário (Fe-Cr-Ni) [59].

A Figura 3-22 apresenta um diagrama de fases pseudo binário Fe-Cr-Ni, de modo a representar, didaticamente, as fases formadas durante a solidificação de ligas Fe-Cr-Ni com diferentes composições químicas, e a sua influência nas fases formadas durante a solidificação e no resfriamento da liga Fe-Cr-Ni líquida.

Nesse diagrama existe uma composição que separa os modos de solidificação como ferrita e austenita primária. Os aços inoxidáveis duplex solidificam como ferrita primária. Na região 4 nota-se que o modo de solidificação partindo do estado líquido para o estado líquido/sólido ( $L+\alpha$ ), assim, inicia-se a solidificação como ferrita primária, que permanece da temperatura solidus até uma dada temperatura, cerca de 1200 °C, completamente ferrítica. Com a diminuição da temperatura, a matriz ferrítica começa a se decompor em austenita, com precipitação da austenita, a partir dos contornos de grãos ferríticos, transformação que ocorre até uma temperatura próxima de 800 – 950 °C, dependendo dos elementos de liga [50]. Até o início da decomposição da ferrita em austenita, esta está supersaturada em N. Durante a precipitação da austenita ocorre a partição de N para a austenita, por apresentar uma maior solubilidade do N. Caso o resfriamento seja fora do equilíbrio termodinâmico, a precipitação da austenita pode ser

suprimida. Neste caso ocorre a precipitação de nitretos de cromo na matriz ferrítica, reduzindo a resistência à corrosão de um modo geral. Desta maneira, é importante controlar o tempo que o aço está completamente ferrítico, entre a temperatura solidus e 1200°C, onde pode ocorrer o crescimento exagerado dos grãos ferríticos e controlar também o resfriamento entre 1200 e 800°C para evitar a precipitação de nitretos de cromo e atingir uma microestrutura balanceada. Por isso o tempo de resfriamento entre 1200 e 800°C ( $\Delta t_{12-8}$ ) é controlado.

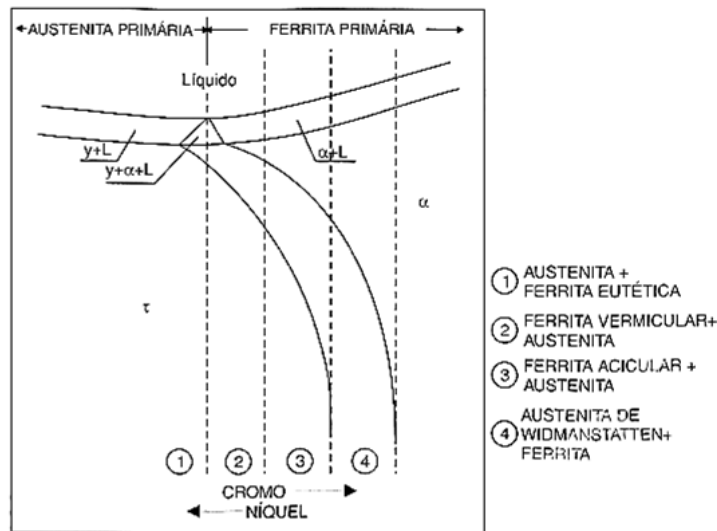


Figura 3-22 - Diagrama de fases pseudo binário Fe-Cr-Ni, adaptado de [56].

Até o momento, foi descrito o processo de transformação microestrutural em que um aço inoxidável sofre ao passar por um ciclo térmico. Entretanto, em condições de processos de soldagem, estes materiais podem sofrer diversos ciclos térmicos em um mesmo ponto. O mesmo processo de transformação ocorrerá quando o material é submetido a um outro aquecimento, como por exemplo, em juntas soldadas com mais de um cordão de solda, que é denominado como soldagem multipasses. Neste caso, os reaquecimentos causados pelos cordões de solda (passes subsequentes) irão alterar a microestrutura do material de base. Além disso, a composição química do metal de adição e a diluição do cordão também podem alterar a microestrutura na zona fundida.

### 3.3.1.1 Fases intermetálicas (Sigma, Carbonetos, Nitretos e outros precipitados)

Visto que as transformações microestruturais são proporcionais a entrada de energia via calor, as variações desses aquecimentos e resfriamentos, podem gerar condições não desejadas em termos de transformações de fase. Sabe-se que um AID solidifica como ferrita primária, e no processo de soldagem, a austenita da zona fundida precipita-se nos contornos de grão em formatos alongados, denominada como austenita de *Widmanstätten*. Através dos parâmetros de soldagem, são controladas as taxas de aquecimento e resfriamento da junta soldada. Tendo uma junta soldada com baixa energia de soldagem (alta taxa de resfriamento), possivelmente, obter-se-á a formação de regiões com nitretos de *Cr*, devido à baixa solubilidade do nitrogênio na ferrita em um resfriamento rápido. Dentro de um limite, a presença de nitretos de *Cr* não afetaria o desempenho da junta, entretanto, leva-se em consideração o empobrecimento de *Cr* nas regiões vizinhas aos nitretos, fato que diminui a resistência à corrosão [3].

Já para uma condição de soldagem em que se obtém uma alta entrada de energia, tem-se uma taxa de resfriamento baixa. Nestas condições, a junta estará susceptível a formação de fases intermetálicas como: sigma ( $\sigma$ ) e chi ( $\chi$ ), além de carbonetos e fase alfa' ( $\alpha'$ ), conhecida como fragilização à 475 °C [27].

Além da faixa de temperatura e o tempo de permanência, a quantidade de elementos de liga influenciam diretamente na formação destas fases intermetálicas. A Figura 3-23 apresenta um gráfico esquemático dos precipitados, que podem surgir, em função dos elementos de liga presentes no aço.

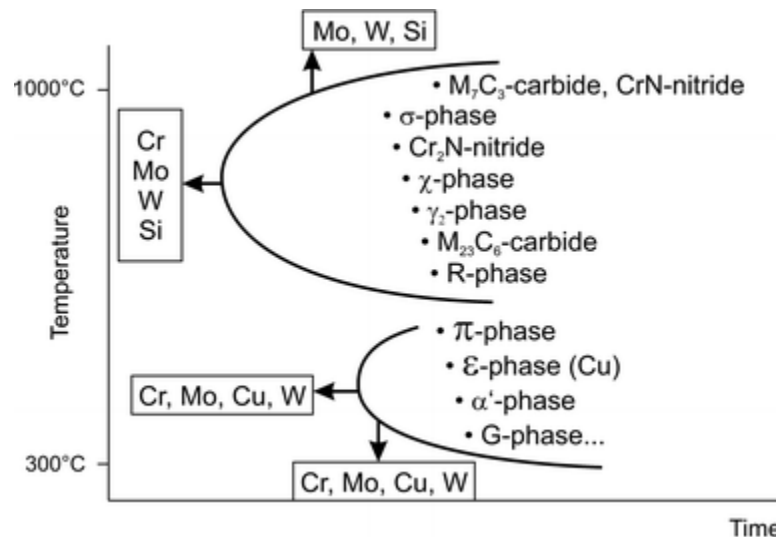


Figura 3-23 - Curva em C mostrando o efeito dos elementos de liga na formação de precipitados em um AID [27].

Na soldagem de um AID, quando a junta é reaquecida a uma temperatura próxima de 1100 °C, pode ocorrer a precipitação de austenita secundária. Como o nome já diz, essa é a fase austenita que foi formada pela segunda vez, ou seja, o material foi fundido e solidificado, e após, foi novamente aquecido a uma temperatura mais baixa, que proporcionou a formação de outra fase austenítica, que nucleia nos nitretos de cromo parcial ou totalmente dissolvidos, precipitados no interior do grão ferrítico [60]. Por se formar através dos nitretos de cromo, a austenita secundária é uma fase intergranular com morfologia acicular. Por ter sido formada separadamente da austenita primária, a composição química também sofre alteração, reduzindo o seu PREN de modo a influenciar na resistência à corrosão [51].

Outros precipitados são a fase-G que é formada em interfaces de grãos  $\alpha/\alpha'$  em uma faixa de temperatura de 300 a 400 °C, após horas de permanência e devido ao enriquecimento de Ni e Si. O nitreto- $\pi$  que é um precipitado rico em Cr e Mo, forma-se em regiões intergranulares das soldas de AID, após tratamento isotérmico a 600 °C por horas. A fase- $\eta$  apresenta uma morfologia fina e semelhante à uma agulha, forma-se a partir de tratamento térmico na faixa de 550 – 650 °C [61]. Em suma, o Quadro 3-1 apresenta as composições das fases e outros precipitados que podem aparecer em aços inoxidáveis duplex.



Quadro 3-1. Composições químicas das fases mais comuns encontradas em AID, adaptado de [59].

Fase	Composição	Fase	Composição
Fases principais		Carbonetos	
Ferrita ( $\delta$ ou $\alpha$ )	(Fe, Cr, Ni, Mo, N)	$M_{23}C_6$	(Cr, Fe, Mo) <sub>23</sub> C <sub>6</sub> ; (Cr <sub>16</sub> Fe <sub>5</sub> Mo <sub>2</sub> ) C <sub>6</sub>
Austenita ( $\gamma$ )	(Fe, Cr, Ni, Mo)	MC	(Ti, Nb, V) C
Martensita ( $\alpha'$ )	(Fe, Cr, Ni, Mo, N)	M <sub>6</sub> C	(Fe, Mo, Nb, Cr) <sub>6</sub> C
Martensita ( $\epsilon$ )	(Fe, Cr, Ni, Mo, N)	M <sub>7</sub> C <sub>3</sub>	(Cr, Fe) <sub>7</sub> C <sub>3</sub>
Outras fases intermetálicas		Nitretos	
Sigma ( $\sigma$ )	(Fe, Ni) <sub>x</sub> (Cr, Mo)	MN	CrN, TiN; NbN; VN
Chi ( $\chi$ )	Fe <sub>36</sub> Cr <sub>12</sub> Mo <sub>10</sub> ; (Fe, Ni) <sub>36</sub> Cr <sub>18</sub> Mo <sub>4</sub>	M <sub>2</sub> N	(Cr, Fe) <sub>2</sub> N
Laves ( $\eta$ )	Fe <sub>2</sub> Mo; Fe <sub>2</sub> Nb; Fe <sub>2</sub> Ta; Fe <sub>2</sub> Ti; Fe <sub>2</sub> W	Fase-Z	CrNNb
G	Ni <sub>16</sub> Nb <sub>6</sub> Si <sub>7</sub> ; Ni <sub>16</sub> Ti <sub>6</sub> Si <sub>7</sub> ; (Ni, Fe, Cr) <sub>16</sub> (Nb, Ti) <sub>6</sub> Si <sub>7</sub>		
R	Fe <sub>22</sub> Mo <sub>18</sub> Cr <sub>13</sub> ; (Fe, Ni) <sub>10</sub> Cr <sub>5</sub> Mo <sub>3</sub> Si <sub>2</sub>		

### 3.3.2 Diluição e formação da zona fundida

Em meados dos anos 50, foi desenvolvido por Schaeffler um diagrama constitutivo de fases, que relaciona a composição química dos materiais com a microestrutura resultante da zona fundida, após sofrer um processamento termomecânico. Neste diagrama constitutivo foram propostos os conceitos do Cromo equivalente ( $Cr_{eq}$ ) e do Níquel equivalente ( $Ni_{eq}$ ). No conceito do  $Cr_{eq}$  foram agrupados os elementos de liga que estabilizam a ferrita, chamados de alfa-gênicos. No conceito do  $Ni_{eq}$  foram agrupados os elementos de liga que estabilizam a austenita, chamados de gama-gênicos [62].

O diagrama de Schaeffler [62] foi desenvolvido e apresenta três regiões distintas, de composição e microestrutura, ou seja, o campo austenítico, o ferrítico e o martensítico [63]. Apesar de este diagrama ter sido gerado, a princípio, para aços tratados em condições de equilíbrio, ele foi adaptado para a soldagem dos aços inoxidáveis, com as regiões que apresentam problema de soldabilidade [26].

Nos processos de soldagem necessita-se de previsões de propriedades resultantes dos processos. Assim, utiliza-se do diagrama Schaeffler (Figura 3-24) para análises de susceptibilidade em descontinuidades ou fragilizações. Para estas análises, o diagrama foi dividido em quatro regiões, para atender as características da soldagem dos diversos graus de aços inoxidáveis, como: região de crescimento

de grãos, trinca à frio induzida por hidrogênio, precipitação e fase sigma e trinca de solidificação. Exatamente entre estas quatro regiões, encontra-se uma região central, que não apresenta nenhum problema para a soldagem (aproximadamente 21% Cr e 10%Ni) [26]. Antes de iniciar os métodos de análise da soldagem através do diagrama de Schaeffler adaptado, necessita-se introduzir o conceito de diluição, para o processo de soldagem.

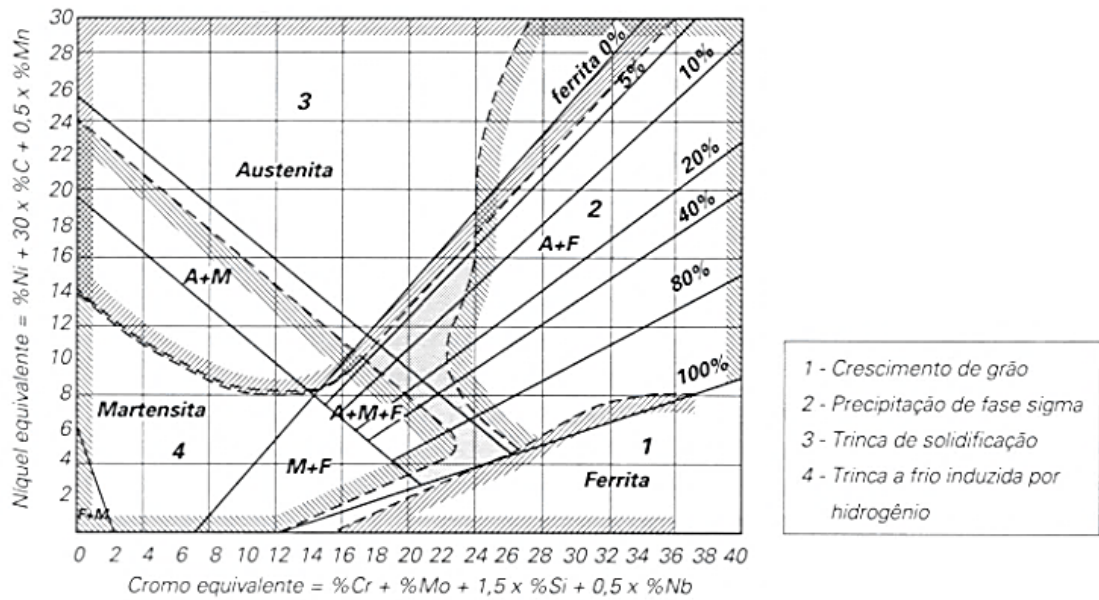


Figura 3-24 - Diagrama de Schaeffler para previsão de fases da zona fundida *Widmanstätten* [64].

Na soldagem, diluição (D%) é definida pelo percentual de interação entre o metal de base e o metal de adição (Figura 3-25). Calculada através da Equação 3.8, para cordão sob chapa, a diluição corresponde a mudanças de composição química e, conseqüentemente, de propriedades mecânicas e/ou de corrosão da ZF.

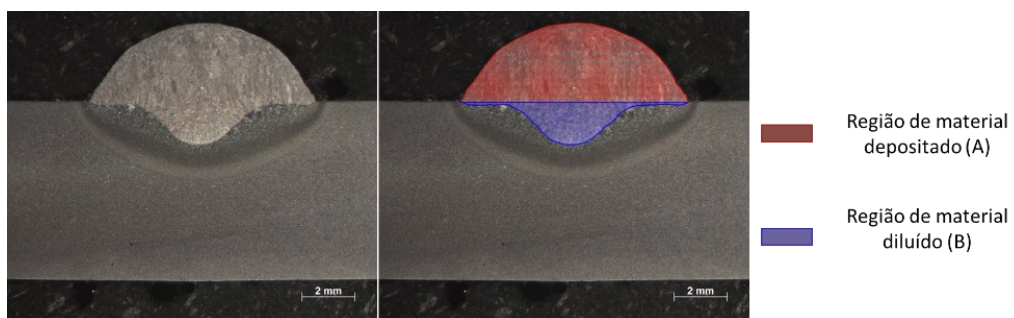


Figura 3-25 - Macrografia de aço SAE1045 para representação da diluição, adaptado de [1].

$$D\% = \frac{\text{região A}}{(\text{região A} + \text{região B})} \times 100 \quad \text{Equação 3.8}$$

Para utilizar-se do diagrama, são realizados os cálculos de  $Cr_{eq}$  e  $Ni_{eq}$  do aço de interesse, localizando este ponto no diagrama para saber sua microestrutura de equilíbrio. Para soldagem, pode-se trabalhar com o diagrama de Schaeffler para três condições [26].

- a) Soldagem autógena: para soldagem autógena (sem adição de material) para materiais similares (mesma composição química) utiliza-se o ponto entre  $Cr_{eq}$  e  $Ni_{eq}$  calculados, e verifica-se se o ponto se encontra em uma região que não irá gerar problemas de soldabilidade. Já, para soldagem autógena de materiais dissimilares (diferentes composições químicas) utiliza-se de um segmento de reta entre os pontos de  $Cr_{eq}$  e  $Ni_{eq}$ , e utiliza-se do ponto médio para análise de soldabilidade.
- b) Soldagem de junta similar com adição: para soldagens de juntas similares com adição de material, calcula-se os respectivos  $Cr_{eq}$  e  $Ni_{eq}$ , do metal de base e do metal de adição. Logo, realiza-se o mesmo procedimento citado anteriormente, une-se os dois pontos por um segmento de reta, entretanto, neste caso esse segmento de reta deve ser dividido em 10 partes. Cada parte representa 10% de diluição, logo, considera-se o início no ponto da composição química do metal de adição (0% de diluição). À medida que se progride para o ponto da composição química do metal de base, aumenta-se a diluição (de 0% até 100%) entre os materiais, logo, em função da diluição verifica-se o respectivo campo em que a diluição caiu. Caso o ponto caia em uma região que tem problemas de soldabilidade, ações corretivas devem ser utilizadas, como alteração da composição química do metal de adição, de forma tal que com a diluição necessária, o ponto fique na região isenta de problemas.
- c) Soldagem de junta dissimilar com adição: nas soldagens de juntas dissimilares com adição de material, como por exemplo, aço carbono e

aço inoxidável, há um passo além dos já mencionados. Neste caso, serão criados dois segmentos de reta, o primeiro será realizado através da composição química dos metais de base e o segundo, será a partir do ponto central dos metais de base e a composição do metal de adição. A partir daí, retorna ao procedimento já conhecido, dividir este segmento em 10 partes e verificar a diluição e a região obtida.

### 3.3.3 Regiões afetadas pela energia via calor de uma junta soldada (ZAC)

A partir do entendimento dos fenômenos que ocorrem ao realizar-se um procedimento de soldagem, torna-se necessário compreender as respectivas regiões em que estes fenômenos ocorrem. Uma junta soldada é composta por, basicamente, 3 regiões, zona fundida (ZF), zona afetada pela energia via calor (ZAC) e o metal de base (MB). Entretanto, entre estas regiões, principalmente em soldagem de AID, encontra-se regiões com características próprias como: a zona parcialmente fundida (ZPF), a zona de crescimento de grão ferrítico (ZCGF) e a zona de transformação parcial (ZTP). A Figura 3-26 apresenta uma repartição térmica e compara com um diagrama de equilíbrio (Cr-Ni). Vale se atentar que, o diagrama apresentado representa-se em condições de equilíbrio, caso contrário da soldagem, mas é utilizado apenas como conhecimentos prévios, antes de realizar-se o procedimento de soldagem.

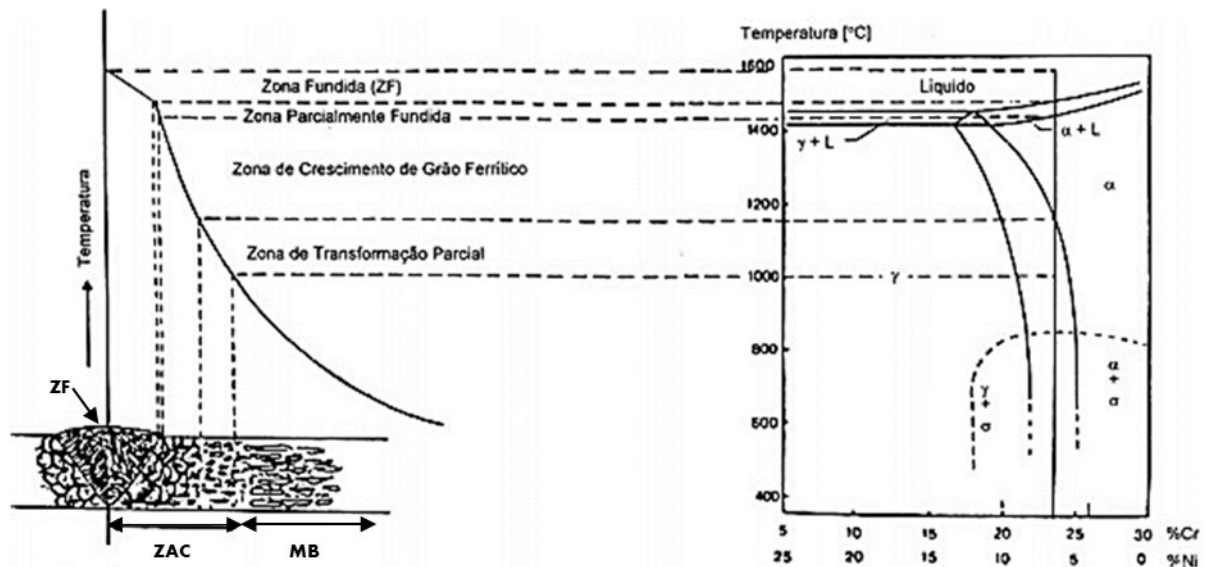


Figura 3-26 - Diagrama esquemático das transformações macroestruturais de uma junta soldada de AID [65].

Como visto no capítulo anterior, especificamente no item 3.2.7, a ZAC é determinada pela repartição térmica e pelos ciclos térmicos. A repartição térmica representa as regiões com temperaturas máximas, já os ciclos térmicos, representam os pontos com uma temperatura máxima e com velocidades de resfriamento em temperaturas com microestruturas de interesse [34].

Brandi *et al* (1997) relata que os AID após serem soldados, apresentam duas regiões distintas na ZAC, denominadas como zona afetada pela energia via calor de alta temperatura (ZACTE) e zona afetada pela energia via calor de baixa temperatura (ZACTB). Na primeira região, o material está submetido a uma faixa de temperatura entre a linha *solvus* da austenita ( $\approx 1200$  °C) como limite inferior e, a temperatura *solidus* da liga como limite superior, definindo a ZACTE. Já a segunda região, que atinge uma temperatura mais baixa, tem como limite superior a temperatura de equilíbrio ente a ferrita e a austenita ( $T_{\alpha\beta}$ ) ou entre as temperaturas de início e fim da precipitação de alguma fase. A Figura 3-27 apresenta esquematicamente a ZACTE e a Figura 3-28 a ZACTB [6], [44].

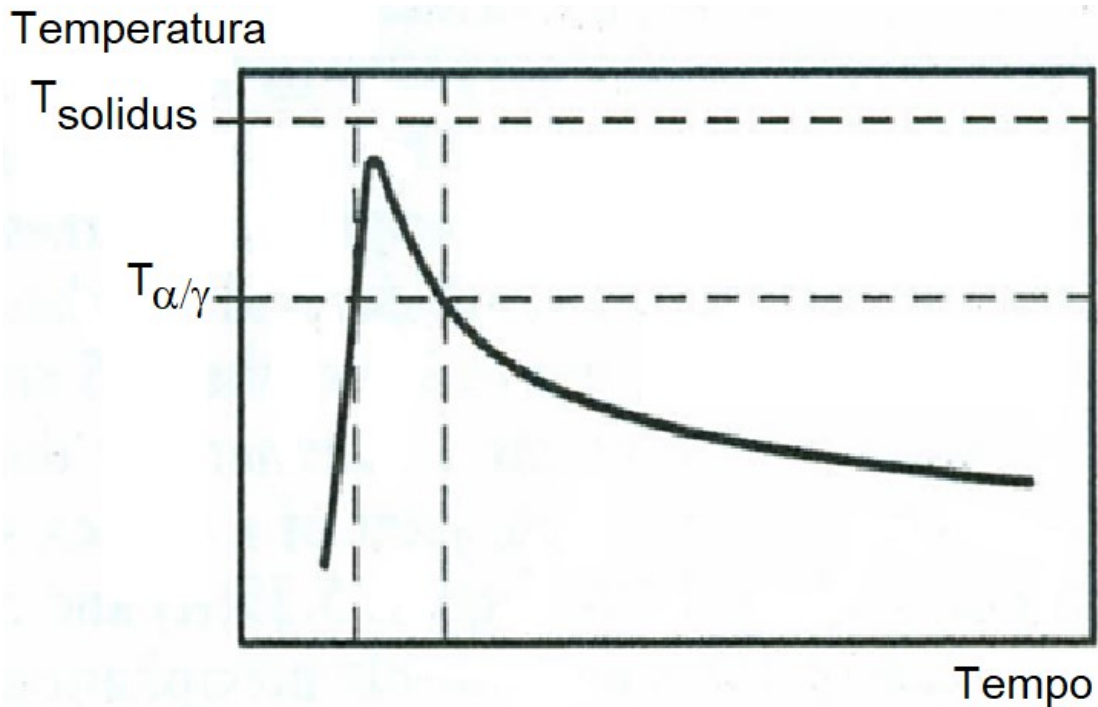


Figura 3-27 - Esquema de um ciclo térmico da ZACTE dentro do intervalo de temperatura entre a temperatura de equilíbrio entre as duas fases e a temperatura solidus adaptado de [50].

A temperatura máxima e a velocidade de resfriamento, nos diversos pontos da ZAC determinam as modificações microestruturais. Logo, além das temperaturas *solidus* e *solvus*, vistas anteriormente, há temperaturas críticas que devem ser observadas atentamente. Por exemplo, a temperatura em que ocorre o equilíbrio das fases ferrita e austenita ( $T_{\alpha/\beta}$ ) ou a dissolução de fases precipitadas ( $\approx 1050$  °C para duplex e  $\approx 1100$  °C para superduplex), temperatura de precipitação de fases intermetálicas, sigma, nitretos e carbonetos ( $\approx 850$  °C) e a formação da  $\alpha'$  que caracteriza a fragilização de 475 °C [50].

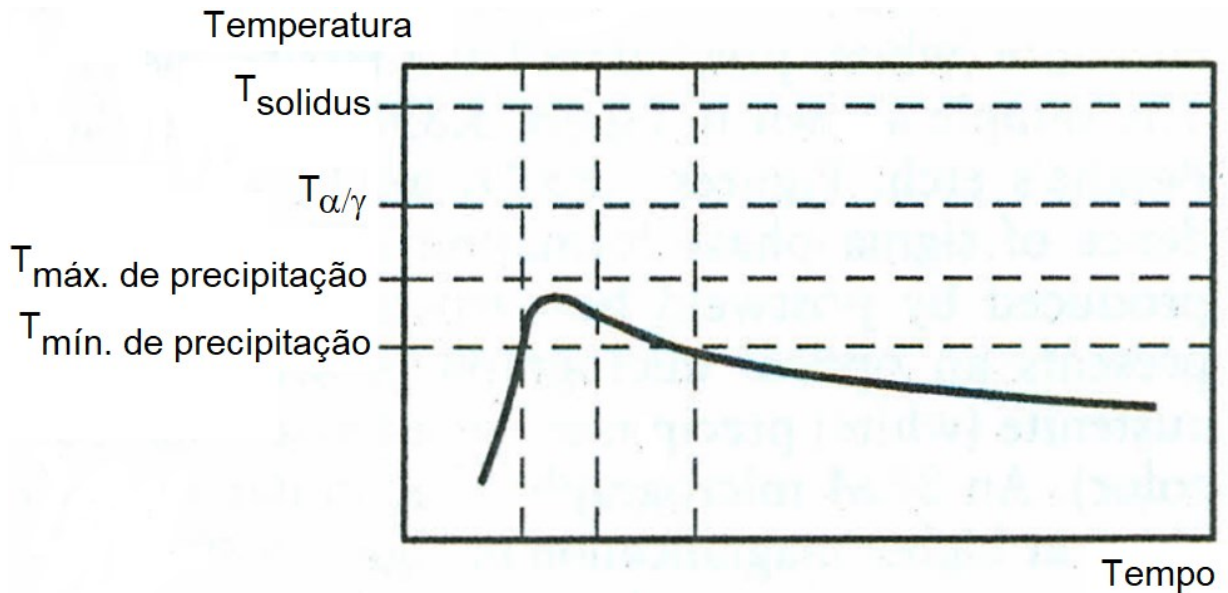


Figura 3-28 - Esquema de um ciclo térmico da ZACTB dentro do intervalo de temperatura entre a temperatura máxima e mínima de precipitação de uma fase de interesse adaptado de [50].

Até o momento, a teoria apresentada é para a soldagem de único passe (*bead on plate*). Quando a soldagem é realizada em múltiplos passes a região (neste caso a ZAC) sofre reaquecimentos e, conseqüentemente, novamente sofre alterações microestruturais. Uma região que foi soldada, aquecida e resfriada, ao serem reaquecidas a temperaturas próximas a 1050 - 1100 °C, por cordões/passes subsequentes, podem sofrer dissoluções de nitretos de cromo e a precipitação da austenita secundária ou mesmo a presença de fase sigma.

## 4 MATERIAIS E MÉTODOS

Neste capítulo serão abordados os materiais utilizados para a realização dos experimentos e os métodos propostos para análise dos resultados. Serão apresentados: os metais de base, arames de adição e gases de proteção (consumíveis), eletrodo não consumível, os equipamentos e as ferramentas utilizadas para o desenvolvimento dos experimentos. Não obstante, serão descritos os métodos para preparação dos metais de base, soldagem dos termopares (aquisição de temperatura), sistema de aquisição de dados (parâmetros de soldagem) e a preparação metalográfica. Contudo, os ensaios de microdureza e de resistência à corrosão, são descritos em seguida.

### 4.1 MATERIAIS

#### 4.1.1 Metal de base

Propôs-se a utilização dos aços inoxidáveis duplex *UNS S32304* e *UNS S31803* com dimensões de 150 x 150 x 6,02 mm. A Tabela 4-1 e Tabela 4-2 apresentam a composição química dos materiais, obtidas através da técnica de espectrometria de emissão óptica.

Tabela 4-1 - Composição química do aço inoxidável UNS S32304 em percentual por peso (%wt).

Elementos	C	Si	Mn	P	S	Cr	Mo	Ni	Al	Co
<b>Concentração medida (%)</b>	0,016 ±0,004	0,40 ±0,02	1,48 ±0,006	0,022 ±0,001	<0,001	22,8 ±0,16	0,31 ±0,006	5,0 ±0,02	<0,004	0,074± 0,006
<b>Especificação (ASTM A790)</b>	0,030 máx.	1,00 máx.	2,50 máx.	0,040 máx.	0,030 máx.	21,5 - 24,5	0,05 - 0,60	± 0,021	---	---
Elementos	Cu	Nb	Ti	V	W	Pb	Sn	B	N	Fe
<b>Concentração medida (%)</b>	0,33 ±0,006	0,006 ± 0,001	0,004 ±0,001	0,071 ±0,001	0,025 ±0,001	ND*	0,005 ±0,001	ND*	0,11	69,3 ±0,12
<b>Especificação (ASTM A790)</b>	0,05 - 0,6	---	---	---	---	---	---	---	0,05 - 0,20	---

\*Nota: ND – Não detectado; --- Não aplicável; e máx. – Valor máximo.



Tabela 4-2 - Composição química do aço inoxidável UNS S31803 em percentual por peso (%wt).

Elementos	C	Si	Mn	P	S	Cr	Mo	Ni	Al	Co
<b>Concentração medida (%)</b>	0,017 ± 0,01	0,44 ± 0,043	1,46 ±0,031	0,02 ± 0,0033	<0,001	21,8 ±0,34	3,1 ±0,092	6,0 ± 0,04	<0,003	0,10 ± 0,006
<b>Especificação (ASTM A790)</b>	0,030 máx.	1,00 máx.	2,00 máx.	0,030 máx.	0,020 máx.	21,0 - 23,0	2,5 - 3,5	± 0,03 8	---	---

Elementos	Cu	Nb	Ti	V	W	Pb	Sn	B	N	Fe
<b>Concentração medida (%)</b>	0,25 ±0,006	ND*	0,005 ±0,0006	0,069 ±0,001	0,060 ±0,004	0,004	0,006 ±0,001	ND*	0,197	66,4 ±0,15
<b>Especificação (ASTM A790)</b>	---	---	---	---	---	---	---	---	0,08 - 0,20	---

\*Nota: ND – Não detectado; --- Não aplicável; e máx. – Valor máximo.

#### 4.1.2 Consumíveis

Para a soldagem com adição de metal, foi utilizado o arame maciço (sólido) ER2209 para a soldagem dos AID UNS S32304 e UNS S31803. A Tabela 4-3 apresenta a composição química do metal de adição cedida por certificado de qualidade (o certificado de qualidade encontra-se no **Erro! Fonte de referência não encontrada.** D).

Tabela 4-3 - Composição química do arame ER2209, utilizado para soldagem dos aços UNS S32304 e UNS S31803, valores correspondem ao percentual por peso (%wt).

Elementos	C	Si	Mn	P	S	Cr	Mo	Ni
<b>Concentração medida (%)</b>	0,015	0,47	1,40	0,17	0,0005	23,4	3,43	8,59
<b>Especificação (AWS A5.9)</b>	0,030 máx.	0,9 máx.	1,20 máx.	0,03 máx.	0,03 máx.	21,5 - 23,5	2,5 - 3,5	7,5 - 9,5

Elementos	Cu	Nb	Ti	V	Al	Co	B	N
<b>Concentração medida (%)</b>	0,12	0,015	0,010	0,06	0,006	0,11	0,00 2	0,14
<b>Especificação (AWS A5.9)</b>	0,75 máx.	---	---	---	---	---	---	0,08 - 0,20

A norma **N-133 (Petrobrás)** recomenda a utilização de Argônio como gás de proteção para soldagem dos AID, com adição de até 2% para as classificações *lean*

e *standard*. Neste trabalho foi considerada as recomendações da **N-133**, logo, utilizou-se do gás de proteção 98,2% Ar + 1,8%N<sub>2</sub> para a soldagem dos aços UNS S32304 e UNS S31803.

#### 4.1.3 Eletrodo de tungstênio

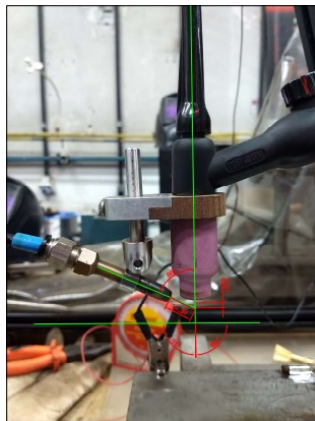
Para a soldagem através do processo GTAW, utilizou-se de eletrodos de tungstênio com adição de 2% de óxido de Tório (2% ThO<sub>2</sub>), com diâmetro 3,2 mm. Os eletrodos foram afiados com ângulo de, aproximadamente, 30° e tiveram a ponta removida, de modo a obter-se um diâmetro de aproximadamente 0,2 mm na ponta do eletrodo.

#### 4.1.4 Procedimento de soldagem

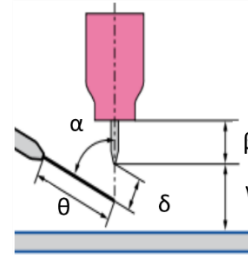
Foi utilizada a fonte de energia *PowerWave S500* em modo GTAW para a soldagem dos corpos de prova. Definiu-se os parâmetros de soldagem em corrente contínua, na polaridade direta (DCPD+), isto é, a polaridade positiva encontra-se no metal de base, de modo a não consumir o eletrodo de tungstênio. Foram definidos os parâmetros de soldagem para obter uma energia de soldagem similar aos dois materiais de base. Logo, utilizou-se de corrente de soldagem 140 A, tensão 10 V, velocidade de soldagem ( $v_s$ ) 1,66 mm/s e uma vazão de 12 l/min para o gás de proteção. A energia de soldagem calculada convencionalmente foi de 0,843 kJ/mm.

Para a adição do arame, como o processo GTAW não é caracterizado como um processo de autoalimentação, como o GMAW. Para isso, utilizou-se do dispositivo *JetLine*, para fazer a alimentação do arame na poça de fusão.

Foi utilizado um dispositivo acoplado à tocha de soldagem, para manter o ângulo e área de alimentação do arame, como pode ser visto na Figura 4-1. Manteve-se, em todas as soldagens, uma velocidade de alimentação do arame ( $v_a$ ) de 1,7 mm/s, em um ângulo de (aproximadamente) 66° do arame em relação ao eletrodo.



(a)



$\alpha$	66°
$\beta$	6 mm
$\gamma$	avc
$\delta$	2 mm
$\theta$	14,3 mm

(b)

Figura 4-1 - Tocha para soldagem GTAW (a) posicionamento e dispositivo acoplado à tocha de soldagem, para alimentação do arame e ajuste do ângulo de alimentação (b) ângulo e distancias entre o bocal e o arame.

## 4.2 MÉTODOS

Nesta etapa será descrita a metodologia adotada para execução prática dos experimentos de soldagem. As condições de soldagem foram subdivididas em 3 (quatro) etapas, conforme diagrama da Figura 4-2.

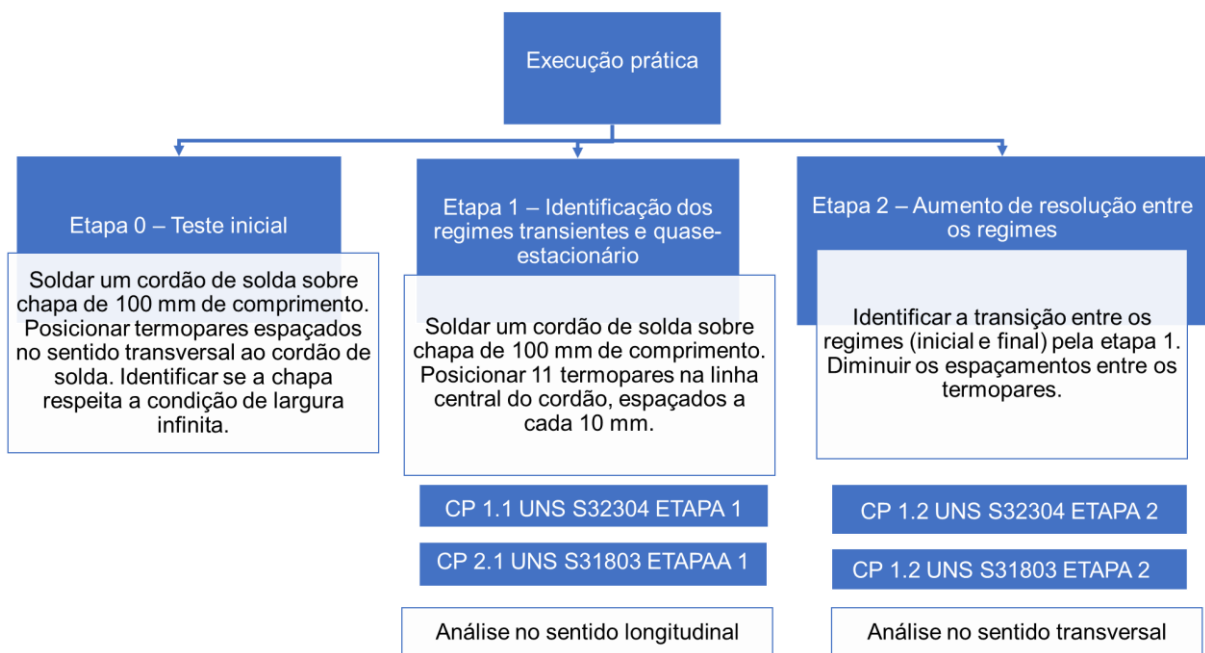


Figura 4-2 Diagrama de execução da parte experimental.

Para todas as etapas seguiu-se os mesmos procedimentos de corte, preparação da superfície das chapas, comprimento do cordão de solda (tempo) e

parâmetros de soldagem. As diferenças entre as etapas estão relacionadas com os posicionamentos dos termopares e faces analisadas, como será descrito a seguir.

#### 4.2.1 Preparação inicial do metal de base

Inicialmente todas as chapas teste foram submetidas ao processo de esmerilhamento com disco de desbaste #80. Em seguida foram lixadas para que tivessem melhor acabamento superficial com disco *Flap* de #120 para aço inoxidável. Contudo, antes de serem iniciadas as soldagens, os metais de base tiveram suas superfícies limpas com acetona 99,99%, para remoção de possíveis fluídos e/ou contaminantes oriundos do posicionamento das chapas na bancada de soldagem e/ou das mãos dos operadores de soldagem.

#### 4.2.2 Soldagem dos termopares

Para a aquisição dos ciclos térmicos de soldagem, experimentais, foram utilizados termopares Tipo K, que possuem a capacidade de leitura de sinal até 1248 °C. Os termopares possuem diâmetro nominal de 0,3 mm e comprimento de (aproximadamente) 1,5 m, de modo que os terminais dos termopares alcançassem o dispositivo para aquisição de dados. Constituídos por dois elementos, *Cromel* e *Alumel*, positivo e negativo, respectivamente, foram revestidos com polímero termo retrátil de diâmetro interno de 1,5 mm, de modo que submetido a alta temperatura, são retraídos em 50% de seu diâmetro nominal. Como auxílio na fixação e posicionamento dos termopares, foram utilizadas missangas cerâmicas com diâmetro nominal de (aproximadamente) 4 mm, que possuem 4 furos passantes de (aproximadamente) 0,8 mm, utilizados para passar os fios dos termopares, e evitar o contato entre eles.

Para a soldagem dos termopares nos metais de base, utilizou-se de uma fonte capacitiva que realiza uma descarga elétrica controlada, de modo a fundir os elementos do termopar (na ponta) e soldá-los na posição desejada.

#### 4.2.2.1 Etapa 0 – Teste inicial

Inicialmente, foram feitos testes de soldagem para determinação da largura da chapa, de modo que tivesse *largura infinita*<sup>6</sup>. Logo, foram posicionados 7 termopares Tipo K sendo 3 na face superior da chapa teste (T3, T4 e T6) e 4 na face oposta (T1, T2, T5 e T7).

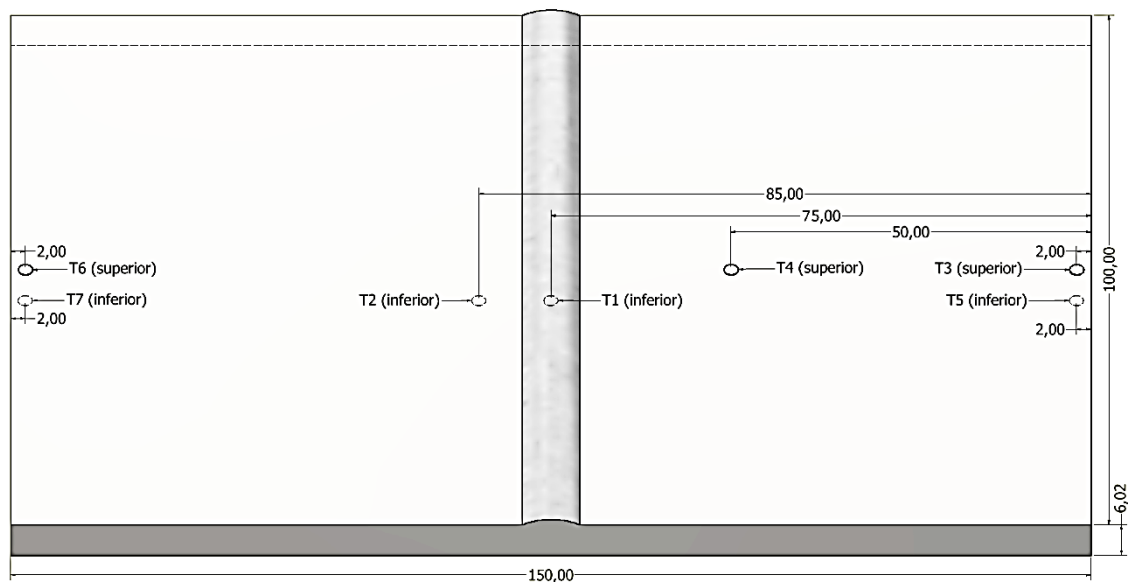


Figura 4-3 - Esquema de posicionamento dos termopares (T1 a T7) para verificação da chapa com largura infinita, distancias em unidade de milímetros.

Após, para as soldagens das chapas testes, foram soldados 12 termopares Tipo K, posicionados na face oposta à soldagem. A distribuição dos termopares, posicionados abaixo do cordão de solda (face oposta) se dá para a aquisição das temperaturas entre o regime transiente inicial e final e o regime quase estacionário.

#### 4.2.2.2 Etapa 1 – Identificação dos Regimes Transientes e Quase-estacionário

Nesta etapa, os termopares foram espaçados em, aproximadamente, 10 mm de distância entre si, ao longo do comprimento do cordão de solda, conforme mostra a Figura 4-4. O primeiro termopar (T1) foi posicionado no início da chapa (0 mm) e

<sup>6</sup> Denomina-se uma chapa com *largura infinita*, mediante ao ser aquecida por uma fonte de energia via calor e, ainda assim, as bordas da chapa não sofrerem alterações de temperatura. No caso da soldagem, este caso é verificado durante o tempo de arco aberto.

seguido pelos demais termopares ao longo do sentido de soldagem, até o final da chapa (100 mm). Nota-se que houve uma distribuição de 11 termopares na linha central do cordão e 1 termopar foi posicionado na extremidade lateral da chapa, de modo a evidenciar o comportamento de chapa semi-infinita conforme Etapa 0 - teste inicial. Nas Etapas 2 e 3 não foi necessário utilizar este termopar na borda, uma vez que foram realizados 2 testes para determinar a largura da chapa.

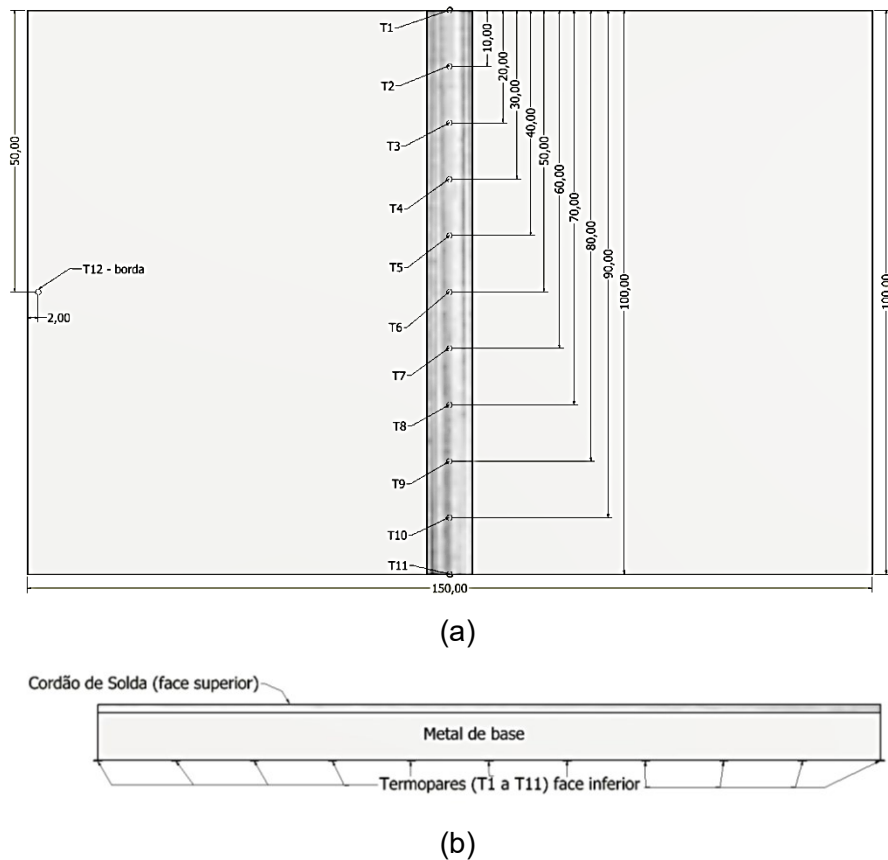


Figura 4-4 - Soldagem dos termopares nas chapas testes (metais de base). (a) Esquema de posicionamento dos termopares (vista superior). (b) Esquema de posicionamento dos termopares em vista lateral.

#### 4.2.2.3 Etapa 2 – Aumento de resolução entre os regimes

A Etapa 2 consiste em buscar maior precisão na identificação do início e término do Regime Quase-estacionário, ou seja, fim do transiente inicial e início do transiente final.

Para melhorar a resolução a partir da Etapa 1, foram diminuídas as distâncias entre os termopares nas regiões de interesse, ou seja, entre 20 e 30 mm e 80 e 90 mm. No início da chapa os termopares T1 e T2 foram mantidos (0 e 10 mm), já T3,

T4, T5 e T6 foram posicionados em 17, 20, 23 e 26 mm, respectivamente. No fim da chapa os termopares T8, T9, T10 foram posicionados em 80, 83, 86 mm, sendo que T11 e T12 mantiveram as distâncias de 90 e 100 mm (T10 e T11 na etapa anterior). Vale destacar que o termopar na distância de 50 mm (centro) passou a ser o T7.

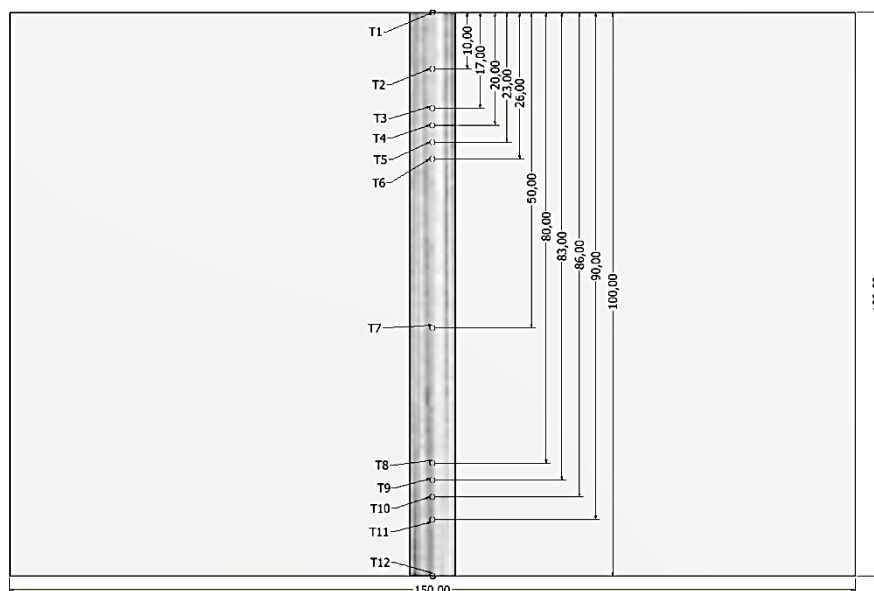


Figura 4-5 - Soldagem dos termopares nas chapas testes para aumentar a resolução dos dados obtidos.

### 4.3 Aquisição de dados

Para a aquisição dos parâmetros instantâneos de soldagem como: corrente, tensão, velocidade de alimentação e velocidade de soldagem, assim como os valores instantâneos dos ciclos térmicos, será utilizado um sistema de aquisição de dados a cada 0,2 segundos (durante tempo de arco aberto). A Figura 4-6 apresenta o sistema de aquisição de dados acoplado a um computador portátil para leitura e exportação dos dados.



Figura 4-6 - Sistema de aquisição instantânea de dados, composto de maletas de aquisição (parâmetros de soldagem e ciclos térmicos) e computador portátil para leitura e exportação de dados.

Os dados de parâmetros de soldagem foram coletados durante o tempo de arco aberto ( $60,28 \pm 0,08$  s). Vale ressaltar que foram aqisitados os dados diretamente da tocha de soldagem. Em outras palavras, os sensores de tensão e corrente foram posicionados na chapa teste (polo positivo) e na tocha de soldagem (polo negativo). Já os dados dos ciclos térmicos, serão coletados dentro da capacidade de análise de dados do equipamento, que é determinada pela taxa de aquisição (dado/segundos). Contudo, por utilizar-se uma taxa de aquisição de 2500 pontos por segundo ( $^{\circ}\text{C/s}$ ), os ciclos térmicos foram coletados até 250 s, a partir da abertura do arco.

Através dos dados obtidos, serão comparados os métodos de cálculo da potência do arco e de energia de soldagem, através das equações de Equação 4.1 a Equação 4.9 como:

**I Potência média aritmética –  $P_{arit}$  (W):** neste cálculo utiliza-se do produto dos valores médios de tensão e corrente.

$$P_{arit} = V_{arit} \times I_{arit} \quad \text{Equação 4.1}$$

Onde:

$$V_{arit} = \sum_{i=1}^n = \frac{Vi}{n}$$

$$I_{arit} = \sum_{i=1}^n = \frac{Ii}{n}$$

$n$  = número de pontos da amostragem



## II Energia de soldagem para potência média aritmética (kJ/mm)

$$E_{sold\ arit} = \frac{P_{arit}/1000}{v_s} \quad \text{Equação 4.2}$$

Onde:

$v_s$  = velocidade de soldagem

**III Potência média eficaz –  $P_{RMS}$ :** a partir de uma amostragem, utiliza-se do produto da média dos valores RMS da tensão e corrente.

$$P_{RMS} = V_{RMS} \times I_{RMS} \quad \text{Equação 4.3}$$

Onde:

$$V_{RMS} = \sqrt{\sum_{i=1}^n \frac{(Vi)^2}{n}}$$

$$I_{RMS} = \sqrt{\sum_{i=1}^n \frac{(Ii)^2}{n}}$$

$n$  = número de pontos da amostragem

## IV Energia de soldagem para potência média eficaz (kJ/mm)

$$E_{sold\ RMS} = \frac{P_{RMS}/1000}{v_s} \quad \text{Equação 4.4}$$

**V Potência instantânea média–  $P_{inst}$ :** o cálculo utiliza-se da média aritmética dos resultados dos produtos da tensão pela corrente para cada ponto da amostragem.

$$P_{inst} = \sum_{i=1}^n \frac{Vi \times Ii}{n} \quad \text{Equação 4.5}$$

## VI Energia de soldagem para potência instantânea média (kJ/mm)

$$E_{sold\ inst} = \frac{P_{inst}/1000}{v_s} \quad \text{Equação 4.6}$$

**VII Potência instantânea RMS–  $P_{inst\ RMS}$ :** dada uma amostragem, o cálculo utiliza-se do valor RMS do produto de todos os valores instantâneos de tensão e corrente.

$$P_{inst\ RMS} = \sqrt{\sum_{i=1}^n \frac{(V_i \times I_i)^2}{n}} \quad \text{Equação 4.7}$$

## VIII Energia de soldagem para potência instantânea RMS (kJ/mm)

$$E_{sold\ inst\ RMS} = \frac{P_{inst\ RMS}/1000}{v_s} \quad \text{Equação 4.8}$$

## IX Cálculo do erro relativo (%)

$$\text{Erro relativo} = \frac{a_n - b}{b} \times 100 \quad \text{Equação 4.9}$$

Onde:

$$\begin{aligned} a_1 &= P_{arit} & \text{ou} & E_{sold\ arit} \\ a_2 &= P_{RMS} & \text{ou} & E_{sold\ RMS} \\ a_3 &= P_{inst} & \text{ou} & E_{sold\ inst} \\ a_4 &= P_{inst\ RMS} & \text{ou} & E_{sold\ inst\ RMS} \\ b &= P_{integral} & \text{ou} & E_{sold\ integral} \end{aligned}$$

### 4.4 Preparação metalográfica

Foram utilizadas 2 (duas) chapas de teste para cada condição de soldagem, totalizando 4 (quatro) chapas. Para a etapa 1 os cordões de solda foram cortados na linha central (sentido longitudinal), com intuito de analisar toda extensão dos cordões

de solda, conforme apresentado na Figura 4-7. Na etapa 2 manteve-se a secção na vista transversal do cordão de solda.

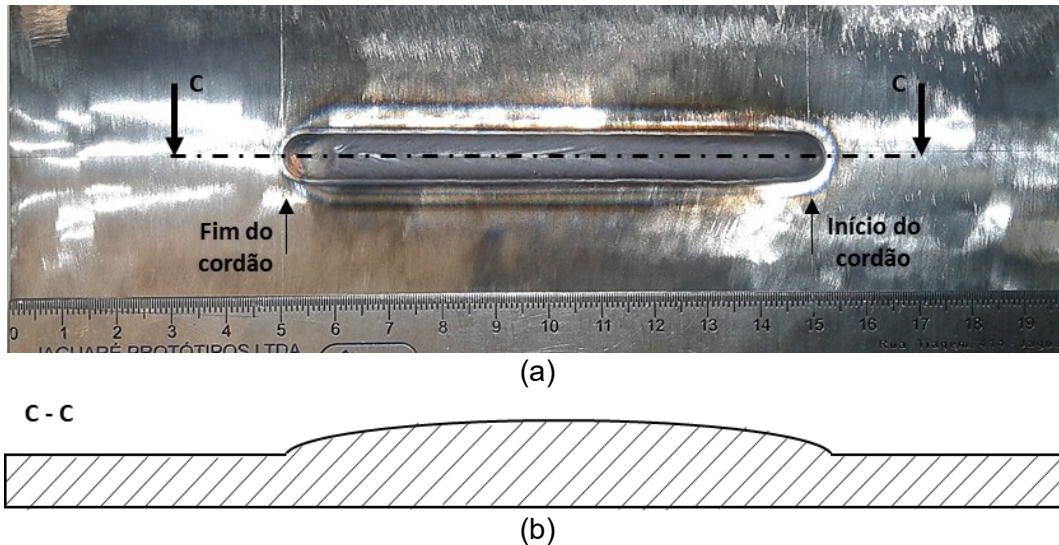


Figura 4-7 - Representação do início da preparação metalográfica, (a) Linha de corte dos cordões de solda (sentido longitudinal) e (b) esquema da área de análise.

As amostras foram, então, cortadas ao meio (aproximadamente 46 mm). As três amostras foram embutidas em diâmetro de 50 mm com baquelite, com a face descrita na Figura 4-7 (b) voltada para baixo e exposta para análise, vide Figura 4-8.

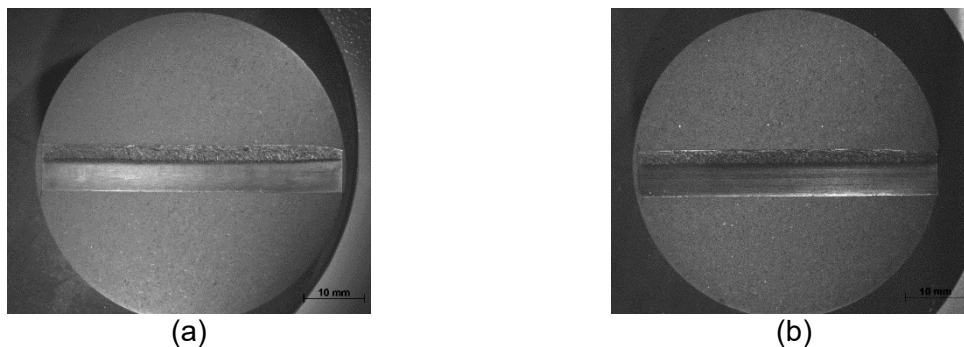


Figura 4-8 - Amostras embutidas (a) UNS S32304, (b) UNS S31803.

## 4.5 Macrografia

### 4.5.1 Diluição

Será utilizada uma lupa estereoscópica Stemi-200C para a obtenção das macrografias, para a identificação das regiões afetadas pela energia via calor. As medições como: largura, altura do reforço, penetração e extensão da ZAC dos cordões, serão realizadas através do software *AxioVision*. Ainda, serão realizadas as medições das áreas dos cordões como: região de reforço (região A) e região de

penetração (região B), para cálculo da diluição (D%) entre o metal depositado e o metal de base. O cálculo será realizado através da Equação 4.10.

$$D\% = \frac{\text{região A}}{(\text{região A} + \text{região B})} \times 100 \quad \text{Equação 4.10}$$

#### 4.5.2 Medida das dimensões e dos ângulos de contato dos cordões de solda

As medidas das dimensões e dos ângulos de contato estão apresentadas na Figura 4-9.

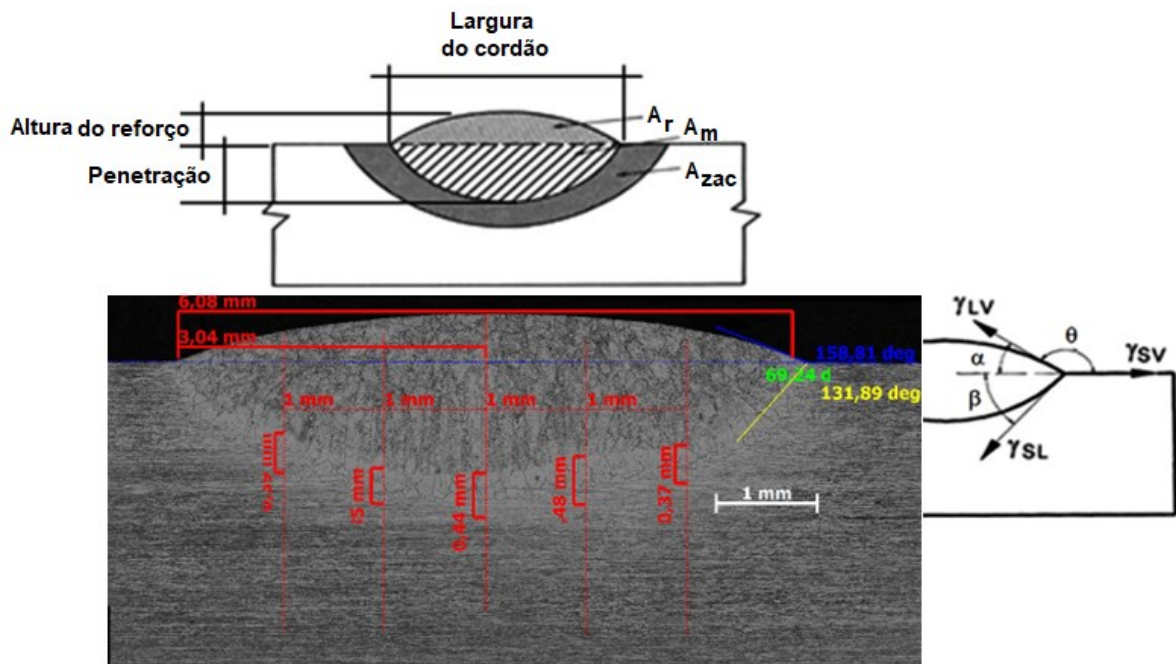


Figura 4-10 – Exemplo de medidas do formato do cordão e dos ângulos de contato.

## 5 RESULTADOS E DISCUSSÕES

### 5.1 Energia de soldagem

A Figura 5-1, Figura 5-2 apresentam a comparação da tensão média (V), corrente média (A) e potência média (W) em função do tempo (s), para as Etapas 1, 2, respectivamente. Nota-se à similaridade e uniformidade entre os resultados do arco elétrico em todas as soldagens, ou seja, a padronização dos parâmetros para que fossem obtidos valores de energias de soldagem similares (para comparação). Tanto a tensão de soldagem, quanto os valores de potência apresentam inicialmente uma variação, decorrente ao tempo de estabilização do arco. O processo de soldagem foi realizado com sistema correção de tensão (comprimento do arco para o processo GTAW) conhecido como AVC (*Automatic Voltage Control*).

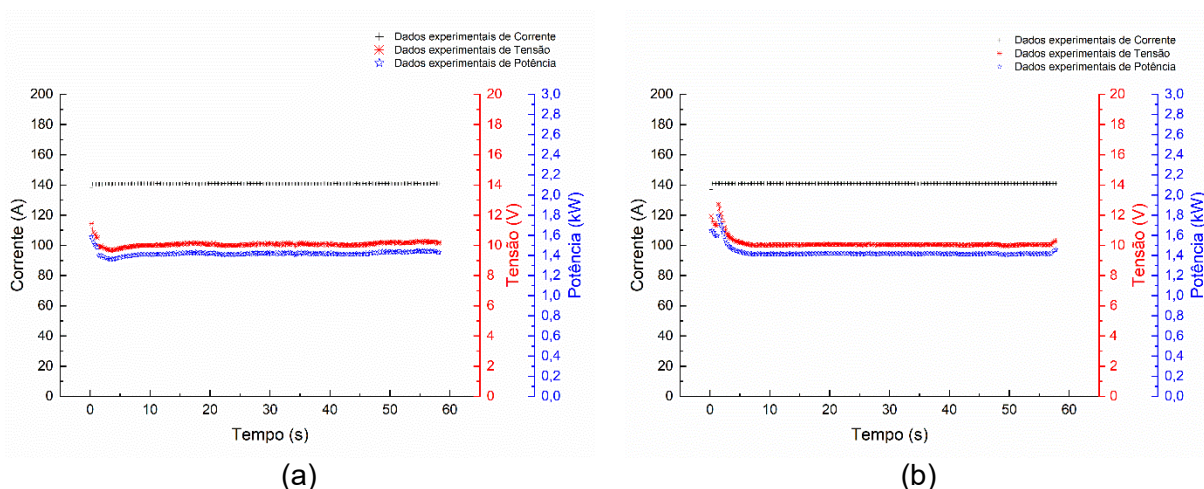


Figura 5-1 - Comparação dos parâmetros de soldagem longitudinal (Etapa 1), valores instantâneos médios de tensão, corrente e potência (a) CP1.1 UNS S32304 e (b) CP2.1 UNS S31803.

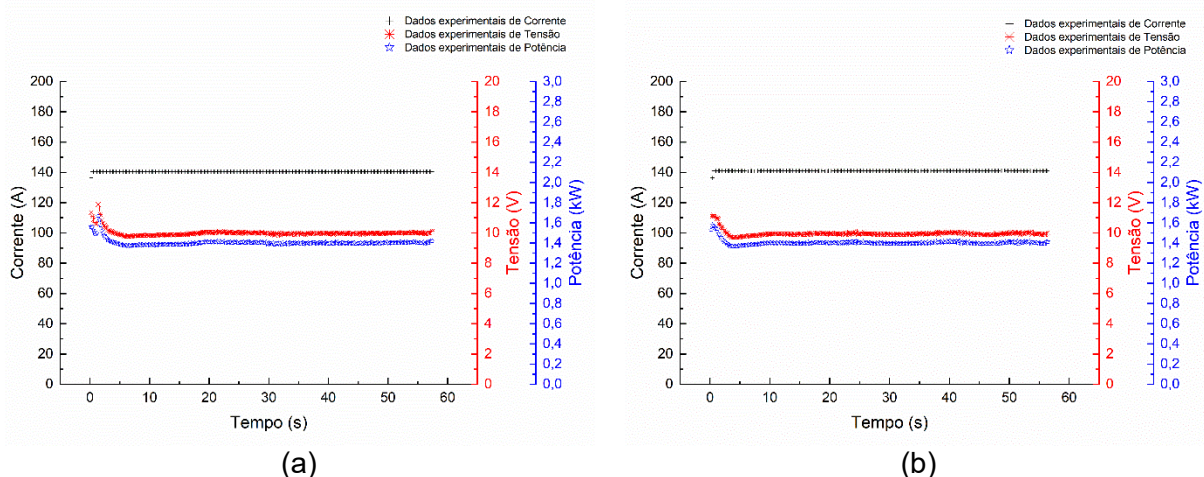


Figura 5-2 - Comparação dos parâmetros de soldagem da Etapa 2, valores instantâneos médios de tensão, corrente e potência (a) CP1.2 UNS S32304 e (b) CP2.2 UNS S31803.

A partir dos dados instantâneos de tensão e corrente, foi possível o cálculo das energias de soldagem. De acordo com a norma **Petrobrás N-133 - Soldagem**, a energia de soldagem para AID deve ser contida no intervalo de 0,5 a 1,2 kJ/mm para espessura menor que 7 mm. A Tabela 5-1 apresenta os valores das energias de soldagem dos AID UNS S32304 e UNS S31803, calculadas por diferentes metodologias.

Tabela 5-1 - Comparação de potência do arco e energias de soldagem dos AID UNS S32304 e o UNS S31803. Metais de base Métodos

Metais de base			Métodos de cálculo			
			Potência média aritmética	Potência média eficaz (RMS)	Potência instantânea média	Potência instantânea RMS
UNS S32304	CP1.1	Potência do arco (W)	1418,67	1418,86	1418,66	1418,84
		Energia de soldagem (kJ/mm)	0,85	0,86	0,85	0,86
		Erro relativo (%)	0,38	0,40	0,38	0,40
	CP1.2	Potência do arco (W)	1404,02	1404,42	1404,01	1404,38
		Energia de soldagem (kJ/mm)	0,85	0,85	0,85	0,85
		Erro relativo (%)	0,60	0,62	0,59	0,62
UNS S31803	CP2.1	Potência do arco (W)	1428,37	1429,30	1428,34	1429,25
		Energia de soldagem (kJ/mm)	0,86	0,86	0,86	0,86
		Erro relativo (%)	0,41	0,48	0,41	0,47
	CP2.2	Potência do arco (W)	1403,04	1403,29	1403,03	1403,25
		Energia de soldagem (kJ/mm)	0,84	0,84	0,84	0,84
		Erro relativo (%)	0,37	0,39	0,37	0,38
Energia de soldagem teórica	$E = \eta \frac{V \times A}{v_s}$				0,84 kJ/mm	

Nota: Erro relativo calculado conforme Equação 4.9. As energias de soldagem foram calculadas com o fator  $\eta=1$ .

Ao calcular tanto a potência do arco quanto a energia de soldagem, por diferentes métodos, observa-se a pequena diferença entre os resultados. A explicação para este fato está no processo de soldagem GTAW. O tipo de fonte de energia é de característica estática de corrente constante, mantendo o valor praticamente constante. A tensão do arco foi mantida pelo AVC, e a soldagem foi mecanizada, mantendo assim a velocidade de soldagem. Assim, as possíveis variações dos parâmetros de soldagem são minimizadas e não apresentam diferenças de valores significativos entre os quatro métodos de cálculo. A Figura 5-3 apresenta a comparação entre as energias de soldagem através do método de cálculo pela potência instantânea média.

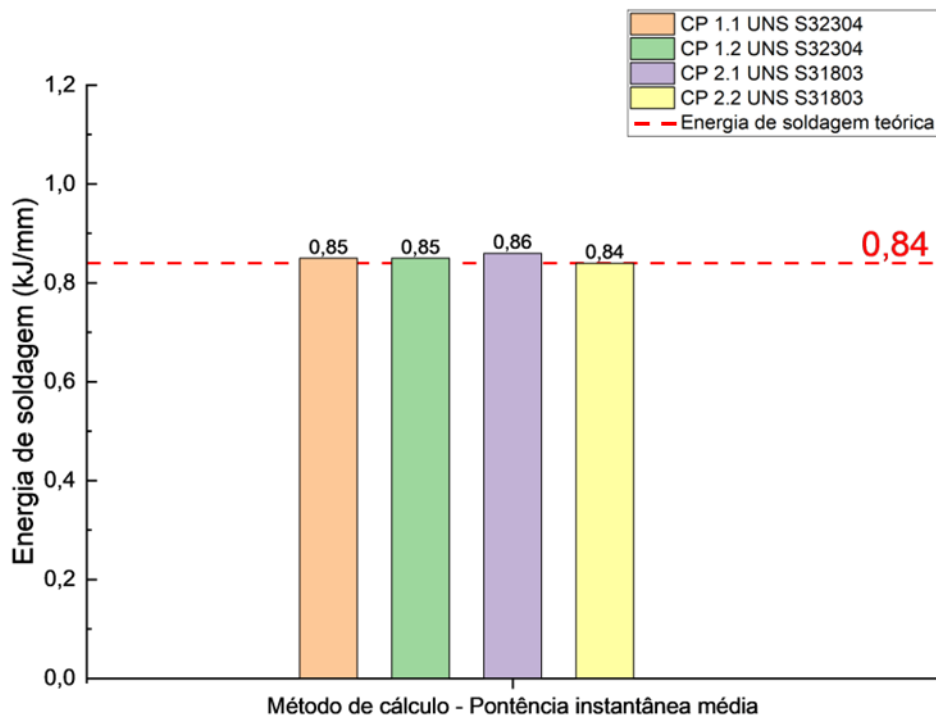


Figura 5-3 - Comparação entre as energias de soldagem calculadas com os valores instantâneos médios de tensão, corrente e potência.

Comparando-se os valores instantâneos médios da energia de soldagem nota-se que os valores do CP1.1 e CP1.2 apresentam variação de 1,03% (sendo CP1.1 maior que CP1.2). Já a comparação entre CP2.1 e CP2.2, obteve-se uma variação de 1,77% (sendo CP2.2 maior que CP2.1). Ao comparar as energias de soldagem entre os dois materiais, as variações calculadas foram de 0,68% (CP2.1 maior que CP1.1) e 0,07% (CP1.2 maior que CP2.2).

Não obstante, se comparadas as energias de soldagem calculadas através dos dados instantâneos com a energia teórica (dados nominais do equipamento de



soldagem) obtém-se uma diferença entre 0% (CP2.2) e 2,4% (CP2.1). Assim, a energia de soldagem adotada neste trabalho foi a calculada através do método da potência instantânea média, que apresentou valores entre 0,84 e 0,86 kJ/mm. Esta energia de soldagem é similar a obtida pelo método convencional, que foi de 0,84 kJ/mm. Os valores de energia de soldagem estavam dentro do intervalo sugerido pela norma da Petrobras N133 - Soldagem.

## 5.2 Ciclos térmicos experimentais da soldagem

### 5.2.1 Teste de largura infinita a partir de ciclos térmicos experimentais

Os ciclos térmicos experimentais para o teste de largura infinita<sup>7</sup> das chapas de teste, aquisitados no sentido transversal ao cordão de solda e os parâmetros de soldagem, em função do tempo estão apresentados na Figura 5-4. Nesta figura a chapa está inicialmente a 25°C.

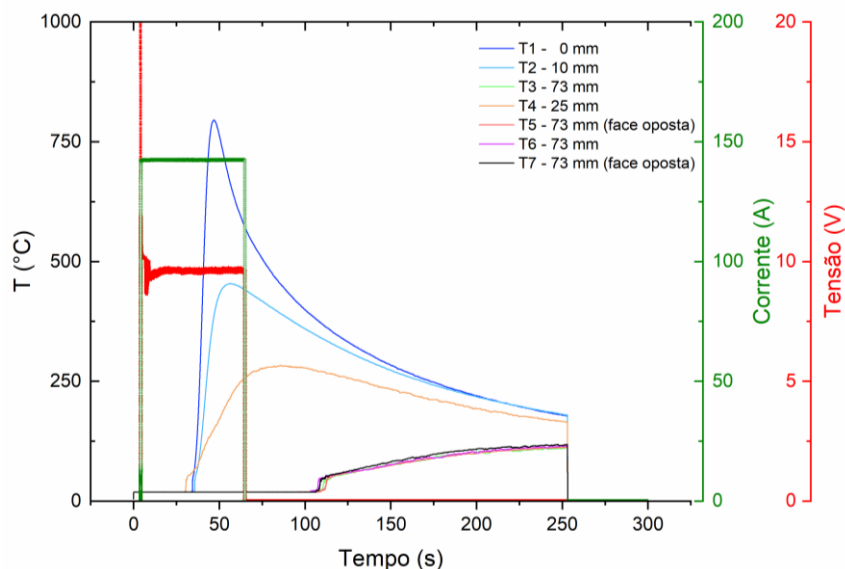


Figura 5-4 - Ciclos térmicos experimentais transversais ao cordão de solda para o teste de chapa com largura infinita, incluindo o tempo de soldagem.

Nota-se que os termopares posicionados próximos ao cordão (T1, T2 e T4) atingem temperaturas mais altas do que os demais termopares (T3, T5, T6 e T7),

<sup>7</sup> Largura infinita é definida como a largura que não produz efeito de borda nos campos de temperatura durante a soldagem, ou seja, a temperatura da borda da chapa fica constante durante a soldagem do corpo-de-prova.



conforme mostra a Figura 4-3. Observa-se também que a tensão e a corrente do arco elétrico são adquiridas durante o tempo de arco aberto ( $60,3 \pm 0,1$  s). Os últimos 4 termopares, posicionados nas extremidades da chapa teste, não adquiriram variação de temperatura durante o tempo de arco aberto, somente a partir 110 s aproximadamente, ou seja, a temperatura nos termopares T3, T5, T6 e T7 começou a aumentar com quase o dobro do tempo de soldagem. Desta maneira, observa-se que, para o tempo de soldagem, não houve o efeito de borda. Este fenômeno ocorreria durante a distribuição de temperatura na chapa teste, quando o fluxo de energia tende a alcançar as extremidades da chapa. Uma parcela dessa energia retornaria em direção ao cordão de solda, nas regiões com temperaturas menores, causando um pré-aquecimento na parte sólida que ainda seria fundida. Este fenômeno poderia causar alterações não desejadas na microestrutura do material, uma vez que a energia é acumulada, de modo a diminuir a taxa de resfriamento do material.

#### 5.2.2 Ciclos térmicos experimentais da linha central do cordão na direção longitudinal – Etapa 1

Na Figura 5-5 estão apresentados os ciclos térmicos de soldagem, de acordo com a metodologia conceitual proposta por Granjon [45]. Nesta figura as temperaturas máximas dos ciclos térmicos apresentam uma curva assintótica. Da mesma maneira, os valores das taxas de resfriamento de todos os ciclos térmicos apresentaram uma tendência ao comportamento assintótico. Neste trabalho, da mesma maneira que os trabalhos de Cruz Neto [35] e Arruda *et al.* [1], foram adquiridos os ciclos térmicos na face oposta a soldagem, na linha central do cordão de solda. Uma motivação para a utilização desta técnica foi de adquirir os ciclos térmicos alinhados com o centro do cordão.

As temperaturas máximas e as taxas de resfriamento não foram influenciadas pela geometria das chapas, que eram consideradas chapas semi-infinitas, conforme discussão anterior.

A Figura 5-5(a), corresponde aos ciclos térmicos da soldagem do UNS S32304, onde pode-se notar o aumento dos picos de temperatura, conforme a progressão da soldagem. Em média, houve um deslocamento de ( $1,3 \pm 0,6$ ) mm no posicionamento de soldagem dos termopares no sentido longitudinal, que podem ser

a causa da alteração das temperaturas máximas e velocidades de resfriamento. Mesmo assim os valores não alteraram o comportamento da tendência assintótica. Observa-se que a partir do T3 (20 mm) a tendência da curva assintótica é evidenciada. Entretanto, foi observado que os termopares T5 e T6 encontravam-se ligeiramente deslocados da no sentido transversal em 0,5 e 0,6 mm, respectivamente, conforme mostrado na Tabela 5-2, que apresenta a diferença entre a localização teórica do ponto e a soldagem dos termopares. Esses deslocamentos influenciam nos valores das temperaturas máximas e das taxas de resfriamento naquele ponto, para cada ciclo térmico.

Na Figura 5-5 (b), nota-se a mesma tendência de uma curva exponencial assintótica para a soldagem do UNS S31803. Neste caso, há apenas um termopar que apresentou erro na aquisição do ciclo térmico, termopar T12, que está posicionado no último ponto de medida do cordão de solda, a 100 mm do início da solda. Nota-se que houve um deslocamento do posicionamento dos termopares de aproximadamente  $(1,3 \pm 0,8) \text{ mm}$  no sentido longitudinal. Já no sentido transversal, que tende a influenciar de maneira significativa nas temperaturas máximas aquisitadas. Houve um deslocamento no posicionamento dos termopares T6, T7 e T11 de 0,2 ; 0,3 e 0,6 mm, respectivamente, com relação a linha central do cordão de solda.

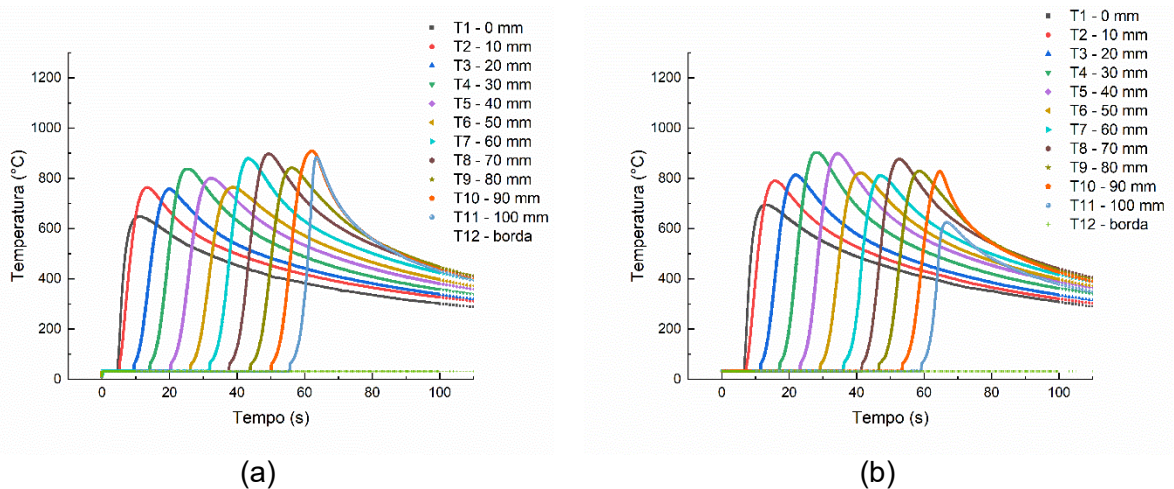


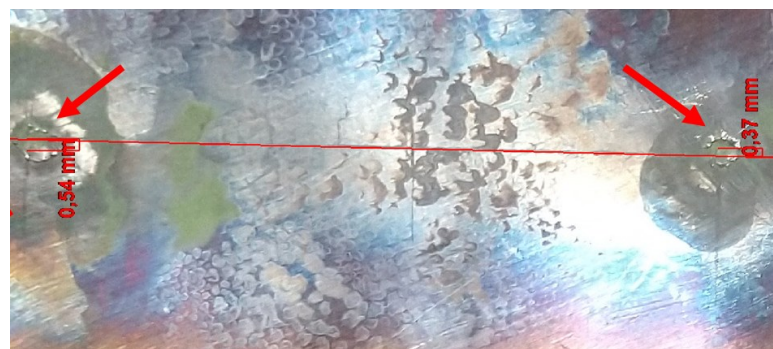
Figura 5-5 - Comparação dos ciclos térmicos experimentais das soldagens da Etapa 1 (sentido longitudinal), valores instantâneos de temperatura ( $^{\circ}\text{C}$ ) versus tempo (s). (a) CP1.1 UNS S32304 e (b) CP2.1 UNS S31803.

Conforme apresentado anteriormente, foi realizada uma análise na posição e qualidade da soldagem dos termopares. Notou-se uma variação que, certamente,

influenciou nas medidas das temperaturas máximas dos ciclos térmicos e taxas de resfriamento (Figura 5-5). A Figura 5-6 mostra a análise realizada para verificar a posição dos termopares soldados, em relação a linha central do cordão de solda.



(a)



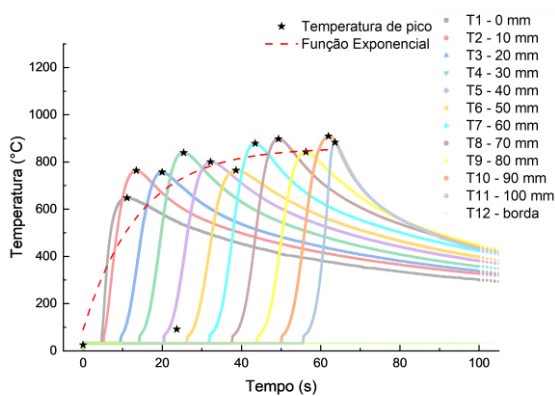
(b)

Figura 5-6. Variação de posicionamento na soldagem dos termopares. (a) Esquema de posicionamento dos termopares em relação a linha central do cordão de solda e (b) Foto de exemplo da medição de desalinhamento de dois termopares.

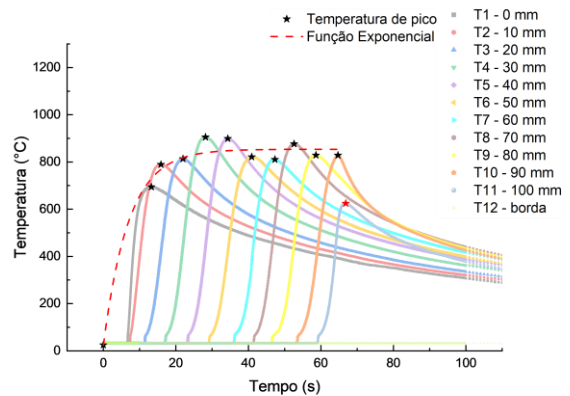
Tabela 5-2. Valores de deslocamento dos termopares em relação a linha central do cordão de solda, após soldagem por fonte capacitiva.

	UNS S32304		UNS S31803		
Termopares	T5	T6	T6	T7	T11
Deslocamento transversal (mm)	0,5	0,6	0,2	0,4	0,6

A Figura 5-7. apresenta os picos de temperaturas máximas dos ciclos térmicos de soldagem e a curva exponencial ajustada aos valores correspondentes. Já a Figura 5-8 apresenta a identificação do patamar de temperatura para cálculo das taxas de resfriamento (entre 600 e 500°C). Foi adotado o intervalo de 100 °C para cálculo da taxa de resfriamento, uma vez que todos os ciclos térmicos atingiram a temperatura de 600 °C, ou mais.

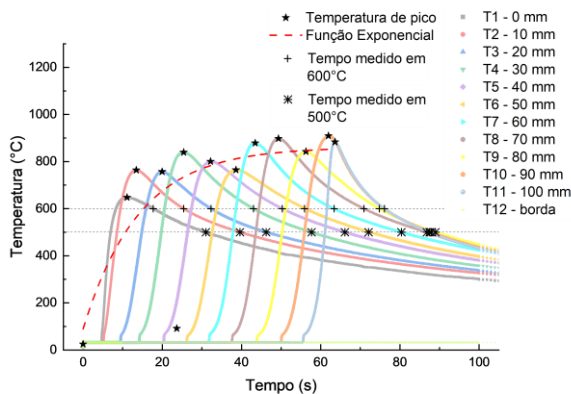


(a)

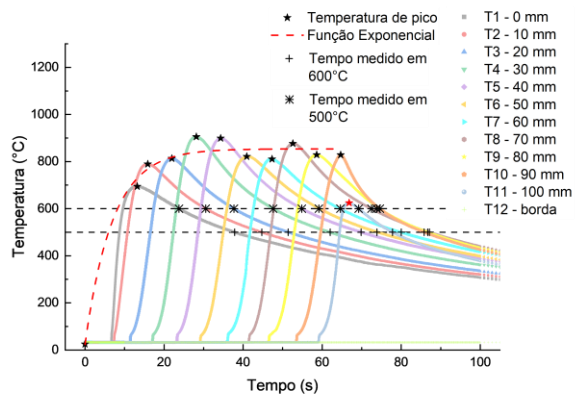


(b)

Figura 5-7. -Ciclos térmicos experimentais das soldagens da Etapa 1 mostrando os valores instantâneos de temperatura ( $^{\circ}\text{C}$ ) versus tempo (s) com tendência assintótica. (a) CP1.1 UNS S32304 e (b) CP2.1 UNS S31803.



(a)



(b)

Figura 5-8 -Ciclos térmicos experimentais das soldagens da Etapa 1 apresentando os valores instantâneos de temperatura ( $^{\circ}\text{C}$ ) versus tempo (s) e os locais de medidas das taxas de resfriamento a 600 e 500 $^{\circ}\text{C}$ . (a) CP1.1 UNS S32304 e (b) CP2.1 UNS S31803.

### 5.2.3 Distância dos locais de medida dos ciclos térmicos no cordão versus temperatura

Através dos picos de temperatura dos ciclos térmicos experimentais foi possível analisar a tendência dos valores máximos de temperatura, em uma função exponencial assintótica, conforme metodologia citada anteriormente. Contudo, ao realizar as regressões, como observado anteriormente, os valores experimentais que estavam acima ou abaixo da tendência de temperatura, apresentaram certa influência na qualidade do ajuste, isto é, com relação ao  $R^2$  (coeficiente correlação). A Figura 5-9 apresenta os ajustes das curvas para os dois materiais soldados, que

inclui todas as temperatura máxima dos ciclos térmicos (exceto o pico do T12 do CP2.1 que apresenta valor fora da tendência e foi considerado como *outlier*). Os valores dos  $R^2$  estão mostrados na Tabela 5-3.

Para a análise inicial, foi determinado o critério de 97,5% do valor assintótico para calcular a transição entre os regimes. Logo, foram encontrados os valores de 21,8 mm (CP 1.1) e 15,5 mm (CP 2.1) de distância em relação ao início do cordão de solda, para o início do regime quase-estacionário pela temperatura máxima dos ciclos térmicos.

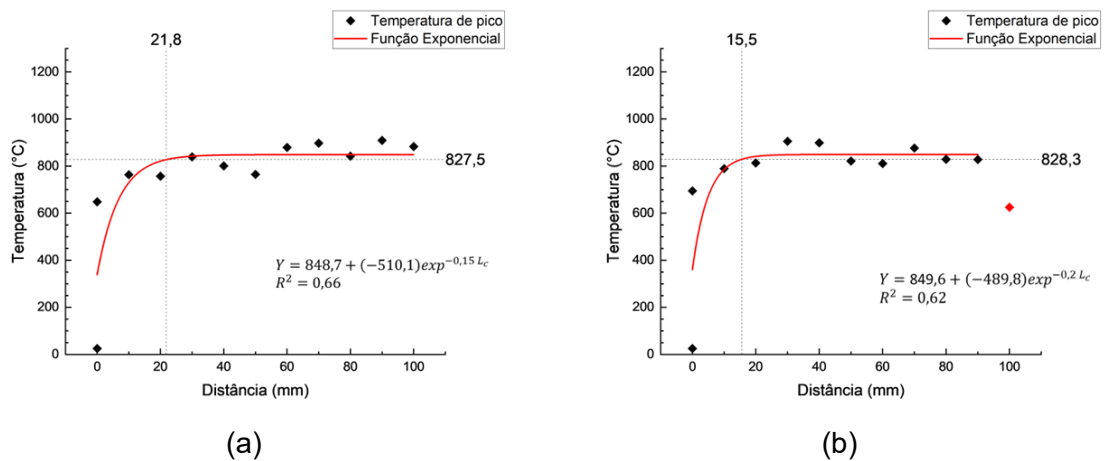


Figura 5-9 - Regressões não lineares de todas as temperaturas máximas ( $T_{m\acute{a}x}$ ) versus a distância de soldagem dos termopares ( $L_c$ ), com relação à origem do comprimento do cordão. (a) CP1.1 UNS S32304 e (b) CP2.1 UNS S31803.

Tabela 5-3 - Comparação das funções ajustadas das  $T_{m\acute{a}x}$  (°C) em função do  $L_c$  (mm).

CP	Equação ajustada da regressão	$R^2$
CP1.1 UNS S32304	$y = 791,9 + (-455,31) \exp^{(-0,26 \times L_c)}$	0,66
CP2.1 UNS S31803	$y = 849,6 + (-489,8) \exp^{(-0,2 \times L_c)}$	0,62
Função para regressão	$y = y_0 + A \exp^{(R_0 L_c)}$	

Após a primeira análise realizada sobre todos os valores das  $T_{m\acute{a}x}$ , decidiu-se realizar a análise do início do cordão (termopar T1) até o meio do cordão (termopar T6, a 50 mm do início do cordão) e, deste ponto, fim do cordão (termopar T11 – 100 mm). Nota-se que ao restringir a análise aos ciclos térmicos iniciais, onde encontra-se o regime transiente inicial em menor distância, ou seja, a curva exponencial assintótica atinge a reta assíntota com menor comprimento do cordão. Já, para a análise dos termopares finais, não houve variação significativa para que os valores

experimentais fossem ajustados pela função assintótica. A Tabela 5-4 apresenta as funções ajustadas dos trechos de início e fim.

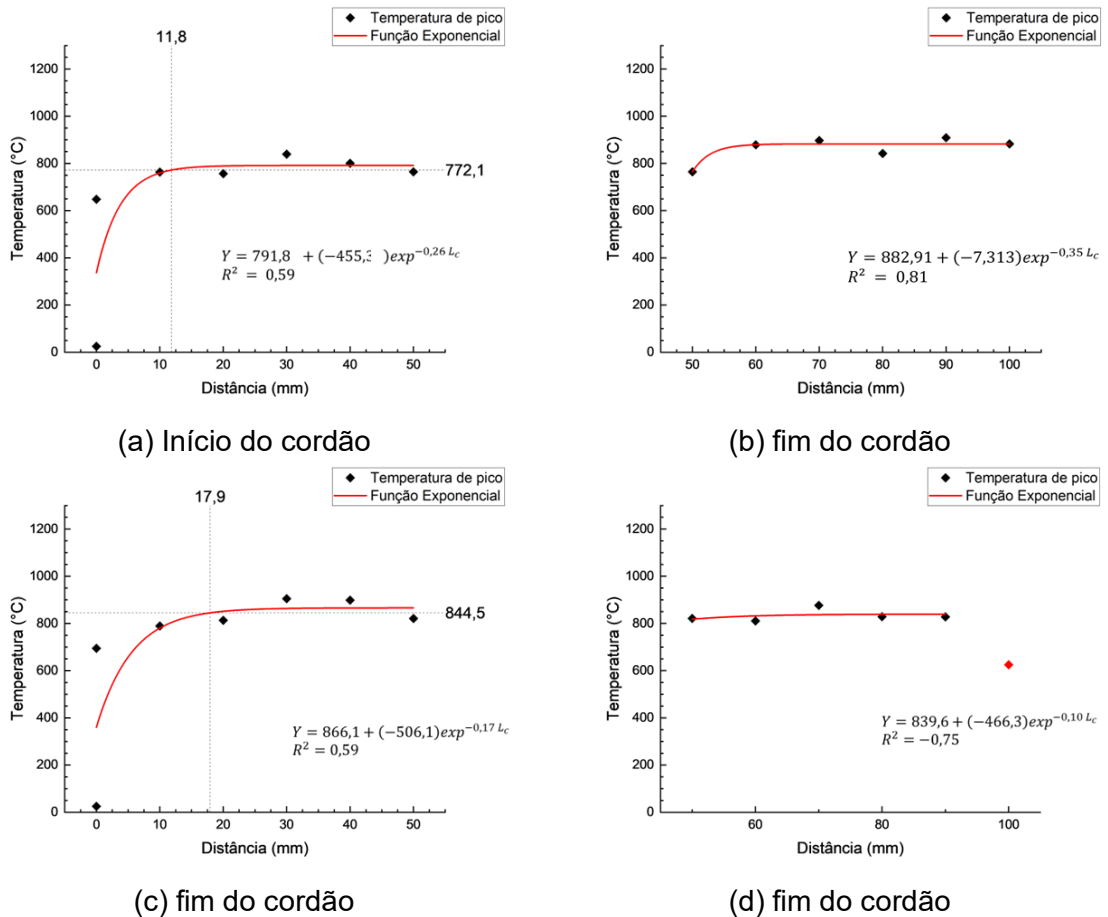


Figura 5-10 - Regressões não lineares das temperaturas máximas ( $T_{m\acute{a}x}$ ) versus o comprimento dos cordões de solda ( $L_c$ ). (a) CP1.1\_32304 início do cordão, (b) CP1.1\_32304 fim do cordão, (c) CP2.1\_31803 início do cordão e (d) CP2.1\_31803 fim do cordão.

Tabela 5-4 - Comparação das funções ajustadas das  $T_{m\acute{a}x}$  ( $^{\circ}\text{C}$ ) em função do  $L_c$  (mm).

CP	Equação da regressão	$R^2$
CP1.1_32304 início do cordão	$y = 791,8 + (-455,3) \exp(-0,26 \times L_c)$	0,59
CP1.1_32304 fim do cordão	$y = 882,9 + (-7,3) \exp(-0,35 \times L_c)$	0,81
CP2.1_31803 início do cordão	$y = 866,1 + (-506,1) \exp(-0,17 \times L_c)$	0,59
CP2.1_31803 fim do cordão	$y = 839,6 + (-466,3) \exp(-0,10 \times L_c)$	0,75
Função para regressão	$y = y_0 + A \exp^{(R_0 L_c)}$	

## 5.2.4 Distância dos locais de medida no cordão versus Taxa de Resfriamento – Etapa 1

Além das temperaturas máximas, Granjon [45], propõe a identificação do início do regime quase-estacionário através das taxas de resfriamento. Com isso, foram calculadas as taxas de resfriamento entre 600 e 500 °C para cada ciclo térmico. A Figura 5-11 apresenta a curva para as taxas de resfriamento em função da distância do início do cordão de solda. A Tabela 5-5 apresenta os valores de  $R^2$  de ambas as condições, nota-se que o ajuste é melhor para o CP2.1, onde os valores de  $T_R$  apresentam menor variação até o termopar T8 – 70 mm.

De modo contrário ao observado nas curvas assintóticas pela temperatura máxima, as curvas da taxa de resfriamento apresentam um comportamento assintótico desde o início da soldagem. A variação significativa da  $T_R$  é observada, apenas, na região final do cordão, ou seja, transição entre o  $R_{Qe}$  e o  $R_{Tr}$  final. Ao ajustar a função aos valores experimentais de  $T_R$ , obteve-se os valores assintóticos no  $R_{Qe}$  de 6,67 °C/s (CP1.1) e 6,89 °C/s (CP2.1). Para o critério de 97,5% do valor da  $T_R$  assintótica, as distâncias calculadas para a transição entre os regimes no fim do cordão foram de 68,16 mm e 70,45 mm para o CP1.1 e CP 2.1, respectivamente.

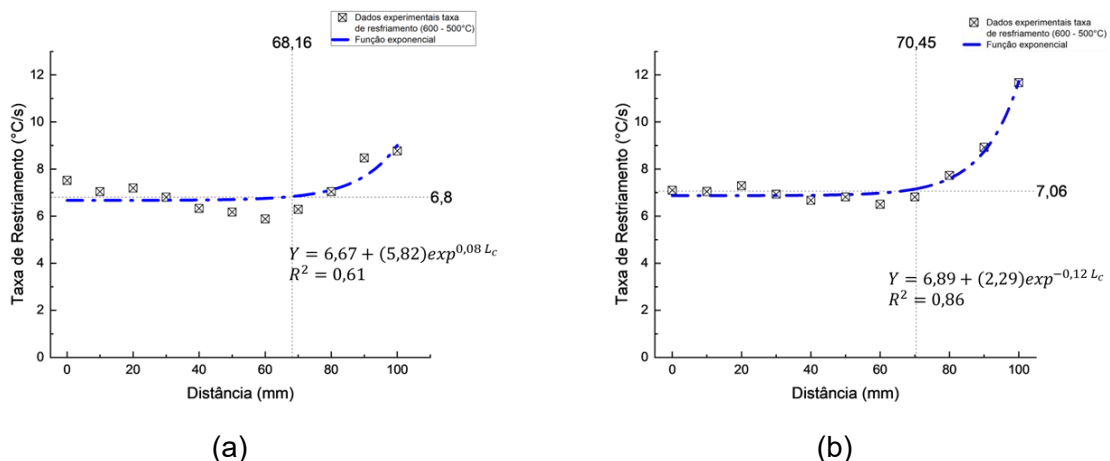


Figura 5-11 - Regressões não lineares da taxa de resfriamento ( $T_R$ ) versus o comprimento dos cordões de solda ( $L_c$ ). (a) CP1.1 UNS S32304 e (b) CP2.1 UNS S31803.



Tabela 5-5 - Comparação das funções ajustadas das  $T_R$  ( $^{\circ}\text{C/s}$ ) em função do  $L_c$  ( $\text{mm}$ ).

CP	Equação da regressão	R <sup>2</sup>
UNS S32304	$y = 6,67 + 5,82 \exp^{(0,08 L_c)}$	0,61
UNS S31803	$y = 6,89 + 2,29 \exp^{(0,86 L_c)}$	0,86
Função para regressão	$y = y_0 + A \exp^{(R_0 L_c)}$	

Nota: S – Sim; N – Não.

A Figura 5-12 apresenta a sobreposição das curvas de  $T_{m\acute{a}x}$  e  $T_R$  em função da distância do cordão de solda. Nota-se que, à medida que a  $T_{m\acute{a}x}$  tende a aumentar e estabilizar-se, a taxa de resfriamento é constante e tende a aumentar no fim do processo. De acordo com Daha *et al* [66] o aço duplex possui como característica o aumento da condutividade térmica com o aumento de temperatura. Assim, pode-se relacionar este fenômeno com os dados apresentados, onde, os valores experimentais no início do regime transiente inicial (T1 a T4) mostram a taxa de resfriamento mais alta do que na região de regime quase-estacionário (T5 a T8). Com o aumento da condutividade térmica dos aços duplex, em alta temperatura, e o acúmulo de energia no final do cordão de solda resultam no aumento da taxa de resfriamento. Este fato sugere que o aumento da taxa de resfriamento está ligado com o aumento da condutividade térmica. Este fenômeno é inverso ao que ocorre com a maioria dos aços carbono, que com o aumento da temperatura há a diminuição da condutividade térmica [66]. No artigo de Daha *et al* [66] os autores relatam o aumento desta propriedade física do AID que pode variar em, aproximadamente, 20% entre a faixa de temperatura de 600 a 900 $^{\circ}\text{C}$ .

Outro fator importante são os modos de transferência de energia via calor por condução, convecção e radiação. A convecção e a radiação são fenômenos de atuação mínima no início da soldagem, tendo a condução como o mecanismo principal de transferência de energia via calor. No entanto, à medida que se progride com a soldagem, a chapa tende a aumentar a temperatura e os mecanismos de transferência de energia via calor por convecção e radiação tendem a aumentar a dissipação de energia no local, principalmente na região do transiente final.

Não obstante, também pode ser levado em consideração o fato de que no fim do processo de soldagem a chapa teste tende a concentrar a energia no fim do cordão. Isso faz com que todo o cordão soldado tenha tempo suficiente para resfriar, uma vez que, como apresentado no item 5.2.1, as dimensões da chapa teste



obedecem às condições de chapa com largura infinita. Isto é, a condição de resfriamento do  $RT_r$  final pode ser similar ao  $RT_r$  inicial, onde há uma concentração de energia no local e o restante da chapa encontra-se em uma condição de resfriamento acelerado. Assim, ter-se-ia uma condição de maior taxa de resfriamento, devido ao valor constante de energia imposta e o aumento dos fenômenos de convecção e radiação no transiente final.

Assim, como pode ser observado na Figura 5-12, a energia via calor que é inserida no material se torna estável até o fim do processo (vide pelas temperaturas máxima dos ciclos térmicos) e a condição de resfriamento se torna maior do que a de aquecimento.

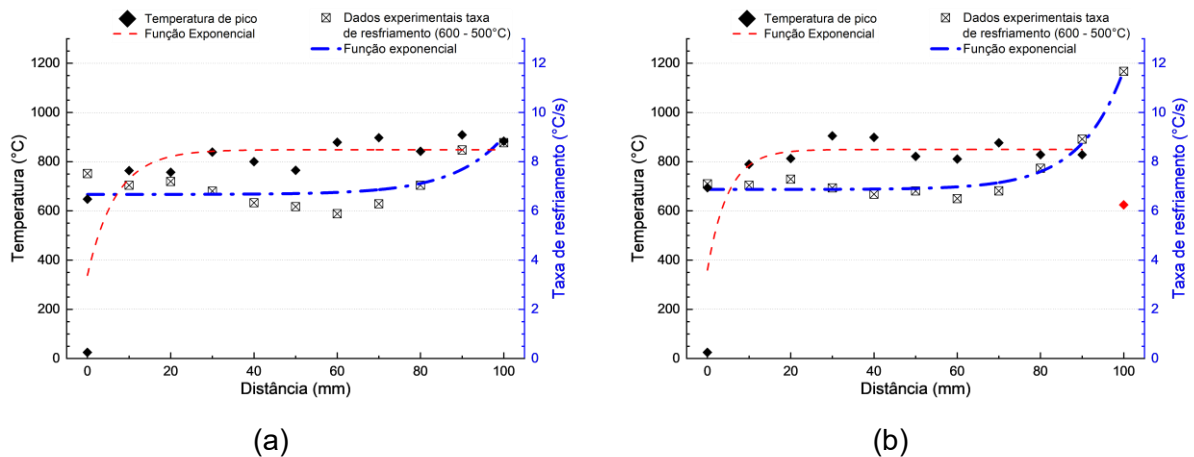


Figura 5-12 – Comparação das regressões não lineares da temperatura máxima ( $T_{m\acute{a}x}$ ) e taxa de resfriamento ( $T_R$ ) versus o comprimento dos cordões de solda ( $L_c$ ). (a) CP1.1 UNS S32304 e (b) CP2.1 UNS S31803.

### 5.2.5 Ciclos térmicos experimentais da linha central do cordão – Etapa 2

Os ciclos térmicos experimentais para a etapa 2 foram adquiridos com menor distâncias entre os trechos iniciais e finais dos cordões de solda. A Figura 5-13 apresenta todos os ciclos térmicos adquiridos, desta vez, com os 12 termopares posicionados no cordão, uma vez que na Etapa 1, foi observado que, para estas condições de soldagem, não há efeito de borda.

A Figura 5-14 mostra a identificação dos picos de  $T_{m\acute{a}x}$ , dos ciclos térmicos da Etapa 2 e a curva ajustadas aos valores obtidos. Já a Figura 5-15 apresenta a identificação dos pontos definidos para o cálculo das taxas de resfriamento entre 600 e 500 °C.

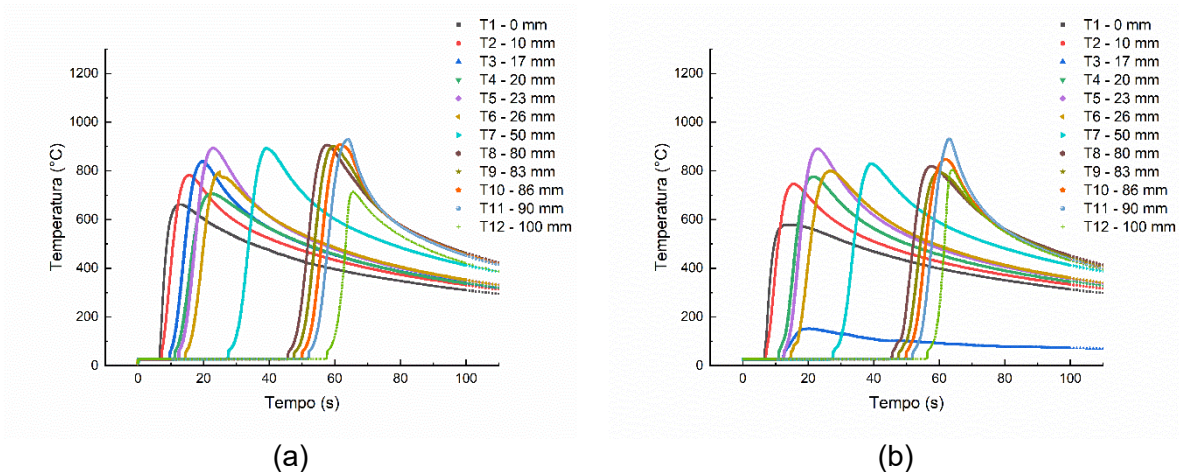


Figura 5-13 - Comparação dos ciclos térmicos experimentais das soldagens da Etapa 2, valores instantâneos de Temperatura (°C) versus Tempo (s). (a) CP1.1 UNS S32304 e (b) CP2.1 UNS S31803.

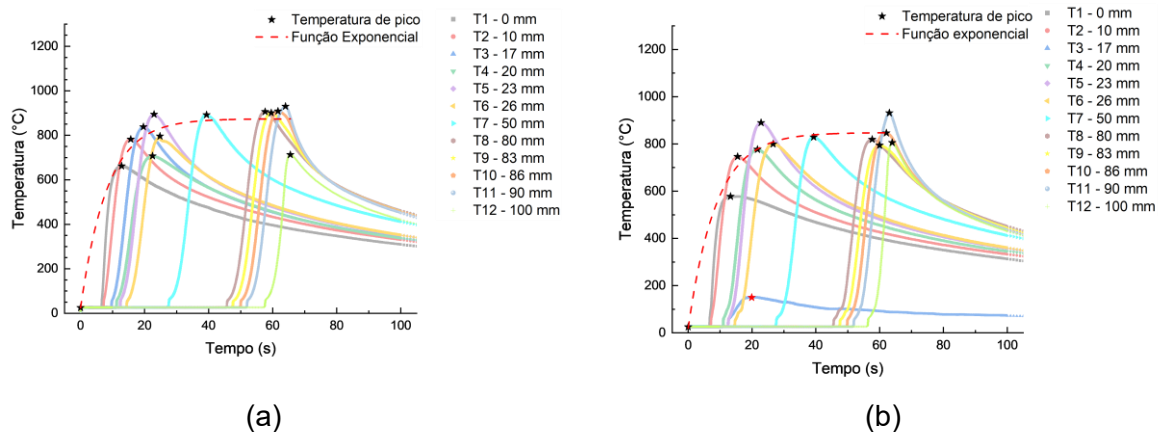


Figura 5-14 - Ciclos térmicos experimentais das soldagens da Etapa 2, mostrando valores instantâneos de Temperatura (°C) com o Tempo (s). (a) CP1.2 UNS S32304 e (b) CP2.2 UNS S31803.

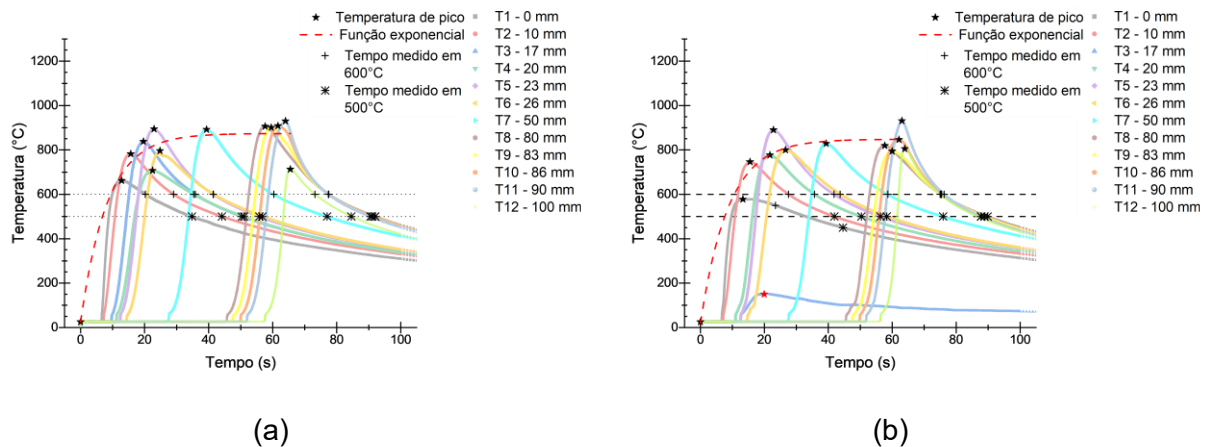


Figura 5-15 - Identificação dos pontos de  $T_{m\acute{a}x}$  e  $T_R$  nos ciclos térmicos experimentais das soldagens da Etapa 2, mostrando valores instantâneos de Temperatura (°C) com o Tempo (s). (a) CP1.2 UNS S32304 e (b) CP2.2 UNS S31803.

### 5.2.6 Distância dos locais de medida no cordão versus Temperatura máxima

Como visto anteriormente na Etapa 1, as curvas exponenciais assintóticas são ajustadas às  $T_{m\acute{a}x}$  dos ciclos térmicos, de modo que a temperatura tende a estabilizar com a progressão da soldagem. As soldagens dos CP's na Etapa 2 apresentam a similaridade do comportamento assintótico, como pode ser observado na Figura 5-16.

Ao realizar o ajuste das funções em relação aos pontos de  $T_{m\acute{a}x}$  obteve-se as distâncias de transição entre os regimes iniciais de 29,09 mm (CP 1.2) e 18,8 mm (CP 2.2) no início dos cordões de solda. As funções estão apresentadas na Tabela 5-6.

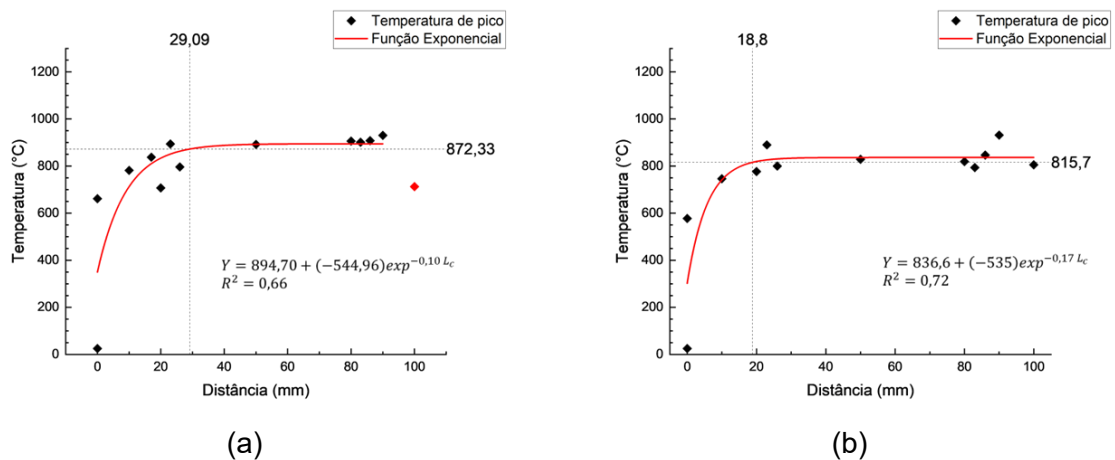


Figura 5-16 -Ajuste por função assintótica dos pontos de  $T_{m\acute{a}x}$  em função dos locais de medida no cordão da Etapa 2 (s). (a) CP1.2 UNS S32304 e (b) CP2.2 UNS S31803.

Tabela 5-6 - Comparação das funções ajustadas das  $T_{m\acute{a}x}$  (°C) versus  $L_c$  (mm) Etapa 2.

CP	Equação da regressão	R <sup>2</sup>
CP1.2 UNS S32304	$y = 894,7 + (-544,9) \exp^{(-0,10 \times L_c)}$	0,66
CP2.2 UNS S31803	$y = 836,6 + (-535) \exp^{(-0,17 \times L_c)}$	0,72
Função para regressão:	$y = y_0 + A \exp^{(R_0 L_c)}$	

De modo similar a análise realizada na Etapa 1, foram analisados os pontos iniciais e finais de ambas as condições de soldagem (T1 à T6 e de T6 a T12), para investigar a possível influência dos das regiões e diferença entre a medição da distância de transição inicial dos regimes. Mais uma vez, foi visto que os valores de  $T_{m\acute{a}x}$  não correspondem a variação no  $R_{Tr\ final}$ , no qual haveria a hipótese do aumento

da  $T_{m\acute{a}x}$  no fim do cord\~{a}o de solda. Para a an\~{a}lise realizada com 97,5% do valor assint\~{o}tico da fun\~{c}\~{a}o, encontrou-se as dist\~{a}ncias de 16,6 mm e de 17,9 mm de comprimento do  $R_{Tr\ inicial}$  para o CP 1.2 e CP 2.2, respectivamente.

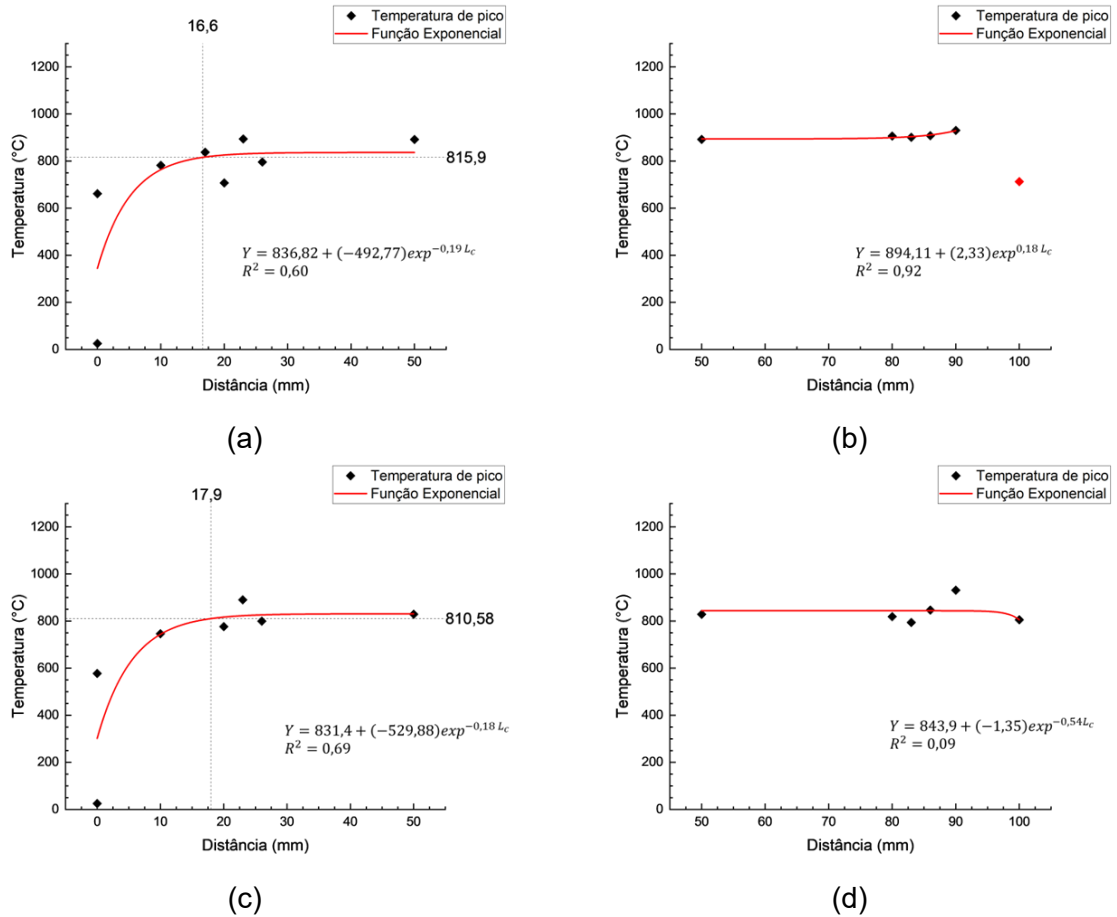


Figura 5-17 -Ajuste por fun\~{c}\~{a}o assint\~{o}tica dos pontos de  $T_{m\acute{a}x}$  em fun\~{c}\~{a}o dos locais de medida no cord\~{a}o da Etapa 2, (a) CP1.2\_32304 in\~{i}cio do cord\~{a}o, (b) CP1.2\_32304 fim do cord\~{a}o, (c) CP2.2\_31803 in\~{i}cio do cord\~{a}o e (d) CP2.2\_31803 fim do cord\~{a}o.

A Tabela 5-7 apresenta os coeficientes de correla\~{c}\~{a}o das fun\~{c}\~{a}es para ambas as condi\~{c}\~{o}es de soldagem (CP1.2 e CP2.2). Assim como visto nos resultados da Etapa 1, os ciclos t\~{e}rmicos do CP1.1 e CP1.2 sofreram influ\~{e}ncias nas aquisi\~{c}\~{o}es das temperaturas m\~{a}ximas dos ciclos t\~{e}rmicos. Somente na an\~{a}lise dos ciclos t\~{e}rmicos iniciais (de T1 – 0 mm \~{a} T6 – 50 mm) \~{e} poss\~{i}vel identificar a transi\~{c}\~{a}o entre os regimes t\~{e}rmicos em dist\~{a}ncia similar aos resultados dos CP2.1.

Tabela 5-7 - Comparação das funções ajustadas das  $T_{m\acute{a}x}$  ( $^{\circ}C$ ) versus  $L_c$  ( $mm$ ) Etapa 2.

CP	Equação da regressão	R <sup>2</sup>
CP1.2 UNS S32304 início do cordão	$y = 984,7 + (-544,9) \exp^{(-0,10 \times L_c)}$	0,66
CP1.2 UNS S32304 fim do cordão	$y = 984,7 + (-544,9) \exp^{(-0,10 \times L_c)}$	0,92
CP2.2 UNS S31803 início do cordão	$y = 831,4 + (-529,9) \exp^{(-0,18 \times L_c)}$	0,69
CP2.2 UNS S31803 fim do cordão	$y = 843,9 + (-1,35) \exp^{(-0,54 \times L_c)}$	0,09
Função para regressão	$y = y_0 + A \exp^{(R_0 L_c)}$	

### 5.2.7 Distância dos locais de medida no cordão versus a Taxa Resfriamento – Etapa 2

Semelhante a Etapa 1, os gráficos das taxas de resfriamento na Etapa 2 apresentam a tendência dos materiais em manter a taxa de resfriamento constante até 70 *mm* de comprimento do cordão. Há uma variação da taxa de resfriamento no início do cordão onde os valores são ligeiramente mais altos do que o ponto central (50 *mm*), no entanto, não apresentaram variação significativa. Nos resultados das  $T_R$  do CP2.2 (Figura 5-18) observou-se que três pontos estavam fora da tendência dos demais, logo, foram destacados como possíveis *outliers*, as funções encontram-se na (Tabela 5-8).

Os valores encontrados para as  $T_R$  no  $R_{Qe}$  foram de 6,59  $^{\circ}C/s$  e 6,85  $^{\circ}C/s$  para os CP2.1 e CP2.2, respectivamente. Já as distâncias calculadas com 97,5% dos valores assintóticos foram de 71,5 *mm* (CP 1.2) e de 75,5 *mm* (CP2.2).

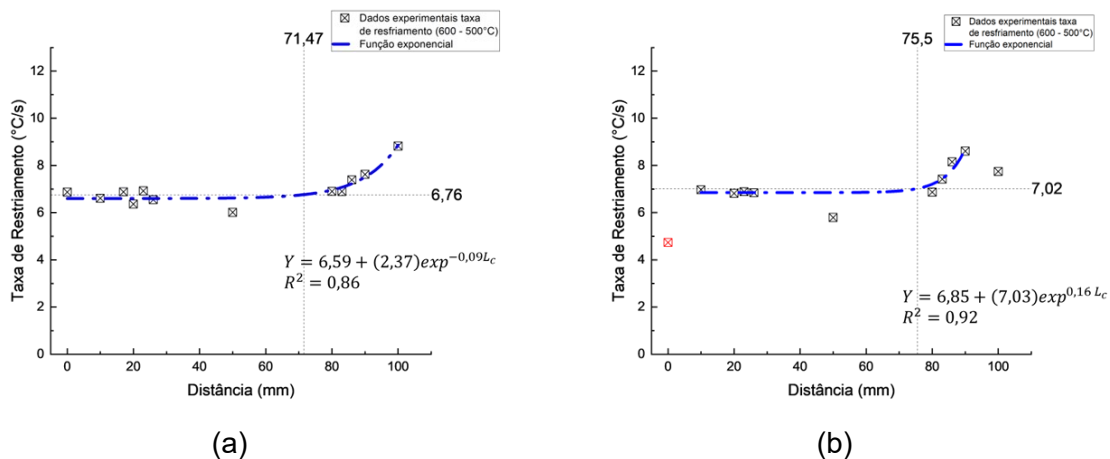


Figura 5-18 - Regressões não lineares da taxa de resfriamento ( $T_R$ ) versus o comprimento dos cordões de solda ( $L_c$ ). (a) CP1.2 UNS S32304 e (b) CP2.2 UNS S31803.

Tabela 5-8 - Comparação das funções ajustadas das  $T_R$  ( $^{\circ}\text{C/s}$ ) versus  $L_c$  (mm) Etapa 2.

CP	Equação da regressão	$R^2$
CP1.2	$y = 6,59 + 2,37 \exp(-0,09 L_c)$	0,86
CP2.2	$y = 6,85 + 7,03 \exp(0,16 L_c)$	0,92
Função para regressão	$y = y_0 + A \exp(R_0 L_c)$	

Ao sobrepor as curvas de  $T_{m\acute{a}x}$  e  $T_R$  (Figura 5-19) é possível observar com maior clareza o mesmo comportamento observado na Etapa 1. A temperatura máxima e a taxa de resfriamento estão diretamente relacionadas ao comportamento térmico do material durante o processo de soldagem.

Na maioria dos materiais (ou no caso dos aços carbono) é esperado que a temperatura máxima tenha a tendencia de aumentar e a  $T_R$  ser máxima no início da soldagem e estabilizar em um patamar (regime quase-estacionário). Por outro lado, como mencionado na etapa anterior, é possível que na soldagem do AID a taxa de resfriamento seja constante no início do processo de soldagem, ou não tenha uma variação significativa, onde no início do cordão os valores sejam ligeiramente mais altos. No entanto, à medida que se progride do  $R_{Tr}$  para o  $R_{Qe}$ , a taxa de resfriamento pode aumentar, devido ao aumento da condutividade térmica do material e da participação significativa do mecanismo de transferência de energia via calor por convecção.

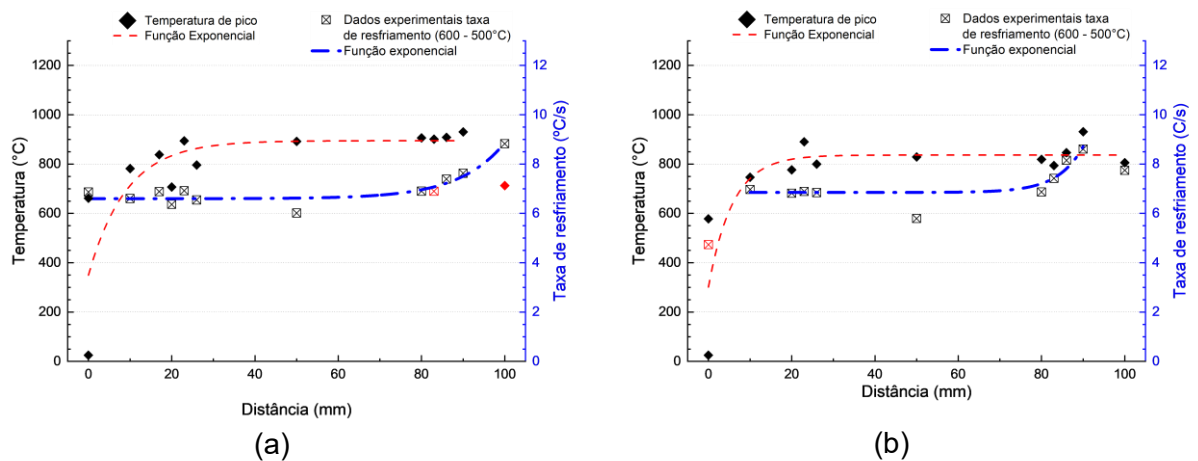


Figura 5-19 – Comparação das regressões não lineares da temperatura máxima ( $T_{m\acute{a}x}$ ) e taxa de resfriamento ( $T_R$ ) versus o comprimento dos cordões de solda ( $L_c$ ). (a) CP1.2 UNS S32304 e (b) CP2.2 UNS S31803.

### 5.3 Geometria do cordão de solda

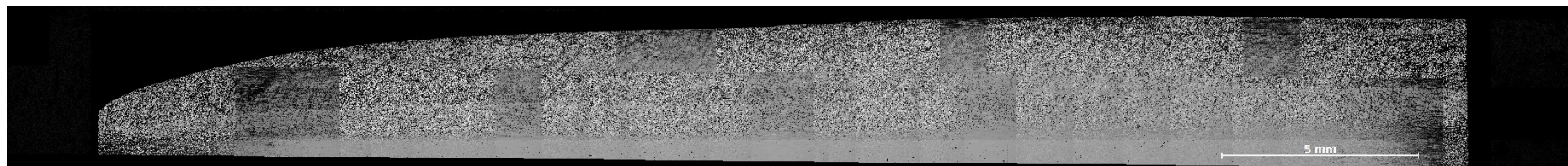
Nos tópicos anteriores foram apresentados, com êxito, os dados experimentais para identificação dos regimes transientes e quase estacionários conforme proposta de Granjon [45], através das  $T_{m\acute{a}x}$  e  $T_R$ . Logo, observou-se que o regime transiente inicial afeta de forma significativa a distribuição de energia via calor no início da soldagem e tende a estabilizar. Já a taxa de resfriamento apresentou um resultado inverso, tendo baixa variação no regime transiente inicial e regime quase estacionário e aumento dos valores no regime transiente final.

Com o intuito de analisar os efeitos dos transientes na geometria do cordão, foram analisadas as secções longitudinais dos CP1.1 e CP2.1 e transversais do cordão de solda com os CP1.2 e CP2.2. Tendo como referência o trabalho de Cruz Neto [35] que seccionou cordões de solda em 6 partes a cada 8 mm, para avaliar a geometria do cordão e os valores de microdureza ao longo do comprimento.

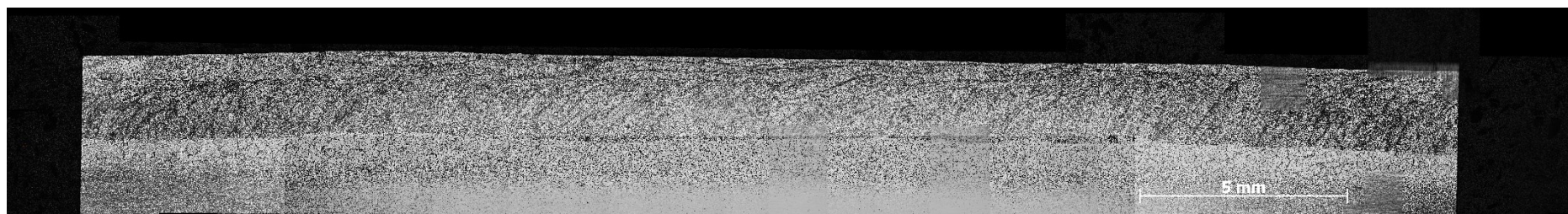
Os cordões referentes a Etapa 1 de soldagem foram seccionados no sentido longitudinal e em seguida, segmentados em 3 partes iguais de, aproximadamente, 33 mm cada. Já os cordões referentes a Etapa 2, foram seccionados no sentido transversal ao cordão de solda em 13 (treze) faces sendo em: 0 mm, 10 mm, 17 mm, 20 mm, 23 mm, 26 mm, 30 mm, 50 mm, 80 mm, 83 mm, 86 mm, 90 mm e 100 mm.

As macrografias dos cordões de solda nas duas vistas: longitudinal e transversal são apresentados nas Figura 5-20, Figura 5-21, Figura 5-22 e Figura 5-23.

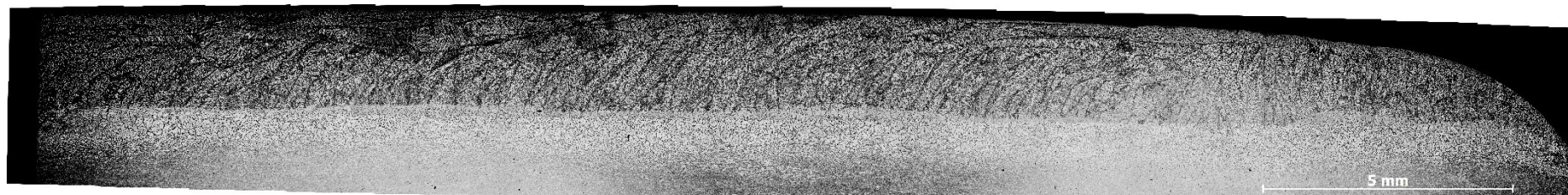




CP1.1\_Início



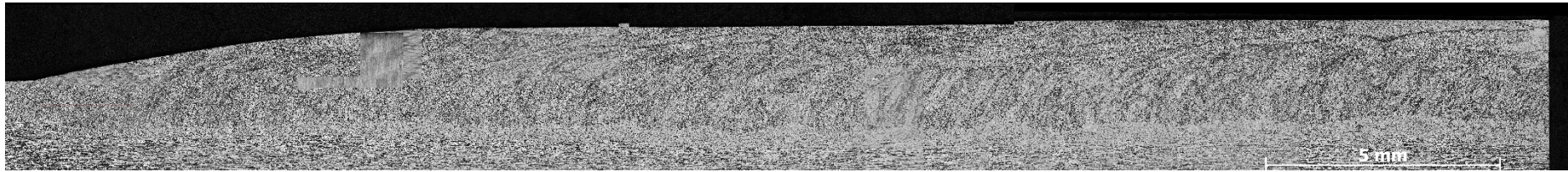
CP1.1\_Meio



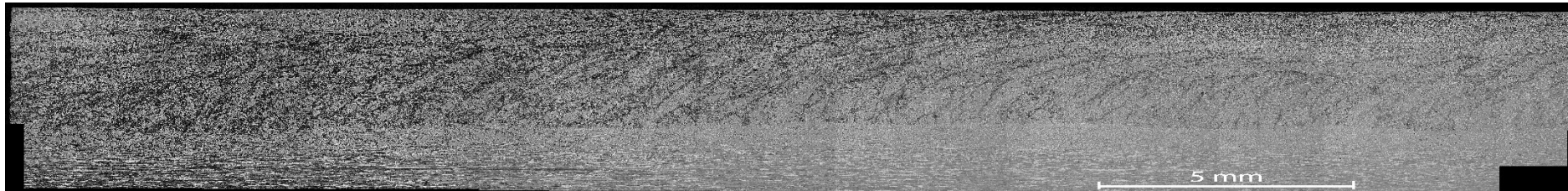
CP1.1\_Fim

Figura 5-20 – Macrografias longitudinais do CP1.1 UNS S32304 ao longo do comprimento do cordão de solda.

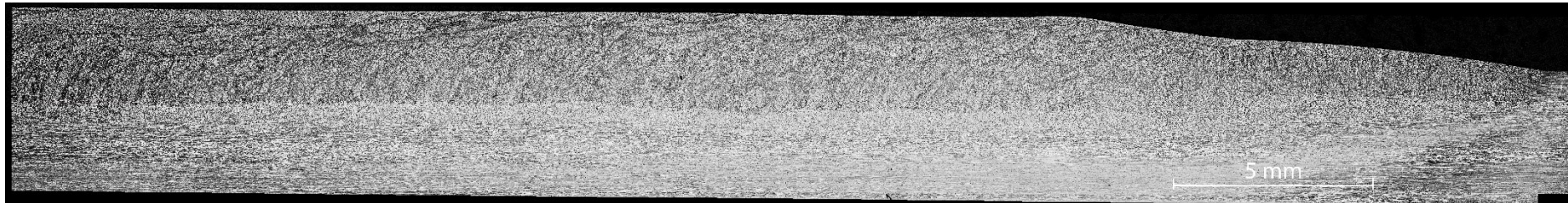




CP2.1\_Início



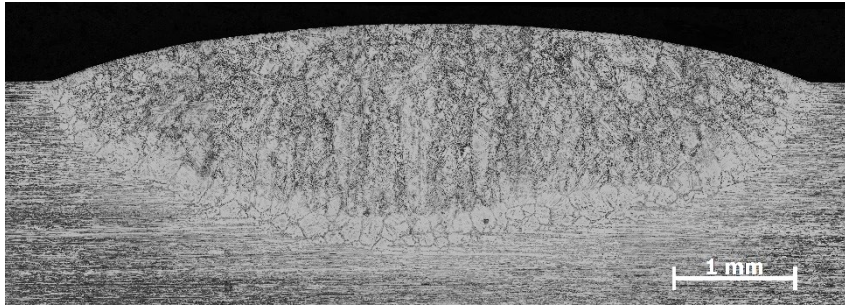
CP2.1\_Meio



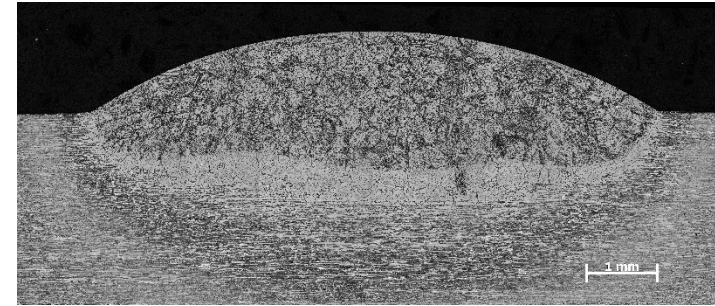
CP2.1\_Fim

Figura 5-21 – Macrografias longitudinais do CP2.1 UNS S31803 ao longo do comprimento do cordão de solda.

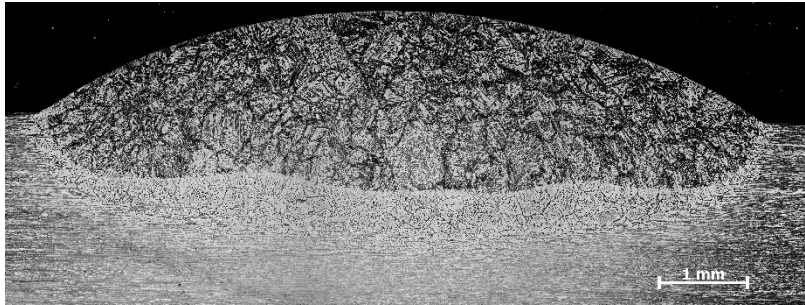




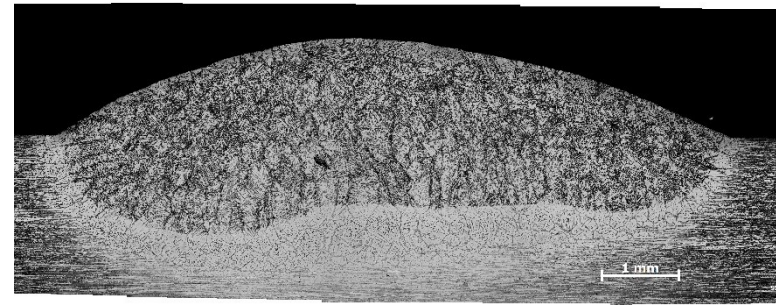
0 mm



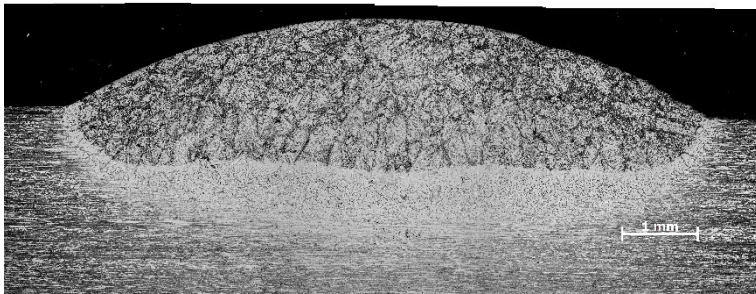
10 mm



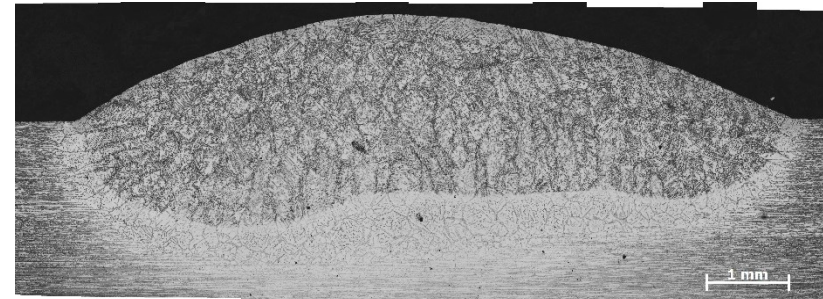
17 mm



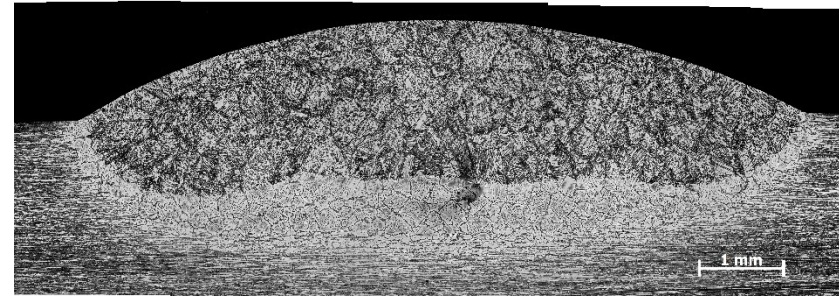
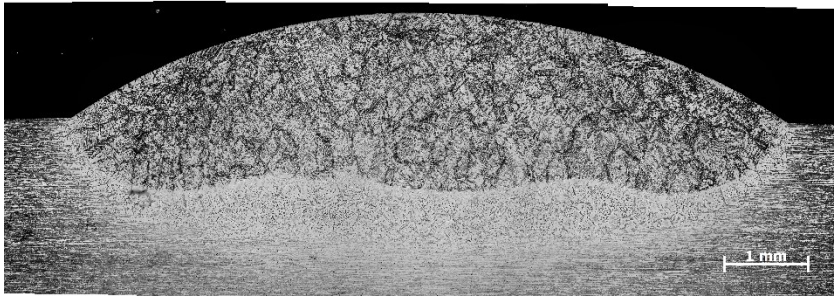
20 mm



23 mm



26 mm





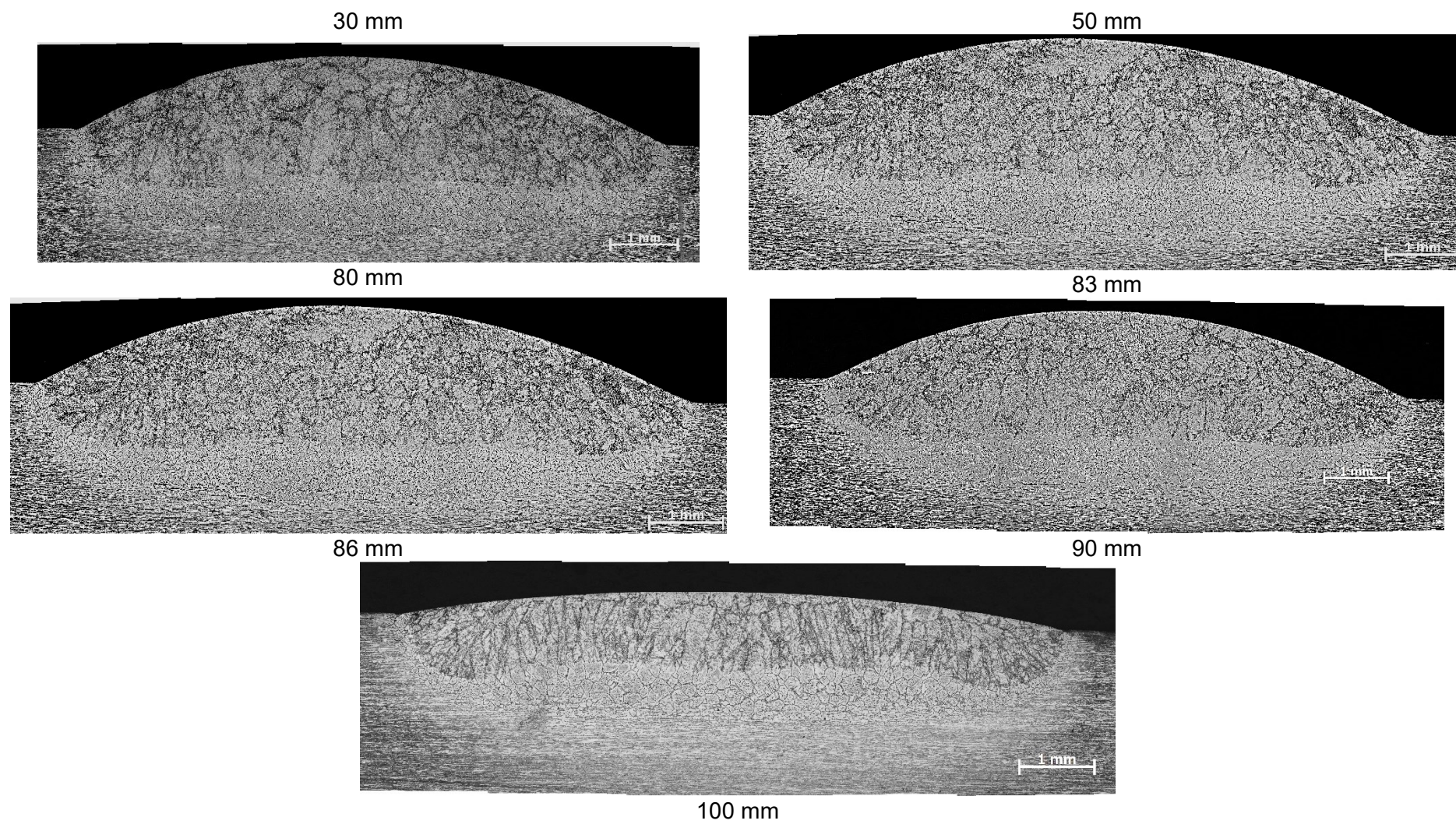
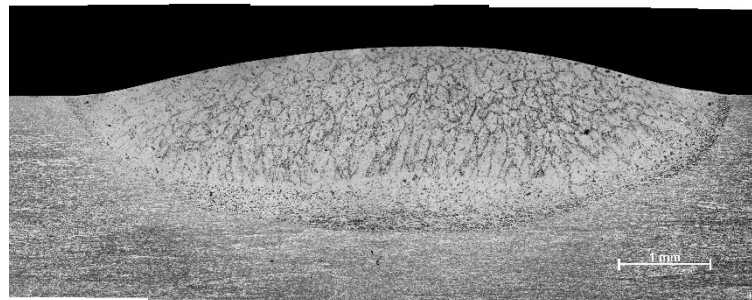
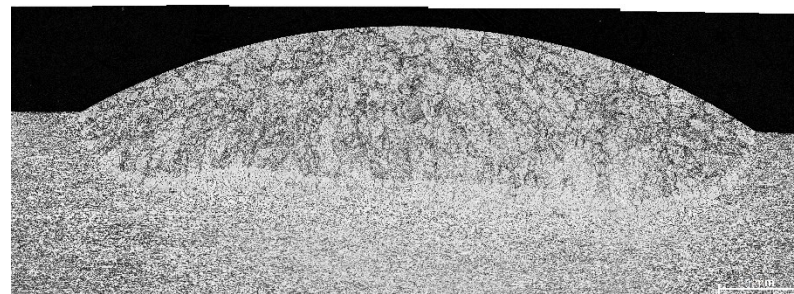


Figura 5-22 – Macrografias transversais do CP1.2 UNS S32304 em diversos comprimentos do cordão de solda.

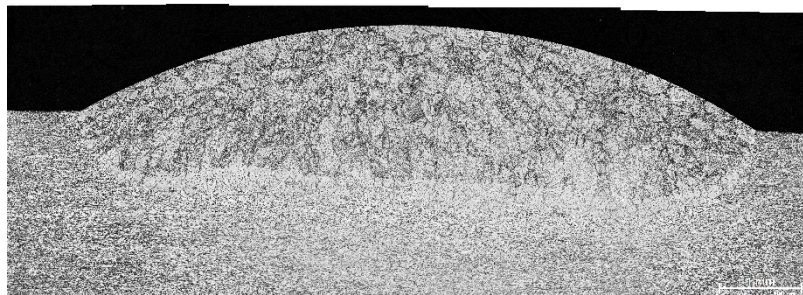




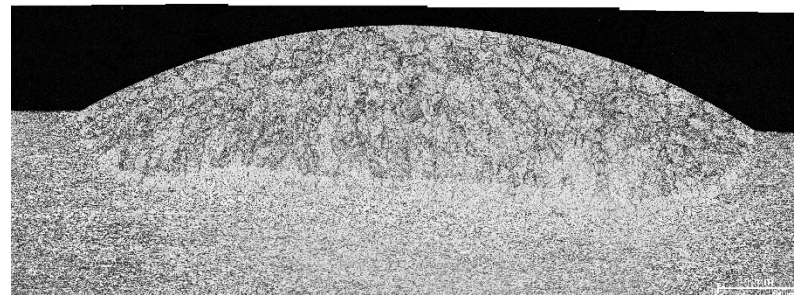
0 mm



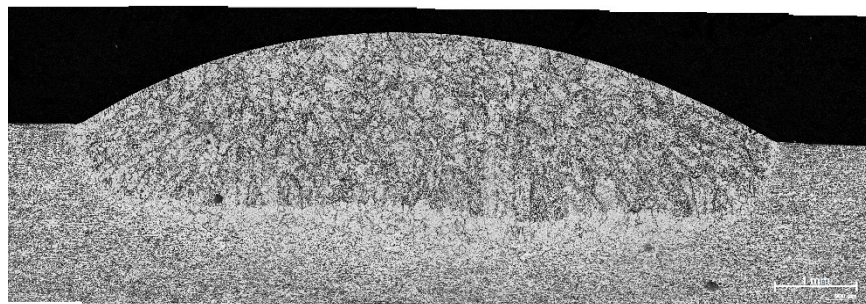
10 mm



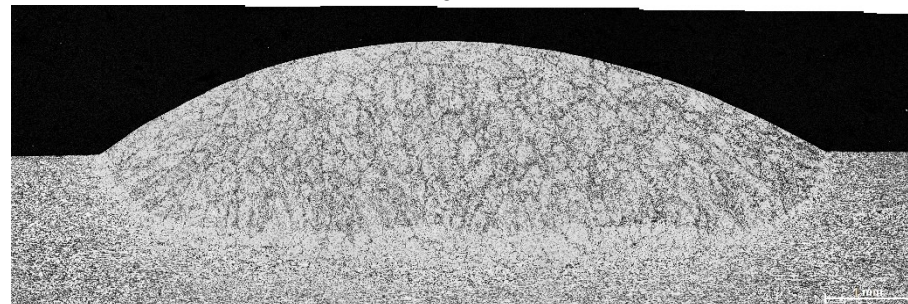
17 mm



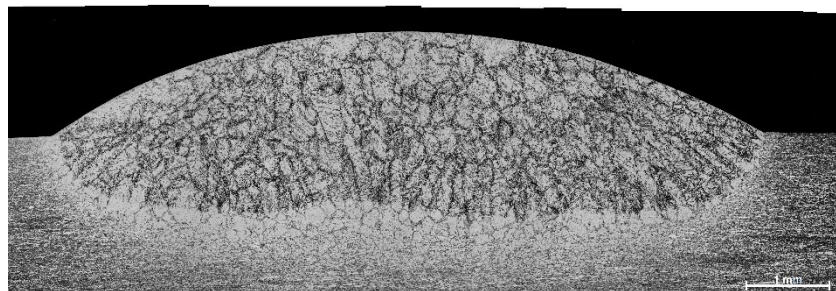
20 mm



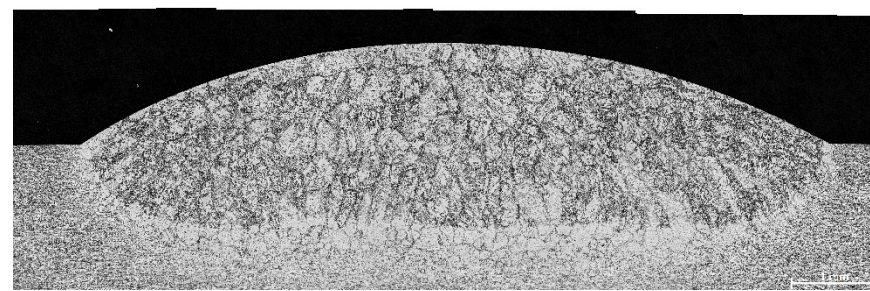
23 mm



26 mm

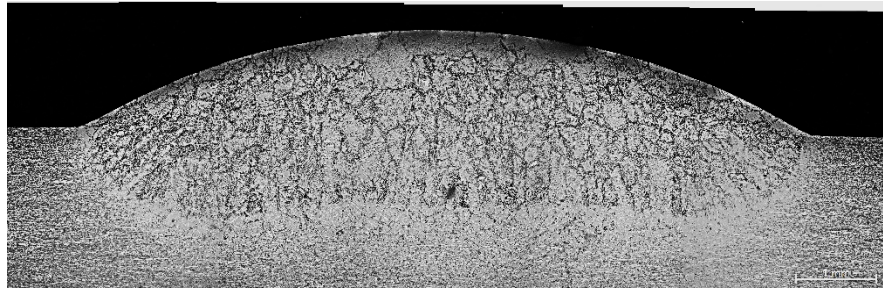


30 mm

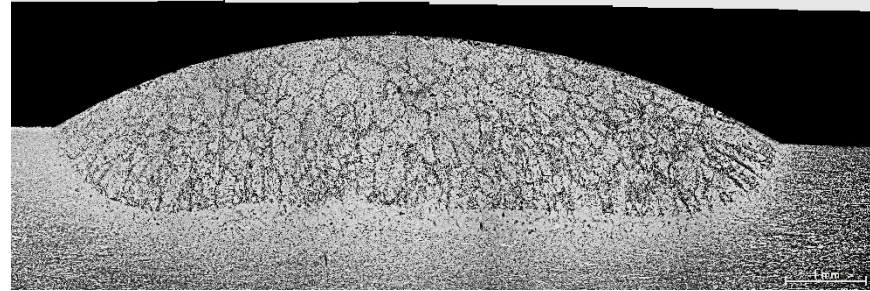


50 mm

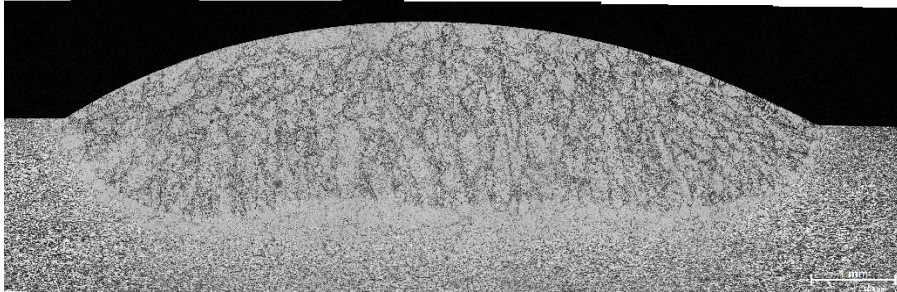




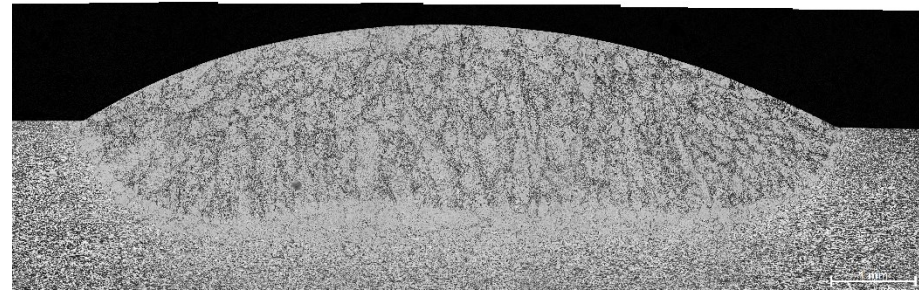
80 mm



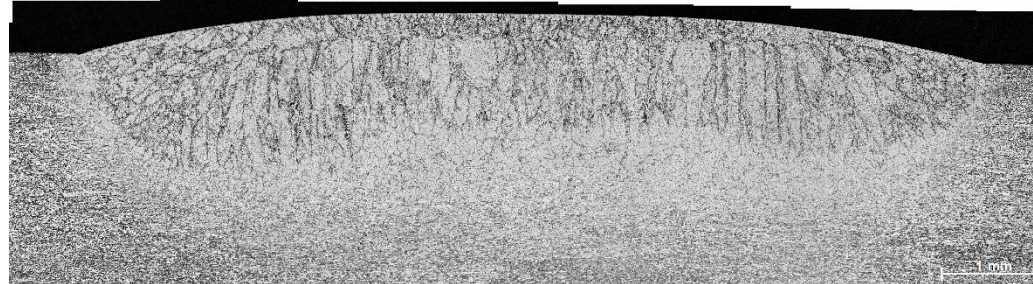
83 mm



86 mm



90 mm



100 mm

Figura 5-23 – Macrografias transversais do CP2.2 UNS S31803 em diversos comprimentos do cordão de solda.

Tabela 5-9 – Dados da geometria dos cordões de solda da Etapa 2.

CP	Distância mm	Metal de adição mm <sup>2</sup>	Metal de solda mm <sup>2</sup>	Área total mm <sup>2</sup>	Área ZAC mm <sup>2</sup>	Diluição %	Altura ZF mm	Largura do cordão mm	Penetração mm	Extensão média da ZAC mm	Ângulo $\alpha$ °	Ângulo $\beta$ °
CP1.2	0	2,13	4,95	7,08	2,45	30,08	1,57	6,08	1,10	0,41 ±0,05	22,19	48,11
	10	6,27	5,24	11,51	5,91	54,47	1,95	8,05	0,80	0,73 ±0,05	28,86	53,12
	17	6,98	5,64	12,62	5,74	55,31	2,02	8,3	0,79	0,79 ±0,03	31,07	65,31
	20	7,26	8,16	15,42	7,27	47,08	2,18	8,65	0,89	0,94 ±0,16	24,63	57,07
	23	7,11	5,68	12,79	6,8	55,59	2,01	8,4	0,74	0,97 ±0,05	28,77	53,79
	26	7,26	8,23	15,49	7,28	46,87	2,14	8,77	0,85	0,86 ±0,15	24,74	57,88
	30	7,63	6,12	13,75	7,58	55,49	2,1	8,8	0,80	0,97 ±0,06	29,87	58,02
	50	6,7	6,18	12,88	8,57	52,02	1,85	8,68	0,70	1,01 ±0,06	25,26	56,73
	80	6,96	5,79	12,75	6,52	54,59	1,87	8,74	0,67	0,83 ±0,12	26,7	53,13
	83	6,99	6,04	13,03	7,1	53,65	1,9	8,9	0,73	0,87 ±0,09	24,09	54,14
	86	6,99	6,3	13,29	7,91	52,60	1,93	8,91	0,76	0,93 ±0,10	22,32	62,61
	90	7,36	6,85	14,21	8,68	51,79	1,95	8,95	0,75	1,05 ±0,05	25,3	63,95
100	2,52	5,52	8,04	8,35	31,34	1,05	8,8	0,64	1,21 ±0,03	10,06	68,54	
CP2.2	0	2,3	6,07	8,37	2,27	27,48	1,38	7,00	0,84	0,49 ±0,11	9,44	65,82
	10	6,22	5,44	11,66	4,41	53,34	1,87	8,17	0,71	0,60 ±0,04	29,71	69,77
	17	6,77	6,4	13,17	5,34	51,40	2,04	8,56	0,84	0,63 ±0,03	27,37	67,6
	20	6,72	6,44	13,16	4,54	51,06	2,07	8,52	0,82	0,58 ±0,07	31,29	67,77
	23	6,66	7,28	13,94	4,89	47,78	2,13	8,53	0,88	0,63 ±0,09	27,37	67,6
	26	7,13	6,76	13,89	4,53	51,33	2,19	8,48	0,93	0,61 ±0,02	26,56	69,74
	30	7,00	6,98	13,98	4,9	50,07	2,05	8,53	0,86	0,63 ±0,05	27,37	68
	50	7,11	7,38	14,49	4,24	49,07	2,16	8,74	0,98	0,59 ±0,04	26,21	66,95
	80	7,38	7,75	15,13	5,02	48,78	2,18	9,08	0,93	0,56 ±0,04	26,35	66,72
	83	7,22	7,32	14,54	2,98	49,66	2,11	8,94	0,89	0,59 ±0,05	26,26	67,32
	86	6,85	8,00	14,85	5,46	46,13	2,20	8,89	1,02	0,70 ±0,08	25,96	67,8
	90	6,39	8,25	14,64	5,27	43,65	2,09	9,02	1,06	0,65 ±0,04	22,46	66,91
100	2,82	6,32	9,14	5,09	30,85	1,06	8,64	0,64	0,77 ±0,13	13,45	75,32	

Ao realizar uma avaliação qualitativa das imagens de macrografias, é possível notar as variações das regiões de início e fim dos cordões. Observa-se que para as amostras CP1.1 e CP2.1 as extensões das ZAC's e os comprimentos das zonas fundidas tendem a aumentar com a progressão da soldagem (início), chegam a regiões de pequena variação (meio) e tornam a diminuir (fim do cordão). Quando observadas as vistas transversais, nota-se que, de forma similar, também há variação na geometria do cordão. As principais características que podem ser observadas são a altura do cordão, penetração, largura, extensão da ZAC, área fundida e os ângulos do formato dos cordões, os valores estão apresentados na Tabela 5-9. As Figura 5-24 e Figura 5-25 e apresenta os valores medidos na zona fundida (ZF) e da zona afetada pelo calor (ZAC) dos CP1.1 e CP2.1 (sentido longitudinal).

### 5.3.1 Análises das medidas da altura da ZF, largura do cordão, extensão da ZAC e diluição

Para os valores da ZF é possível observar que no início da soldagem (abertura do arco elétrico e deposição do metal de adição) a altura da ZF é menor do que 0,5 mm. Logo, com a progressão da soldagem e transição entre o  $RT_r$  e o  $RQ_e$  a função exponencial se ajusta aos dados experimentais com valor de  $R^2$  de 0,91 e 0,85 e valores correspondentes aos  $RQ_e$  de 1,92 mm e de 2,13 mm de comprimento da ZF para os CP1.1 e CP2.1, respectivamente. Pela grande variação dos pontos, nota-se que a ZF sofre forte influência pelo  $RT_r$ , pois o valor inicial é menor do que 0,5 mm e em, aproximadamente 10 mm de cordão este valor aumenta em, aproximadamente, 4 (quatro) vezes.

Quando observados os ajustes para os valores de extensão da ZAC, nota-se que este parâmetro não corresponde com a mesma variação observada na ZF. Isto é, a extensão da ZAC apresenta valores iniciais menores do que 0,5 mm e a curva exponencial assintótica não se mostra com a mesma acentuação que a curva da ZF. Os valores de extensão da ZAC correspondentes as assíntotas das funções ( $RQ_e$ ) são de 1,03 mm e 0,62mm e os  $R^2$  são de 0,70 e 0,55 para os CP1.1 e CP2.1, que são influenciados pela variação no fim do cordão (valores a partir de 70 mm).

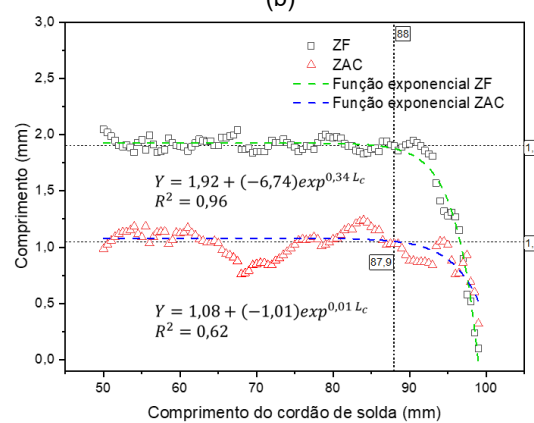
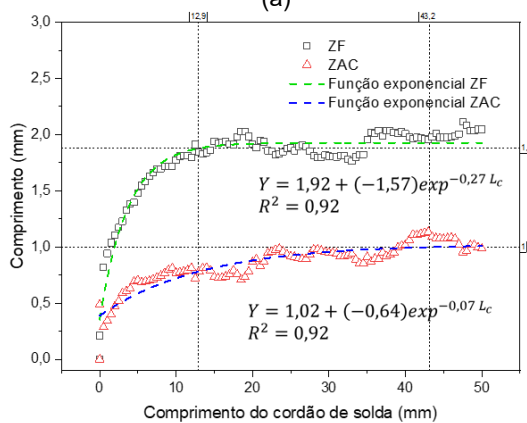
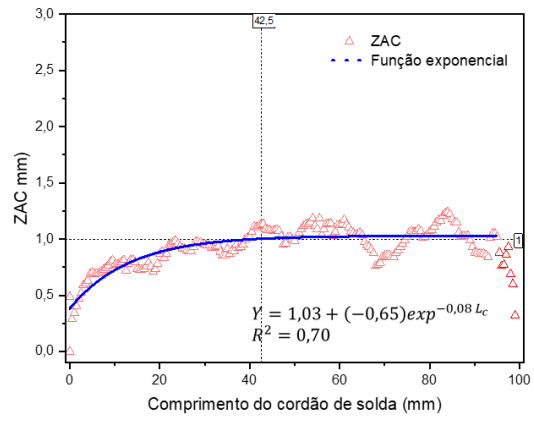
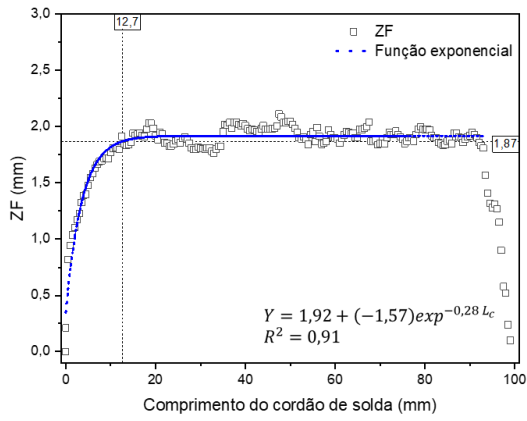


Figura 5-24 – Funções ajustadas das medidas da ZF e ZAC para CP1.1.

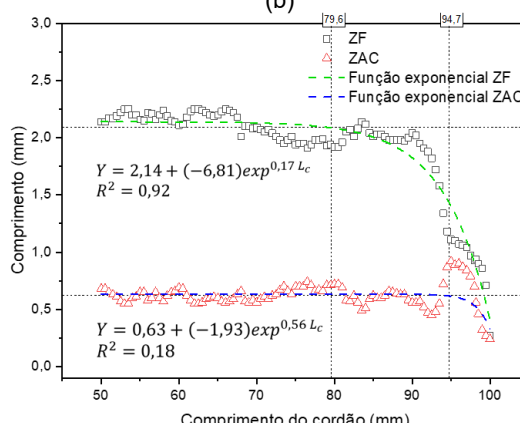
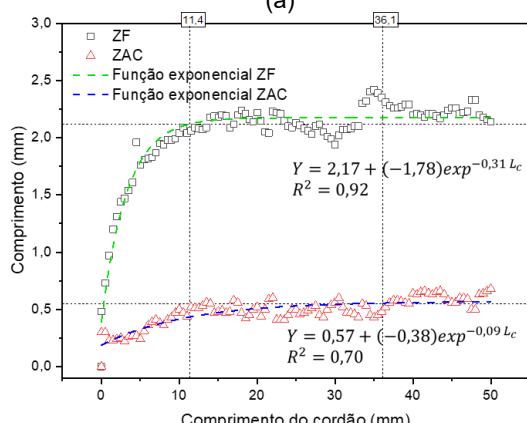
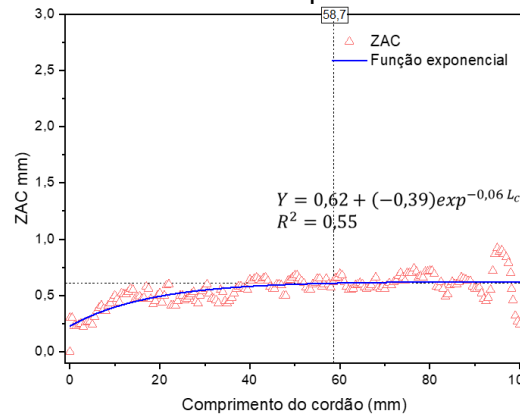
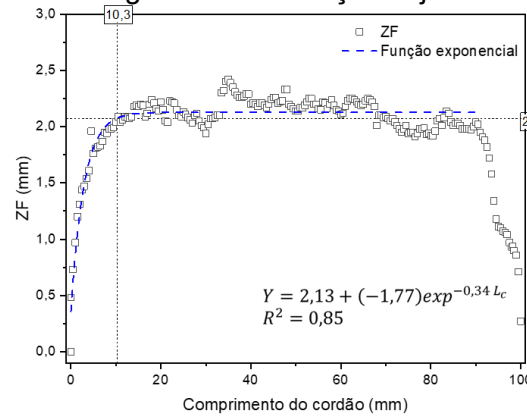


Figura 5-25 – Funções ajustadas das medidas da ZF e ZAC para CP2.1.



Tabela 5-10 - Tabela das regressões não lineares para ajuste das funções assintóticas em função dos comprimentos da ZF e da ZAC do CP1.1 e CP 2.1.

CP	Região	Equação da regressão	R <sup>2</sup>
CP1.1 UNS S32304	ZF	$y = 1,92 + (-1,57) \exp^{(-0,28 \times L_c)}$	0,91
	ZAC	$y = 1,03 + (-0,65) \exp^{(-0,08 \times L_c)}$	0,70
CP1.1 UNS S32304 início do cordão	ZF	$y = 1,92 + (-1,57) \exp^{(-0,27 \times L_c)}$	0,92
	ZAC	$y = 1,02 + (-0,64) \exp^{(-0,07 \times L_c)}$	0,92
CP1.1 UNS S32304 fim do cordão	ZF	$y = 1,92 + (-6,74) \exp^{(0,34 \times L_c)}$	0,96
	ZAC	$y = 1,08 + (-1,01) \exp^{(0,01 \times L_c)}$	0,62
CP2.1 UNS S31803	ZF	$y = 2,13 + (-1,77) \exp^{(-0,34 \times L_c)}$	0,85
	ZAC	$y = 0,62 + (-0,39) \exp^{(-0,06 \times L_c)}$	0,55
CP2.1 UNS S31803 início do cordão	ZF	$y = 2,17 + (-1,78) \exp^{(-0,32 \times L_c)}$	0,92
	ZAC	$y = 0,57 + (-0,38) \exp^{(-0,09 \times L_c)}$	0,70
CP2.1 UNS S31803 fim do cordão	ZF	$y = 2,14 + (-6,81) \exp^{(0,17 \times L_c)}$	0,92
	ZAC	$y = 0,63 + (-1,93) \exp^{(0,56 \times L_c)}$	0,18
Função para regressão		$y = y_0 + A \exp^{(R_0 L_c)}$	

Para ambos os materiais foi possível observar as transições entre os regimes de transferência de energia via calor, pela variação do comprimento da zona fundida e da extensão da ZAC pelo sentido longitudinal dos cordões.

Para a soldagem do CP1.1 encontrou-se a transição  $R_{Tr\ inicial}$  e  $R_{Qe}$  próximo aos 12,9 mm para a ZF e 43,2 mm para a ZAC, a partir do início do cordão. Já na comparação entre o  $R_{Qe}$  e o  $R_{Tr\ final}$  as distâncias encontradas foram de 88 mm, a partir do início do cordão, tanto para ZF quanto para a ZAC.

A soldagem do CP2.1 e CP2.2 apresentou similaridade nos resultados analisados. A distância de transição entre o  $R_{Tr\ inicial}$  e  $R_{Qe}$  foi de, aproximadamente, 11,4 mm para a zona fundida e de 36,1 mm para a ZAC, a partir do início do cordão. No entanto, uma variação maior foi encontrada nos pontos da ZAC no fim do cordão, onde a função assintótica obteve menor

ajuste devido a um aumento dos valores da extensão da ZAC seguido de queda abrupta. Assim, a variação encontrada pela função entre o  $R_{Qe}$  e o  $R_{Tr\ final}$  foi em, aproximadamente, 94.7 mm para a ZAC e de 79,6 mm para a zona fundida.

De forma semelhante, a metodologia foi utilizada para a análise dos valores dimensionais dos cordões nas vistas transversais (CP 1.2 e CP 2.2). A Figura 5-26 apresenta os valores medidos da altura da ZF, largura dos cordões e extensão da ZAC para as soldagens da Etapa 2.

As medidas da altura da zona fundida (ZF), que inclui a penetração e a altura do reforço, da largura do cordão e da extensão da ZAC para os AID UNS S32304 e UNS S31803 estão apresentados na Tabela 5-9. A partir dos dados apresentados foram gerados os gráficos destas dimensões para avaliar o comportamento assintótico dos dados experimentais

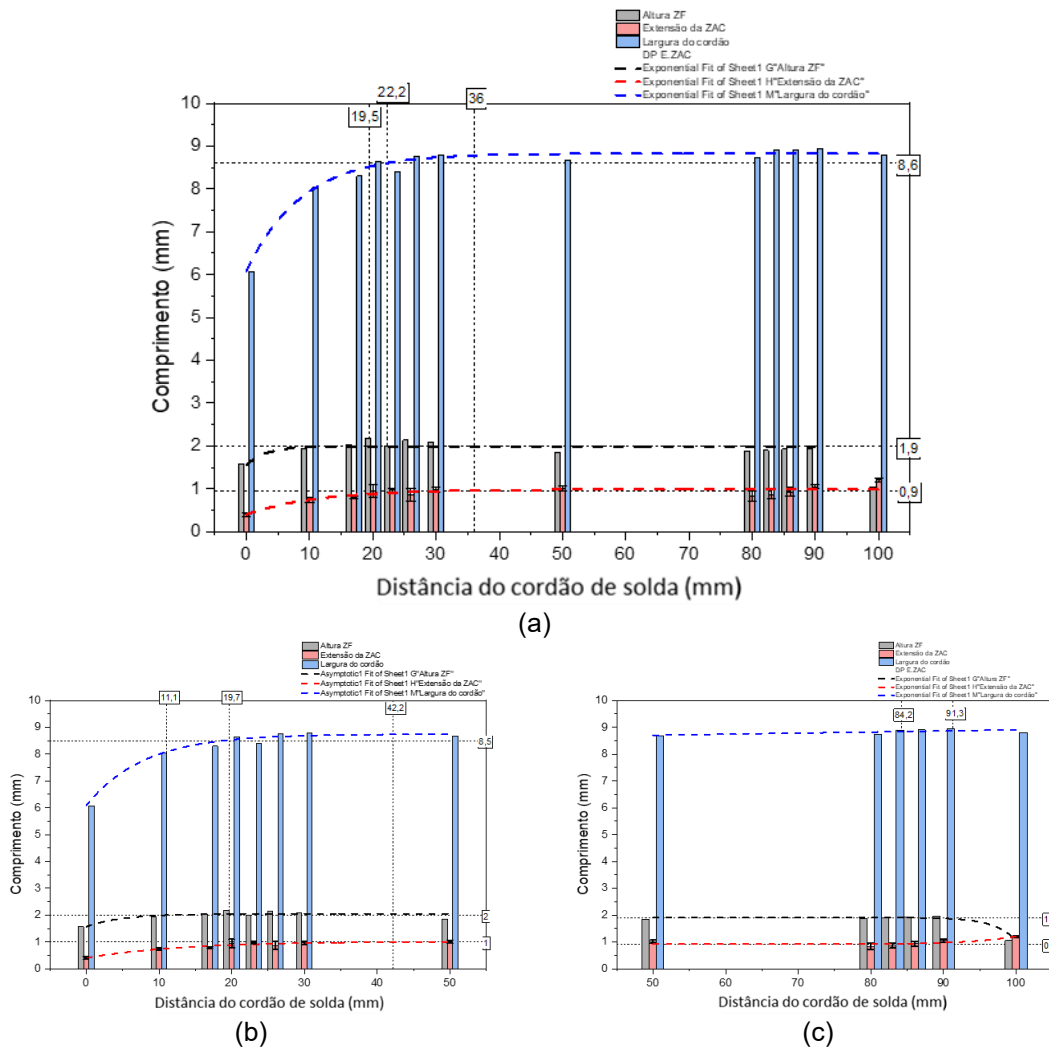
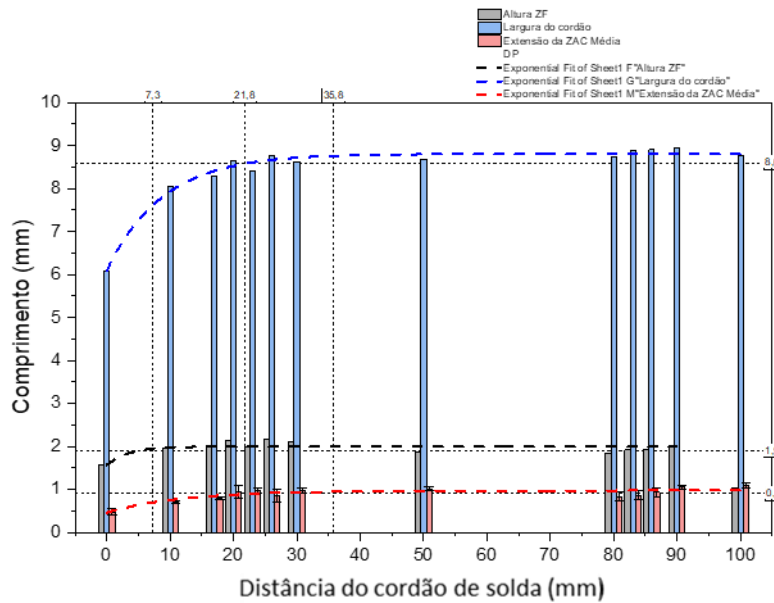
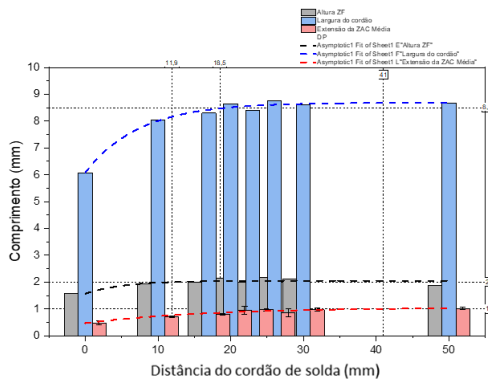


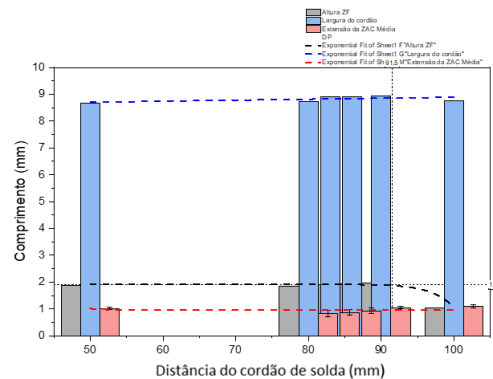
Figura 5-26 Altura da ZF (cinza), da extensão da ZAC (vermelho) e da largura do cordão (azul) em função do comprimento do cordão, para o início, o meio e o fim do cordão para o CP1.2.



(a)



(b)



(c)

Figura 5-27 Altura da ZF (cinza), da extensão da ZAC (vermelho) e da largura do cordão (azul) em função do comprimento do cordão, para o início, o meio e o fim do cordão para o CP2.2.

Para ambas as amostras, CP1.2 e CP2.2, nota-se a variação das dimensões dos cordões. Para Figura 5-26(a) e Figura 5-27(a), a tendência assintótica é observada apenas no início do cordão. Logo, ao dividir os dados entre início (de 0 mm a 50 mm) e fim (de 50 mm a 100 mm) é possível observar de forma mais clara que as maiores variações ocorrem no início do cordão. As três dimensões apresentam variação com a tendência de aumentar os valores entre o  $R_{Tr\ inicial}$  e o  $R_{Qe}$ . Contudo, nem todos os dados apresentam a mesma tendência para a transição  $R_{Qe}$  e  $R_{Tr\ final}$ , observe que a largura do cordão tem variação apenas no início e seus valores de mantém constantes até o fim do

cordão, sendo de, aproximadamente 22 mm de distância do início do cordão para ambas as condições.

No caso da altura da ZF, como visto anteriormente nos dados da Etapa 1, nesta etapa também é possível observar que esta dimensão acompanha na íntegra as duas transições dos regimes transientes. Pelas funções ajustadas as transições entre o R<sub>Tr</sub> inicial e o R<sub>Qe</sub> foram em torno de 12 mm de cordão [Figura 5-26(b) e Figura 5-27(b)]. Já no caso da extensão da ZAC, não se observou com facilidade a variação (assim como visto na Etapa 1) no R<sub>Tr</sub> final, apenas a transição inicial em 36 mm de comprimento.

Para os valores de extensão da ZAC foi possível realizar o cálculo da média, uma vez que foram realizadas 5 medições em cada amostra. Para os valores da extensão da ZAC foi realizado teste estatístico para verificar se as variações médias ao longo do cordão possuem variações significativas.

As Tabela 5-11 e Tabela 5-12 apresentam os resultados obtidos através de ANOVA (Análise de variância) utilizando o método de comparação de médias pelo método de *Tukey* que compara todas as médias em pares com intervalo de confiança (IC) de 95%. Já as Tabela 5-13 e Tabela 5-14 apresentam os resultados de ANOVA pelo método de *Dunnett* (IC 95%) que compara uma amostra de controle ( $R_{Qe}$ ) com as demais.

Tabela 5-11 - ANOVA Teste Tukey com um fator: 0 a 100mm para o CP1.2.

**Sumário do Modelo**

S	R2	R2(aj)	R2(pred)
0,0967193	81,50%	77,24%	71,10%

**Médias**

Fator	N	Média	DesvPad	IC de 95%
0	5	0,4060	0,0532	(0,3192; 0,4928)
10	5	0,7320	0,0589	(0,6452; 0,8188)
17	5	0,7940	0,0297	(0,7072; 0,8808)
20	5	0,9440	0,1737	(0,8572; 1,0308)
23	5	0,9700	0,0566	(0,8832; 1,0568)
26	5	0,8600	0,1660	(0,7732; 0,9468)
30	5	0,9700	0,0711	(0,8832; 1,0568)
50	5	1,0060	0,0647	(0,9192; 1,0928)
80	5	0,8340	0,1288	(0,7472; 0,9208)
83	5	0,8680	0,1057	(0,7812; 0,9548)
86	5	0,9320	0,1071	(0,8452; 1,0188)
90	5	1,0480	0,0597	(0,9612; 1,1348)
100	5	1,2060	0,0385	(1,1192; 1,2928)

DesvPad Combinado = 0,0967193

**Informações de Agrupamento Usando Método de Tukey e Confiança de 95%**

Fator	N	Média	Agrupamento			
100	5	1,2060	A			
90	5	1,0480	A	<b>B</b>		
50	5	1,0060	A	<b>B</b>	C	
30	5	0,9700		<b>B</b>	C	
23	5	0,9700		<b>B</b>	C	
20	5	0,9440		<b>B</b>	C	D
86	5	0,9320		<b>B</b>	C	D
83	5	0,8680		<b>B</b>	C	D
26	5	0,8600		<b>B</b>	C	D
80	5	0,8340			C	D
17	5	0,7940			C	D
10	5	0,7320				D
0	5	0,4060				D

E

Médias que não compartilham uma letra são significativamente diferentes.

Tabela 5-12 - ANOVA Teste Tukey com um fator: 0 a 100mm para o CP2.2.

**Sumário do Modelo**

S	2	2(ai)	2(pred)	R
0				6
,0975113	6,28%	0,81%	2,94%	

**Médias**

Fator	Média	DesvPad	IC de 95%
0 mm	0,4760	0,0808	(0,3885; 0,5635)
10 mm	0,7040	0,0351	(0,6165; 0,7915)
17 mm	0,7940	0,0297	(0,7065; 0,8815)
20 mm	0,9440	0,1737	(0,8565; 1,0315)
23 mm	0,9700	0,0566	(0,8825; 1,0575)
26 mm	0,8600	0,1660	(0,7725; 0,9475)
30 mm	0,9700	0,0711	(0,8825; 1,0575)
50 mm	1,0140	0,0527	(0,9265; 1,1015)
80 mm	0,8340	0,1288	(0,7465; 0,9215)
83 mm	0,8680	0,1057	(0,7805; 0,9555)
86 mm	0,9320	0,1071	(0,8445; 1,0195)
90 mm	1,0480	0,0597	(0,9605; 1,1355)
100 mm	1,0920	0,0585	(1,0045; 1,1795)

*DesvPad Combinado = 0,0975113*

**Informações de Agrupamento Usando Método de Tukey e Confiança de 95%**

Fator	N	Média	Agrupamento		
100 mm	5	1,0920	A		
90 mm	5	1,0480	A	<b>B</b>	
50 mm	5	1,0140	A	<b>B</b>	
30 mm	5	0,9700	A	<b>B</b>	C
23 mm	5	0,9700	A	<b>B</b>	C
20 mm	5	0,9440	A	<b>B</b>	C
86 mm	5	0,9320	A	<b>B</b>	C
83 mm	5	0,8680		<b>B</b>	C D
26 mm	5	0,8600		<b>B</b>	C D
80 mm	5	0,8340		<b>B</b>	C D
17 mm	5	0,7940			C D
10 mm	5	0,7040			D
0 mm	5	0,4760			E

*Médias que não compartilham uma letra são significativamente diferentes.*

Pelo método de Tukey que compara as variações das médias dos valores introduzidos, pode-se observar que a extensão da ZAC possui variações significativas (estatisticamente). Com um intervalo de confiança de 95 % foi possível identificar que para o CP1.2 as médias de 0 mm, 10 mm 17 mm são significativamente diferentes entre si e das demais médias. Já os valores de 100 mm possuem similaridade com os valores de 90 mm, no entanto, como são significativamente diferentes de 86 mm, assume-se que a partir de 90 mm, há variação significativa. Apenas os valores de 20, 23, 26, 30, 50, 80, 83, 86 e 90 mm apresentam similaridade ou variação não significativa.

Para o CP2.2 nota-se que o agrupamento mais significativo foi formado pelas regiões com maior comprimento médio de extensão da ZAC. Assim, deve-se analisar o segundo agrupamento (**B**) para possível determinação das médias significativamente diferentes, ou seja, neste agrupamento todas as médias estão incluídas exceto os dois pontos de extremidade (ponto inicial 0 mm e final 100 mm). Logo, é possível assumir que mesmo sendo o agrupamento A com maiores valores de significância, todas as médias incluídas no (**A**) estão contidas no (**B**), assim, é possível dizer que estatisticamente essas médias não são significativamente diferente.

Tabela 5-13 - ANOVA Teste Dunnett com amostra de controle em 50mm: de 0 a 100mm para o CP1.2.

<b>Sumário do Modelo</b>					
S	R2	R2(aj)	R2(pred)		
0,0975113	76,28%	70,81%	62,94%		

<b>Testes Simultâneos de Dunnett para Média do Nível - Média de Controle</b>					
Diferença de Níveis	Diferença de Médias	EP da Diferença	IC de 95%	Valor-T	Valor-P Ajustado
0 - 50	-0,6000	0,0612	(-0,7756; -0,4244)	-9,81	0,000
10 - 50	-0,2740	0,0612	(-0,4496; -0,0984)	-4,48	0,000
17 - 50	-0,2120	0,0612	(-0,3876; -0,0364)	-3,47	0,010
20 - 50	-0,0620	0,0612	(-0,2376; 0,1136)	-1,01	0,942
23 - 50	-0,0360	0,0612	(-0,2116; 0,1396)	-0,59	0,999
26 - 50	-0,1460	0,0612	(-0,3216; 0,0296)	-2,39	0,150
30 - 50	-0,0360	0,0612	(-0,2116; 0,1396)	-0,59	0,999
80 - 50	-0,1720	0,0612	(-0,3476; 0,0036)	-2,81	0,058
83 - 50	-0,1380	0,0612	(-0,3136; 0,0376)	-2,26	0,196
86 - 50	-0,0740	0,0612	(-0,2496; 0,1016)	-1,21	0,850
90 - 50	0,0420	0,0612	(-0,1336; 0,2176)	0,69	0,997
100 - 50	0,2000	0,0612	(0,0244; 0,3756)	3,27	0,018

Nível de confiança individual = 99,41%

**Comparações Múltiplas Dunnett com um Controle  
Agrupar Informações Usando o Método de Dunnett e Confiança de 95%**

Fator	N	Média	Agrupamento
50 (controle)	5	1,0060	<b>A</b>
100	5	1,2060	
90	5	1,0480	<b>A</b>
30	5	0,9700	<b>A</b>
23	5	0,9700	<b>A</b>
20	5	0,9440	<b>A</b>
86	5	0,9320	<b>A</b>
83	5	0,8680	<b>A</b>
26	5	0,8600	<b>A</b>
80	5	0,8340	<b>A</b>
17	5	0,7940	
10	5	0,7320	
0	5	0,4060	

As médias não rotuladas com a letra A são significativamente diferentes da média do nível de controle.

Tabela 5-14 - ANOVA Teste Dunnett com amostra de controle em 50mm: de 0 a 100mm para o CP2.2.

Sumário do Modelo			
S	R2	R2(aj)	R2(pred)
0,0975113	76,28%	70,81%	62,94%

**Testes Simultâneos de Dunnett para Média do Nível - Média de Controle**

Diferença de Níveis	Diferença de Médias	EP da Diferença	IC de 95%	Valor-T	Valor-P Ajustado
0 mm - 50 mm	-0,5380	0,0617	(-0,7150; -0,3610)	-8,72	0,000
10 mm - 50 mm	-0,3100	0,0617	(-0,4870; -0,1330)	-5,03	0,000
17 mm - 50 mm	-0,2200	0,0617	(-0,3970; -0,0430)	-3,57	0,008
20 mm - 50 mm	-0,0700	0,0617	(-0,2470; 0,1070)	-1,14	0,891
23 mm - 50 mm	-0,0440	0,0617	(-0,2210; 0,1330)	-0,71	0,995
26 mm - 50 mm	-0,1540	0,0617	(-0,3310; 0,0230)	-2,50	0,119
30 mm - 50 mm	-0,0440	0,0617	(-0,2210; 0,1330)	-0,71	0,995
80 mm - 50 mm	-0,1800	0,0617	(-0,3570; -0,0030)	-2,92	0,044
83 mm - 50 mm	-0,1460	0,0617	(-0,3230; 0,0310)	-2,37	0,156
86 mm - 50 mm	-0,0820	0,0617	(-0,2590; 0,0950)	-1,33	0,774
90 mm - 50 mm	0,0340	0,0617	(-0,1430; 0,2110)	0,55	1,000
100 mm - 50 mm	0,0780	0,0617	(-0,0990; 0,2550)	1,26	0,817

Nível de confiança individual = 99,41%

**Comparações Múltiplas Dunnett com um Controle  
Agrupar Informações Usando o Método de Dunnett e Confiança de 95%**

Fator	N	Média	Agrupamento
50 mm (controle)	5	1,0140	<b>A</b>
100 mm	5	1,0920	<b>A</b>
90 mm	5	1,0480	<b>A</b>
30 mm	5	0,9700	<b>A</b>
23 mm	5	0,9700	<b>A</b>
20 mm	5	0,9440	<b>A</b>
86 mm	5	0,9320	<b>A</b>
83 mm	5	0,8680	<b>A</b>
26 mm	5	0,8600	<b>A</b>
80 mm	5	0,8340	<b>A</b>
17 mm	5	0,7940	<b>A</b>
10 mm	5	0,7040	<b>A</b>
0 mm	5	0,4760	<b>A</b>

As médias não rotuladas com a letra A são significativamente diferentes da média do nível de controle.

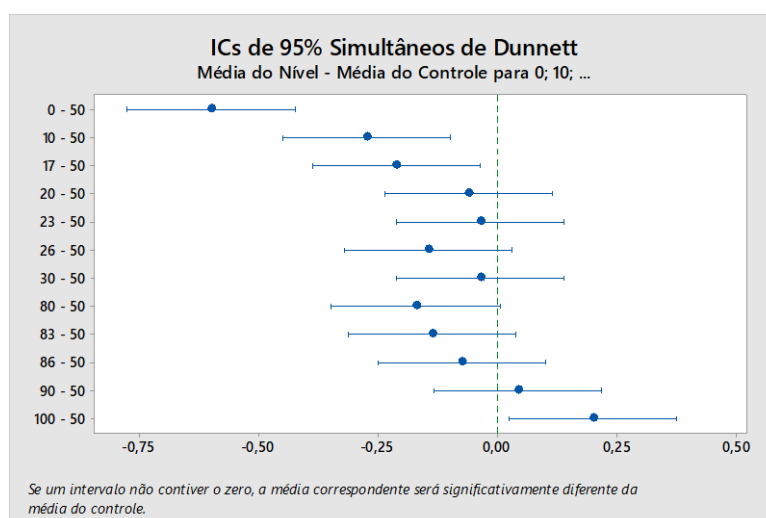


Figura 5-28. ICs de 95% Simultâneos de Dunnett com média de controle 50mm CP1.2.



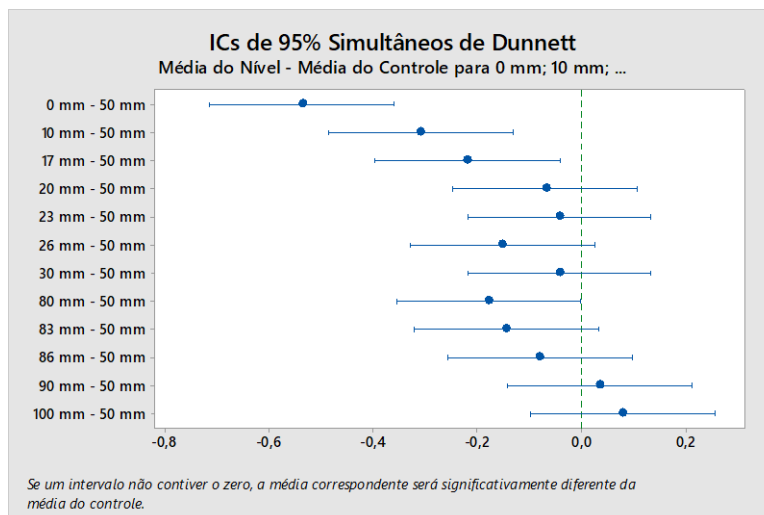


Figura 5-29. ICs de 95% Simultâneos de Dunnett com média de controle 50mm CP2.2.

Em ambos os testes, os resultados do teste de Dunnett (Figura 5-28 e Figura 5-29) indicam que há diferenças significativas entre as médias das condições de tratamento e a média do grupo de controle (50 mm). A diferença de médias é apresentada nas Tabela 5-13 e Tabela 5-14, com valores negativos indicando que as médias das condições de tratamento são menores do que a média de controle. Os valores de EP da diferença indicam o erro padrão da diferença entre a média da condição de tratamento e a média de controle.

Os intervalos de confiança (IC 95%) são apresentados mostram a faixa de valores em que a diferença real entre a média da condição de tratamento e a média de controle pode estar com 95% de confiança. Os intervalos de confiança não incluem o valor zero, o que indica que as diferenças são significativas.

O valor-t é um valor estatístico que mede a diferença entre a média da condição de tratamento e a média de controle em relação à variação dentro das amostras. O valor-t é usado para calcular o valor-p ajustado, que é a probabilidade de obter uma diferença de médias tão grande quanto a observada ou maior, se a hipótese nula (que não há diferença significativa entre as médias) for verdadeira.

Com base nos dados, os resultados indicam que algumas condições de tratamento possui médias significativamente diferentes do que a média do grupo de controle, enquanto outras não apresentam diferença significativa. Portanto, pode-se concluir que as médias 0, 10, 17 e 100 mm (CP1.2) e 0, 10,

e 17 mm (CP2.2) possuem diferença significativa da média de controle. O nível de confiança individual é de 99,41%, o que significa que a probabilidade de que qualquer um dos tratamentos seja significativamente diferente do controle é de 0,59%.

As Figura 5-30 e Figura 5-31 apresentam os valores calculados das diluições ao longo do comprimento dos cordões de solda. Nota-se que para ambas as condições de soldagem, assim como visto anteriormente, a tendência de os valores aumentarem do início para o meio do cordão e, de diminuirém do meio para o fim, se repete.

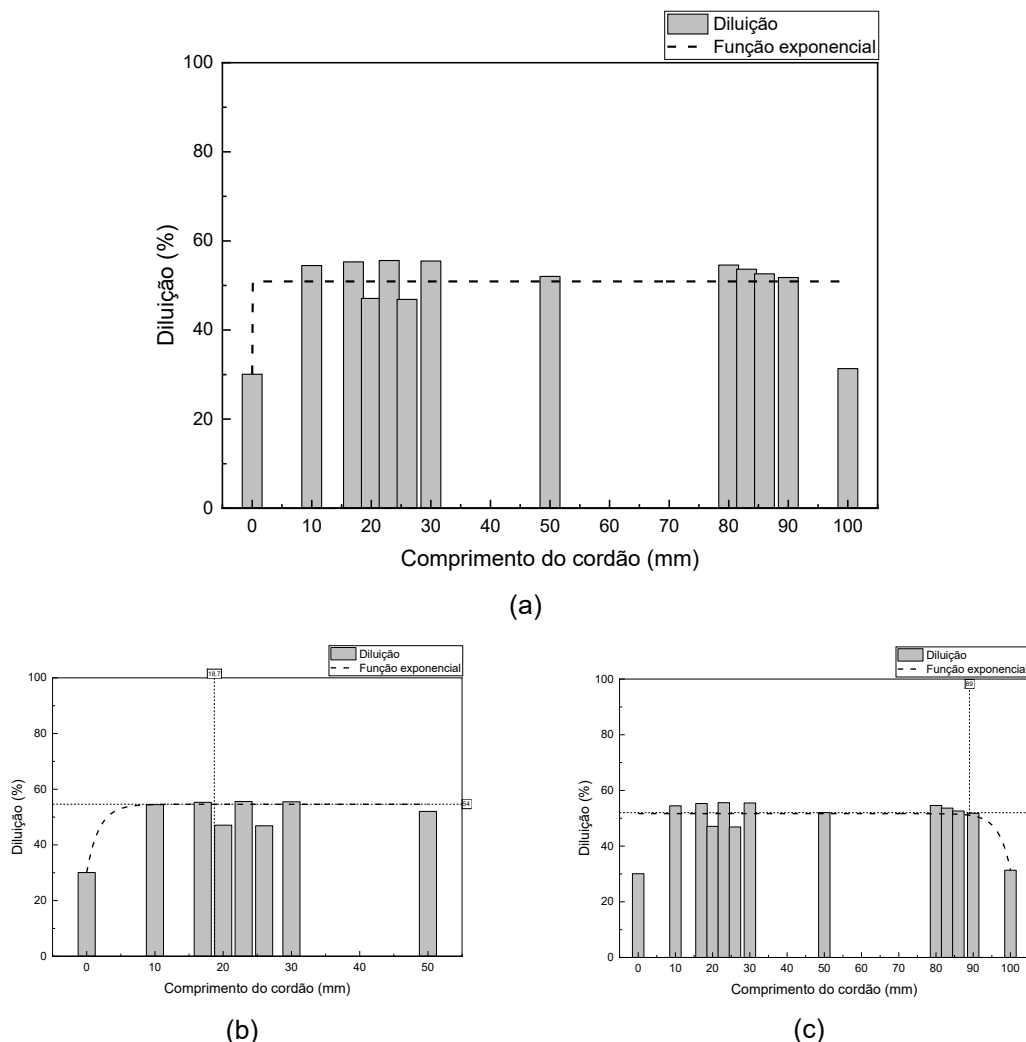
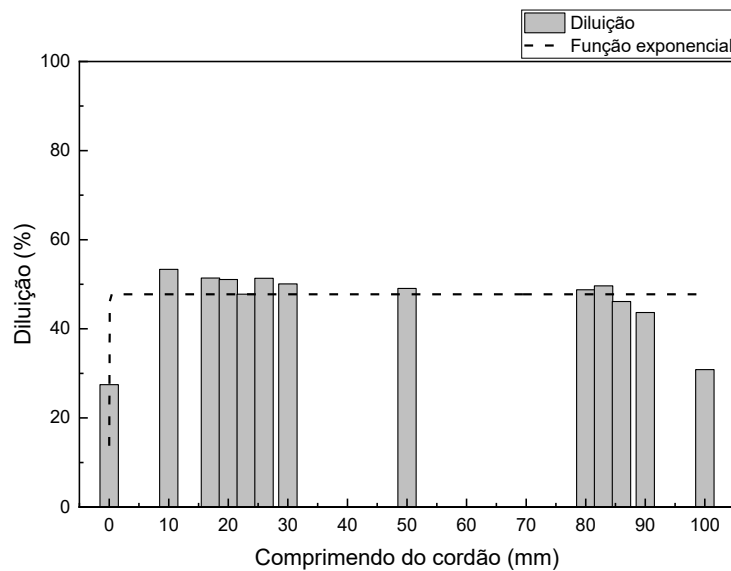


Figura 5-30 Diluição (%) em função do comprimento do cordão (mm) do cordão para o CP1.2.

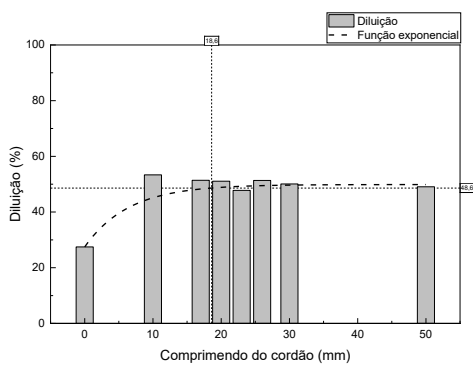
Ao interpretar o resultado de diluição dos materiais soldados pelo processo GTAW, é importante levar em consideração a variação da taxa de deposição de metal de adição, que pode afetar a diluição. Geralmente, no início

da soldagem, a taxa de deposição é menor, pois, é necessário criar a poça de fusão para que o material de adição seja depositado, o que leva a uma menor diluição. À medida que a soldagem progride e a taxa de deposição aumenta e torna-se constante, a diluição tende a aumentar e manter-se em um patamar. Isso ocorre porque uma quantidade maior de metal de adição é fundida e diluída com o metal de base.

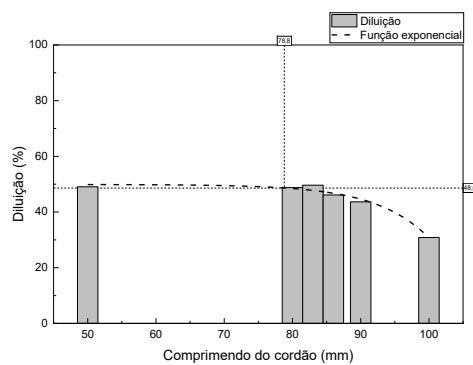
No final da soldagem, a diluição tende a diminuir novamente, pois, o procedimento de fechamento do arco inicia-se com a diminuição da deposição de material, seguido pela diminuição da potência do arco para finalizar a soldagem. Além disso, a taxa de resfriamento foi mais alta no final da soldagem, o que pode reduzir a diluição do metal de adição com o metal de base.



(a)



(b)



(c)

Figura 5-31 Diluição (%) em função do comprimento do cordão (mm) do cordão para o CP2.2.

### 5.3.2 Ângulos de contato

As medidas dos ângulos de contato  $\alpha$  e  $\beta$  estão apresentados na Tabela 5-15. Analisando-se os resultados nota-se que o ângulo  $\alpha$  é praticamente igual para os dois materiais, com exceção do início e fim do cordão, onde os valores são menores. Já o ângulo  $\beta$  do AID UNS S31803 apresentam valores maiores que o AID UNS S32304. Da mesma maneira, os ângulos do início e fim do cordão são maiores.

Tabela 5-15 – Ângulos de contato  $\alpha$  e  $\beta$  para os CP1.2 UNS S32304 e CP2.2 UNS S31803.

CP1.2 UNS S32304			CP2.2 UNS S31803		
Distância	Ângulo $\alpha$	Ângulo $\beta$	Distância	Ângulo $\alpha$	Ângulo $\beta$
mm	graus	graus	mm	graus	graus
0	22	48	0	9	66
10	29	53	10	30	70
17	31	65	17	27	68
20	25	57	20	31	68
23	29	54	23	31	68
26	25	58	26	27	70
30	30	58	30	27	68
50	25	57	50	26	67
80	27	53	80	26	67
83	24	54	83	26	67
86	22	63	86	26	68
90	25	64	90	22	67
100	10	69	100	13	75

Para verificar se os ângulos tinham um caráter assintótico os valores dos dois ângulos foram colocados em um mesmo gráfico, para cada AID estudado. As Figura 5-32 e Figura 5-33 apresentam os gráficos com a função assintótica tracejada e os formatos dos cordões para três comprimentos do cordão, no início, no meio e no fim.

As diferenças entre os ângulos  $\alpha$  e  $\beta$  mostrados na Tabela 5-15 podem estar relacionados ao equilíbrio das tensões superficiais.

Foi feita uma estimativa das tensões superficiais LV para o metal de solda dos dois cordões, admitindo-se solução ideal, por não estar disponível os dados necessários para calcular a tensão superficial admitindo-se solução regular. Para tanto, utilizou-se as tensões superficiais dos elementos químicos dos elementos de liga típicos de um aço duplex, mostrado na Tabela 5-16, e, a partir das composições dos metais de base e do metal de adição, calculou-se a tensão superficial do aço líquido  $\gamma_{LV}$ , mostrado na Tabela 5-17. as tensões superficiais destes elementos químicos. Com esses valores em mãos, mais a diluição do cordão, estimou-se a  $\gamma_{LV}$  para os dois metais de solda líquidos, utilizando-se a regra das misturas (comportamento ideal do líquido), conforme apresentado na Tabela 5-18. Os resultados mostraram que a estimativa da tensão superficial para o AID.

Tabela 5-16 – Estimativa das tensões superficiais líquido/vapor dos elementos químicos majoritários para os AID UNS S32304 e UNS S31803, na temperatura de fusão do aço.

Elemento químico	$\gamma_{LV}$ (mN/m)
Fe	<b>1,94</b>
Cr	<b>1,64</b>
Ni	<b>1,77</b>
Mo	<b>2,29</b>

Tabela 5-17 – Estimativa das tensões superficiais líquido/vapor dos AID UNS S32304 e UNS S31803 e do metal de adição ER2209, na temperatura de fusão do aço.

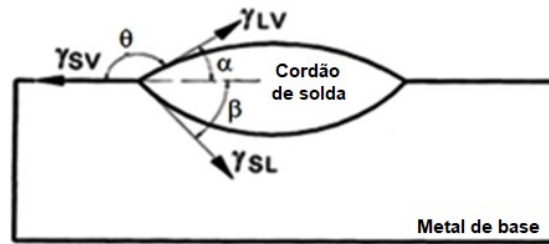
	Composição química do aço, (pp%)		
	UNS S2304	UNS S31803	ER2209
Fe	72,0	70,5	66,0
Cr	22,8	21,7	23,2
Ni	5,0	6,0	8,6
Mo	0,3	3,1	3,4

Para calcular as tensões superficiais apresentadas na Tabela 5-18 foram empregadas as Equação 3.6 e Equação 3.7.

Tabela 5-18 – Estimativa das tensões superficiais líquido/vapor dos metais de solda AID UNS S32304 e UNS S31803 empregando o metal de adição ER2209 e na temperatura de fusão do aço.

Distância (mm)	Diluição (%)	Ângulos				K1 $\gamma_{SV} / \gamma_{LV}$ (m.N/m)	K2 $\gamma_{LV} / \gamma_{SV}$ (m.N/m)	$\gamma_{LV}$ (m.N/m)	$\gamma_{SV}$ (m.N/m)	$\gamma_{SL}$ (m.N/m)	$\gamma_{LV} * \text{Cos } \alpha$ (m.N/m)	$\gamma_{SL} * \text{Cos } \beta$ (m.N/m)	Tensão superficial no ponto triplo (*) (m.N/m)
		$\alpha$ (°)	$\beta$ (°)	$\alpha$ (rad)	$\beta$ (rad)								
<b>CP1.2 UNS S32304</b>													
0	30,08	22,19	48,11	0,39	0,84	2,49	1,97	1,88	4,69	0,95	1,74	0,64	2,31
10	54,47	28,86	53,12	0,50	0,93	2,05	1,66	1,88	3,86	1,13	1,65	0,68	1,53
17	55,31	31,07	65,31	0,54	1,14	1,93	1,76	1,88	3,62	1,07	1,61	0,45	1,56
20	47,08	24,63	57,07	0,43	1,00	2,37	2,01	1,88	4,46	0,93	1,71	0,51	2,25
30	55,49	29,87	58,02	0,52	1,01	2,01	1,70	1,88	3,77	1,10	1,63	0,58	1,56
50	52,02	25,26	56,73	0,44	0,99	2,32	1,96	1,88	4,36	0,96	1,70	0,53	2,14
80	54,59	26,70	53,13	0,47	0,93	2,19	1,78	1,88	4,12	1,06	1,68	0,63	1,81
100	31,34	10,06	68,54	0,18	1,20	5,61	5,33	1,88	10,55	0,35	1,85	0,13	8,57
<b>CP2.2 UNS S31803</b>													
0	27,48	9,44	65,82	0,16	1,15	5,90	5,56	1,90	11,18	0,34	1,87	0,14	9,17
10	53,34	29,71	69,77	0,52	1,22	1,99	1,89	1,90	3,77	1,00	1,65	0,35	1,78
17	51,40	27,37	67,60	0,48	1,18	2,17	2,01	1,90	4,11	0,94	1,68	0,36	2,07
20	51,06	31,29	67,77	0,55	1,18	1,90	1,78	1,90	3,61	1,06	1,62	0,40	1,58
30	50,07	27,37	68,00	0,48	1,19	2,17	2,02	1,90	4,11	0,94	1,68	0,35	2,07
50	49,07	26,21	66,95	0,46	1,17	2,26	2,08	1,90	4,29	0,91	1,70	0,36	2,23
80	48,78	26,35	66,72	0,46	1,16	2,25	2,07	1,90	4,27	0,92	1,70	0,36	2,20
100	30,85	13,45	75,32	0,23	1,31	4,30	4,16	1,90	8,15	0,46	1,84	0,12	6,19

\*  $\gamma_{SV} = \gamma_{LV} * \text{Cos } \alpha + \gamma_{SL} * \text{Cos } \beta$



$\alpha = 25^\circ; \beta = 57^\circ$

$\alpha = 22^\circ; \beta = 48^\circ$

$\alpha = 10^\circ; \beta = 69^\circ$

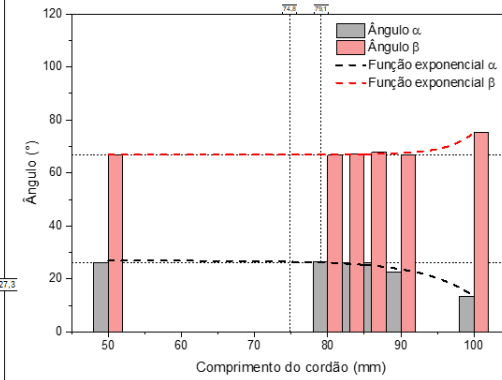
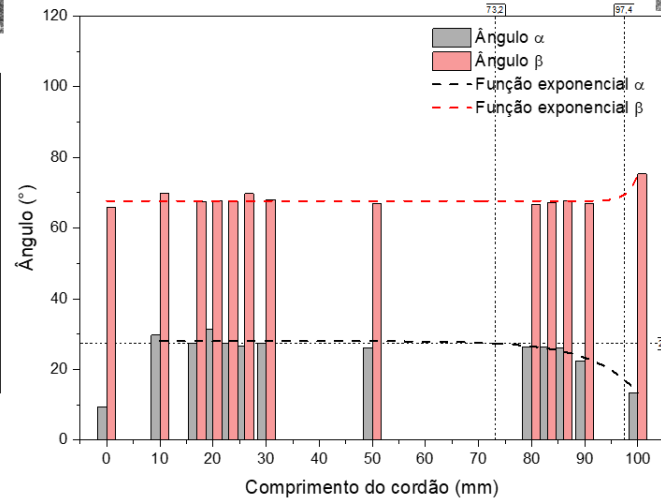
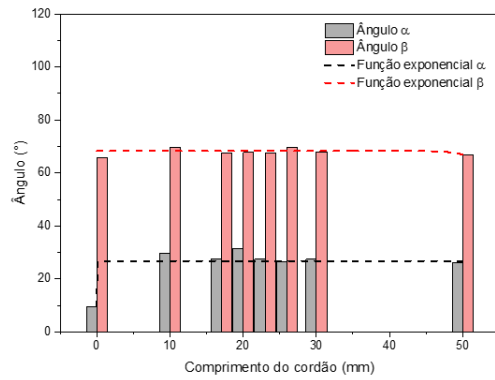
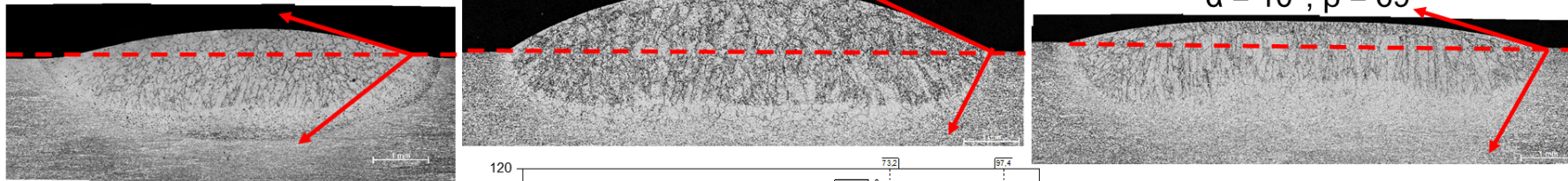


Figura 5-32 - - Comportamento assintótico dos ângulos de contato  $\alpha$  e  $\beta$  em função do comprimento do cordão para o aço duplex UNS S32304.

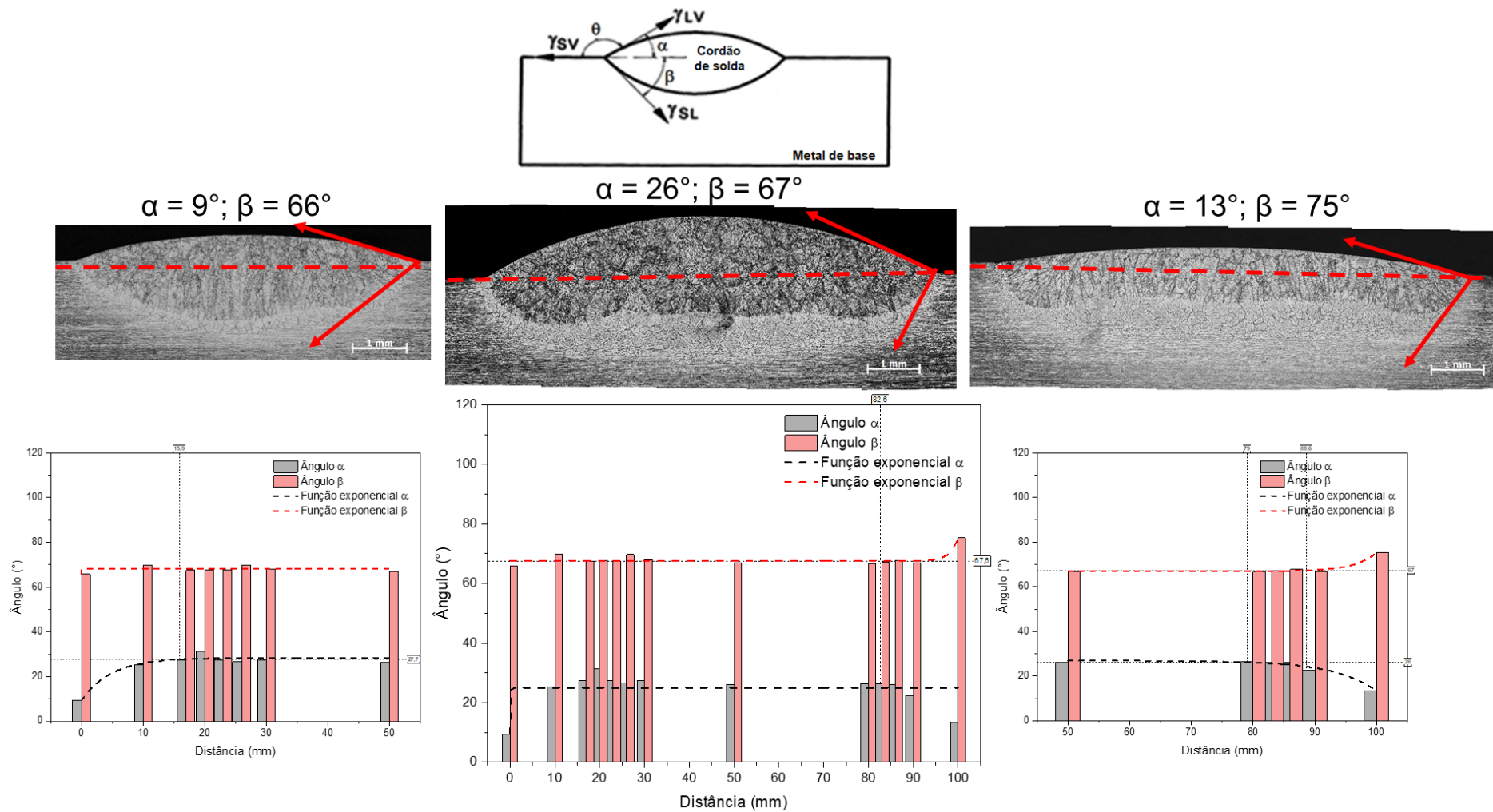


Figura 5-33 - Comportamento assintótico dos ângulos de contato  $\alpha$  e  $\beta$  em função do comprimento do cordão para o CP2.2 UNS S31803.



Os resultados mostraram que a tensão superficial no ponto triplo ( $\gamma_{SV} = \gamma_{LV} * \text{Cos } \alpha + \gamma_{SL} * \text{Cos } \beta$ ) dos metais de solda do AID UNS S31803, empregando o metal de adição ER2209, foi maior que a do AID UNS S32304, utilizando-se o mesmo consumível. Esta diferença de tensões superficiais pode ser uma explicação para a diferença de ângulos  $\alpha$  e  $\beta$ . Da mesma maneira a altura, a largura e a penetração de cada cordão de solda também foram influenciadas pela tensão superficial.

A alimentação do arame, no início e no final do cordão, pode influenciar tanto na altura como na largura do cordão. No início a poça de fusão é formada, ou seja, começa a atingir o seu formato, e depois a alimentação de arame é iniciada. Essa defasagem pode gerar uma quantidade insuficiente de metal de adição para preencher o volume fundido da poça de fusão, gerando uma altura de cordão menor que aquela que é atingida quando do regime quase estacionário para a temperatura assintótica.

Essa mesma deficiência de metal de adição alimentado na poça de fusão pode ter causado um ângulo  $\alpha$  menor, que produziu uma altura menor e uma largura menor. Por outro lado, a penetração do cordão é maior no início. Quando a temperatura assintótica é atingida,

Outro fenômeno que poderia explicar a redução da altura e da largura do cordão e o aumento da penetração é o aumento da potência do arco no início do cordão, conforme mostram as Figuras 5.1 e 5.2. Nestas figuras estão apresentados os parâmetros de soldagem que foram adquiridos durante a realização dos experimentos. Observa-se que na abertura do arco a tensão é elevada no começo e se estabiliza após um certo tempo, por volta de 5 s, enquanto a corrente se mantém constante durante todo o tempo do experimento.

Com isso, a penetração inicial também pode estar relacionada com esse transiente de potência do arco no início do cordão. No caso do UNS S32304 a variação de potência foi de 0,27 kW (19,3%) acima da potência na região assintótica) e para o UNS S31803 de 0,20 kW (14,3%) acima da potência na região assintótica).

No caso dos valores no final do cordão terem uma redução no seu valor, a taxa de resfriamento pode explicar este fato, por exemplo através de um aumento de perda de energia por convecção e radiação, reduzindo o  $\eta$  na fórmula da energia de soldagem.

## 6 DISCUSSÕES FINAIS

Para agrupar a discussão em relação aos resultados tanto dos ciclos térmicos, taxas de resfriamento, geometria e quantificação de fases dos cordões, a Figura 6-1 traz uma ilustração dos fenômenos que estão relacionados com os resultados obtidos neste trabalho nos experimentos de soldagem.

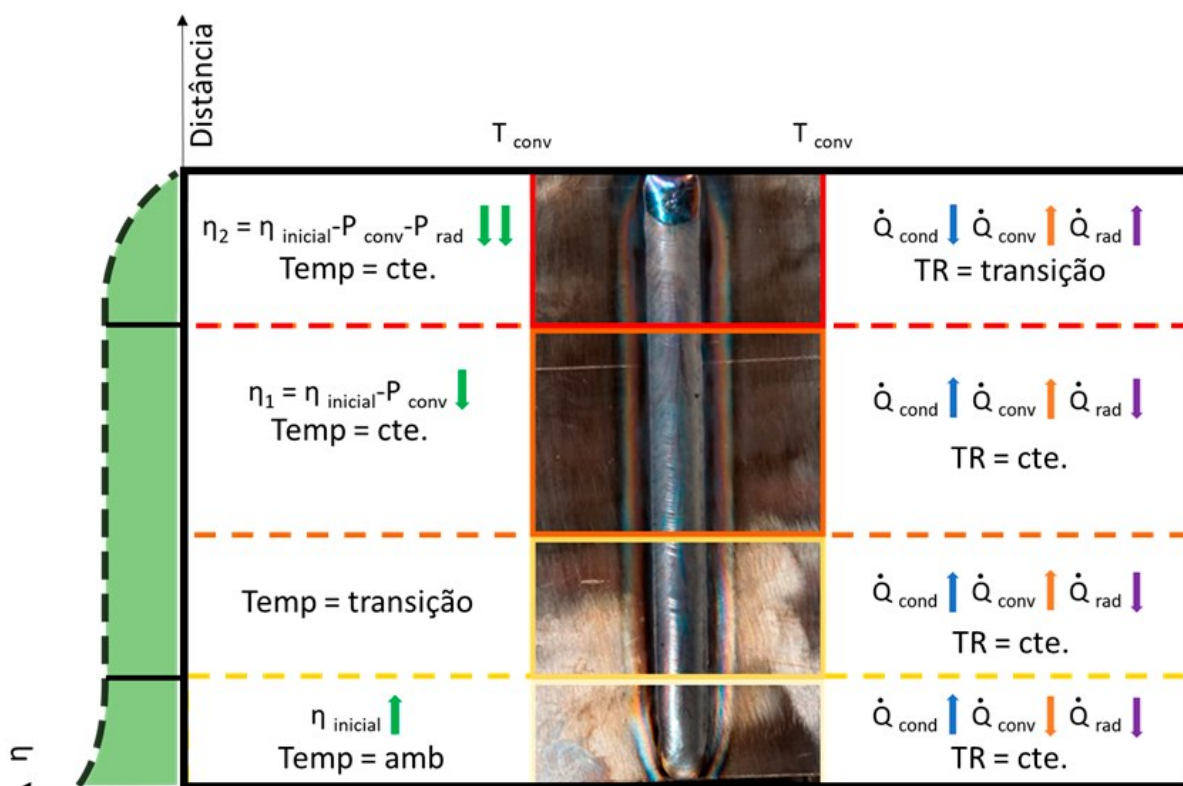


Figura 6-1. Esquema dos fenômenos de transferência de energia via calor (condução, convecção e radiação) nas soldagens dos corpos de prova. A  $T_{conv}$  é a temperatura a partir da qual o fenômeno de convecção é relevante.

A partir da análise dos estudos de Stenbacka [67] e Quintino *et al.* [68], é possível compreender que as perdas de energia durante a soldagem são um tema complexo e que envolve diversos fatores, como o material da chapa, a geometria da junta soldada, o modo de transferência de energia via calor e a espessura da chapa. Enquanto Stenbacka [67] apresenta um modelo geral de balanço de energia, Quintino *et al.* realizam uma análise mais específica das perdas de energia na superfície inferior, considerando os diferentes modos de penetração. Embora os estudos apresentem resultados diferentes, ambos destacam a importância dos mecanismos de convecção e radiação como um mecanismo de perda de energia durante a soldagem.

Ao se tratar de taxas de energia de soldagem por condução ( $\dot{Q}_{\text{cond}}$ ), por convecção ( $\dot{Q}_{\text{conv}}$ ) e por radiação ( $\dot{Q}_{\text{rad}}$ ). Sabe-se que, no início do processo de soldagem, a transferência de energia via calor é basicamente feita por condução ( $\dot{Q}_{\text{conv}} \rightarrow 0$  e  $\dot{Q}_{\text{rad}} \rightarrow 0$ ). Esta etapa ocorre devido a diferença de temperatura entre dois pontos (superfícies da chapa), onde um lado recebe energia através do arco e transfere via condução para a chapa, gerando um elevado gradiente de temperatura. Logo, neste trecho inicial, tem-se uma área superficial por onde os mecanismos de convecção e radiação acontecem. No início do aquecimento a chapa encontra-se na temperatura ambiente e a energia de soldagem imposta ao material é absorvida, elevando-se a temperatura até atingir a temperatura da poça de fusão. Conseqüentemente, a energia via calor é transmitida no interior da chapa, aquecendo-a acima da temperatura inicial da chapa.

Ao considerar a energia disposta pelo arco elétrico ao material (desprezando as perdas de energia pelo arco elétrico), pode-se assumir que, inicialmente, a eficiência do processo de soldagem tem um valor constante.

Devido as propriedades físicas dos aços inoxidáveis duplex, a condutividade térmica se mantém constante durante um faixa de temperatura ( $<1050$  °C). Assim, isso faz com que o material mantenha a taxa de resfriamento constante no início da soldagem. À medida que o gradiente de temperatura da chapa diminui, ou seja, as temperaturas máximas dos ciclos térmicos tendem a um valor assintótico, a área de material que é aquecida se torna maior. Sendo assim, as medidas das geometrias dos cordões de solda como diluição, altura da zona fundida e extensão da ZAC podem ser relacionadas as baixas temperaturas no início da soldagem, isto é, a chapa ainda não havia atingido o *RQe*.

Partindo deste ponto (início do *RQe*), é possível estimar que a energia de soldagem foi mantida em um valor constante. Neste momento iniciam-se as perdas de energia via convecção pela superfície oposta da chapa soldada. Para este trecho dos cordões foi observado que, tanto os ciclos térmicos quanto as taxas de resfriamento, mostraram-se constantes. Conseqüentemente, as medidas dos cordões mantiveram-se similares nestes trechos.

No trecho final da soldagem foi observado que as taxas de resfriamento aumentaram. Tal fator pode ter ocorrido devido a continuidade dos fenômenos de convecção e, agora, início das perdas de energia via calor também por radiação,

ambas reduzindo o  $\eta$ . O transiente final da soldagem está relacionado com a energia de soldagem, que é mantida constante até o trecho final, diminuindo na finalização da soldagem. Logo, com a diminuição da energia de soldagem no final do cordão e o aumento das perdas de energia via calor por convecção e por radiação, contribuem para o aumento da taxa de resfriamento. Ao ter uma chapa com o mesmo volume (área superficial inicial) e com os mecanismos de perdas de energia via calor atuantes, espera-se que a taxa de resfriamento sejam elevadas. Portanto a energia de soldagem não é suficiente para manter a taxa de resfriamento constante. Outras dimensões do cordão de solda, como os ângulos, podem ser influenciadas pela taxa de resfriamento do material. Consequentemente, não há tempo e energia suficientes para garantir a penetração e o formato do cordão. Por este motivo, pode ser observado que os ângulos  $\alpha$  e  $\beta$  mantiveram-se constantes durante a soldagem e sofreram as maiores alterações no transiente final, principalmente o ângulo  $\beta$  que é influenciado pela largura do cordão e pela penetração.

A Figura 6-2 apresenta, de forma resumida, os resultados obtidos neste trabalho.

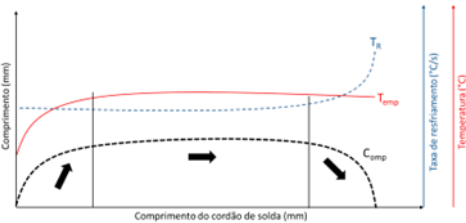
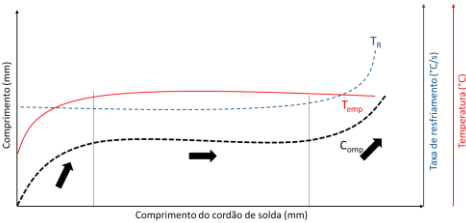
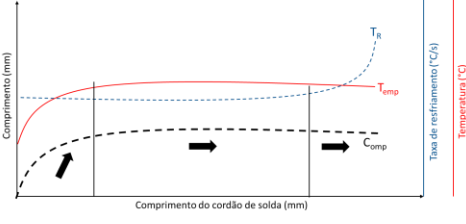
CP	Comportamento da geometria ao longo do cordão de solda	Dimensão	Justificativas
<p>CP 1.2 UNS S32304</p> <p>e</p> <p>CP 2.2 UNS S31803</p>		<p>Altura do cordão; Diluição; Penetração e Ângulo <math>\alpha</math></p>	<p>No início os valores da altura do cordão, da diluição, da penetração e do ângulo <math>\alpha</math> são menores porque a temperatura da chapa é menor do que a temperatura assintótica. Isso ocorre pela dissipação de energia via calor (<math>\eta_1</math>), incluindo também o gradiente de temperatura inicial.</p> <p>No final das soldagens os valores diminuem devido ao gradiente de temperatura ser constante e a dissipação de energia por convecção e por radiação tornam-se significativas. Isso faz com que a eficiência do processo de soldagem (<math>\eta_2</math>) diminua e aumente a taxa de resfriamento.</p>
		<p>Extensão da ZAC e Ângulo <math>\beta</math></p>	<p>No início os valores da extensão da ZAC e do ângulo <math>\beta</math> são menores porque a temperatura é menor do que a temperatura assintótica.</p> <p>No fim da soldagem tanto os valores do ângulo <math>\beta</math> como da extensão da ZAC aumentam. Este fenômeno está relacionado com o fluxo de energia via calor na chapa, ou seja, no fim da soldagem a energia via calor é direcionada para o fim do cordão de solda. No entanto, os ciclos térmicos de soldagem não detectaram a variação na distribuição de temperatura máxima. Isso foi devido à finalização da soldagem e da defasagem entre a temperatura da face superior e a medida na face oposta.</p>
		<p>Largura do cordão de solda</p>	<p>No início as medidas da largura dos cordões são menores devido ao gradiente da temperatura da chapa, como discutido anteriormente.</p> <p>No fim das soldagens as estabilidades dos arcos elétricos são mantidas constantes. Assim, com a tensão do arco com pouca variação permite com que o cordão de solda mantenha a largura do cordão sem variações significativas.</p>

Figura 6-2. Resumo esquemático dos resultados discutidos para os CP 1.2 e CP 2.2.

## 7 CONCLUSÕES

Com base nos materiais e técnicas experimentais empregados pode-se concluir que:

### A. Ciclos térmicos

Para as condições de soldagem de ambos os materiais, tanto na Etapa 1 (CP1.1 e CP2.1) quanto na Etapa 2 (CP 1.2 e CP 2.2) foi possível ajustar as curvas exponenciais assintóticas aos valores das temperaturas máximas e das taxas de resfriamento. Ainda, diferentemente do que o esperado, a identificação do regime transiente inicial foi possível apenas pelos valores e função assintótica das temperaturas máximas dos ciclos térmicos de soldagem. Foi adotado o critério de até 2,5% de incerteza nos valores obtidos para as curvas assintóticas, ajustadas aos dados experimentais, ou seja, os resultados foram calculados com 97,5% de intervalo de confiança. Assim, considerando-se a temperatura máxima dos ciclos térmicos obtidos e as análises realizadas nos inícios e fins dos cordões separadamente. O CP 1.1 teve transição entre o regime transiente inicial e o regime quase-estacionário em 11,8 *mm*, para o CP 2.1 a transição foi em 17,9 *mm*, o CP 1.2 apresentou a transição em 16,6 *mm* e o CP 2.2 em 18,0 *mm* de distância.

### B. Taxa de resfriamento:

Ao contrário do comportamento esperado, não foi possível identificar o regime transiente inicial pelas taxas de resfriamento do material. Contudo, o regime transiente final não foi identificado pelos valores de temperaturas máximas dos ciclos térmicos, apenas pelas taxas de resfriamento. Assim, para o CP 1.1 a distância de transição entre o regime quase-estacionário e o transiente final foi de 68,2 *mm*, o CP 2.1 apresentou distância similar de 70,5 *mm*, já o CP 1.2 apresentou a transição em 71,5 *mm* e o CP 2.2 em 75,5 *mm*, a partir dos inícios dos cordões de solda.

### C. Geometria dos cordões de solda:

Além das curvas de temperaturas máximas e taxas de resfriamento propostas por Granjon [45], para identificação do regime quase estacionário, foram realizadas as medições das dimensões dos cordões de solda. Dessa maneira, para análise das influências dos regimes transientes na geometria dos cordões, foram analisadas as seguintes dimensões: comprimento da zona fundida, extensão da zona afetada pelo calor, diluição, largura do cordão e os ângulos  $\alpha$  e  $\beta$ .

#### i. Zona fundida

Os valores do comprimento da zona fundida do CP 1.1 apresentaram distância de 12,9 mm para transição entre o regime transiente inicial e o regime quase-estacionário, já o CP 2.1 obteve distância de 11,4 mm. Para os CP 1.2 e CP 2.2 os valores obtidos foram de 11,1 mm e 11,9 mm, respectivamente, a partir dos inícios dos cordões de solda.

Em relação à transição entre o regime quase-estacionário e o regime transiente final, obteve-se 88,0 mm para o CP 1.1 e 79,6 mm para o CP 2.1 (valores referentes ao sentido longitudinal do cordão de solda). Os CP 1.2 e CP 2.2 apresentaram distâncias de 91,3 mm e 91,5 mm, respectivamente (sentido transversal ao cordão de solda).

#### ii. Extensão da ZAC

As transições da extensão das zonas afetadas pelo calor estão mais distantes em relação ao início do cordão, em comparação com as distâncias das zonas fundidas. Para o CP 1.1 a distância entre o transiente inicial e o regime-quase estacionário foi de 43,2 mm, enquanto para o CP 2.1 foi de 36,1 mm no sentido longitudinal do cordão de solda. No sentido transversal as distâncias foram de 42,2 mm e 41,0 mm para o CP 1.2 e CP 2.2, respectivamente.

Já a transição entre os regimes no fim do cordão foram encontradas as distâncias de 87,9 e 94,7 para o CP 1.1 e CP 2.1 no sentido longitudinal e de 84,2 e 54,0 mm para o CP 1.2 e CP 2.2, respectivamente, no sentido longitudinal. Observe que o CP 2.2 apresentou distância divergente dos demais devido a pequena variação nos valores medidos no fim do cordão, o que levou a imprecisão no resultado.

### iii. Largura dos cordões e diluições

As medições das larguras dos cordões e das diluições também apresentaram comportamento assintótico. No caso das larguras dos cordões, o comportamento assintótico ocorreu apenas nos inícios dos cordões, ou seja, transição entre regime transiente inicial e quase-estacionário. Para o CP 1.2 a distância de transição entre os regimes foi de 19,7 mm e para o CP 2.1 de 18,5 mm. Já para os valores de diluição foi possível identificar ambas as transições sendo as distâncias de 18,7 mm (início) e 89,7 mm (final) para o CP 1.2 e de 18,6 mm (início) e 78,8 mm (final) para o CP 2.2.

### iv. Ângulos dos cordões

Os ângulos  $\alpha$  e  $\beta$  dos cordões de solda também apresentaram variações durante a soldagem. Foi possível identificar as transições para ambas as dimensões. O ângulo  $\alpha$  está diretamente relacionado com a altura da zona fundida e com a tensão do arco elétrico. Portanto, a variação da altura do cordão de solda altera o ângulo  $\alpha$ . Com base na discussão anterior da altura da zona fundida, o CP 1.2 apresentou maior comprimento de regime transiente do que o CP 2.2. Os valores do ângulo  $\alpha$  apresentaram a transição entre os regimes iniciais em 15,9 mm (CP 1.2). A variação do ângulo  $\alpha$  do CP 2.2 não apresentou variação significativa no início do cordão. Ainda para o transiente inicial, o ângulo  $\beta$  manteve-se constante. Isso pode ser explicado pelos valores constantes de penetração ao longo do cordão de solda, desde o início da soldagem.

As transições no finais entre o regime quase-estacionário e o regime transiente final apresentaram distâncias para o CP 1.2 de 79,0 mm e 88,6 mm para os ângulos  $\alpha$  e  $\beta$ , respectivamente. Semelhantemente, o CP 2.2 teve distâncias de 79,1 mm e 74,8 mm para os ângulos  $\alpha$  e  $\beta$ , respectivamente.

Em conclusão, o estudo realizado sobre a influência do regime transiente na soldagem de aços inoxidáveis duplex justifica o porquê é importante o entendimento e o controle desse fenômeno. Através das medições de temperatura, análises metalográficas e avaliações das dimensões dos cordões de solda, foi possível



observar as variações ocorridas durante o regime transiente inicial e final. Essas variações afetam a distribuição de temperatura, as tensões residuais, a microestrutura e as propriedades mecânicas das juntas soldadas.

A importância desse estudo reside na compreensão dos efeitos do regime transiente na qualidade das soldas de aços inoxidáveis duplex, que são amplamente utilizados em equipamentos da indústria de óleo e gás, onde é essencial garantir propriedades mecânicas e resistência à corrosão adequadas.

Além disso, esse estudo destaca a importância de considerar a influência do regime transiente tanto em chapas quanto em tubulações, visto que as tubulações apresentam desafios adicionais devido à impossibilidade de descartar trechos da solda e ao reaquecimento do início do cordão. Portanto, a compreensão e o estudo detalhado desse fenômeno são fundamentais para garantir soldas confiáveis e de alta qualidade das juntas soldadas e a redução de defeitos em diversas aplicações.

## SUGESTÕES DE TRABALHOS FUTUROS

- Investigar a transição entre o regime transiente e o regime quase-estacionário pela repartição térmica;
- Avaliar a influência da possível variação da eficiência do processo de soldagem em relação ao comprimento do cordão de solda;
- Investigar as influências dos regimes térmicos no tamanho de grão e direções cristalográficas;  
Avaliar a possível variação de resistência a corrosão nos regimes transientes e quase-estacionário.

## 8 REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS

- [1] Arruda, N. F.; Carvalho, J. J.; Cruz Neto, R. M. A.; Ferreira, D. M. B.; and Brandi, S. D. Influência do regime transiente sobre a dureza e microestrutura do ASTM-A36 e SAE-1045 soldados pelo processo MAG. **Soldagem & Inspeção**, vol. 24, no. 2414, p. 15, 2019, [Online]. Available: <https://doi.org/10.1590/0104-9224/SI24.14>
- [2] AWS. D1.6/D1.6M: *Structural Welding Code - Stainless Steel*. in *American Welding Society*, 2nd ed.2007, p. 275.
- [3] Kahar, S. D. *Duplex Stainless Steels - An overview*. **International Journal of Engineering Research and Applications**, vol. 07, no. 04, pp. 27–36, 2017, doi: 10.9790/9622-0704042736.
- [4] Niset, M.; Daemen, R.; and Soudometal, S. A. *Technical Report: Welding duplex stainless steels*. **Materials & Design**, vol. 5, no. 6, pp. 291–293, 2003, doi: 10.1016/0261-3069(85)90115-3.
- [5] Padilha, A. F.; Plaut, R. L.; and Rios, P. R. **Stainless Steel: Heat Treatment**. in *Encyclopedia of Iron, Steel, and Their Alloys*, Taylor & Francis Group, LLC, 2006, pp. 3255–3282. doi: 10.1081/e-eisa-120053057.
- [6] Brandi, S. D. **Estudo da soldabilidade do aço inoxidável duplex DIN W. Nr. 1.4462 (UNS 31803)**. Tese (Doutorado), Escola Politécnica da Universidade de São Paulo, Departamento de Engenharia Metalúrgica e de Materiais. 1992.
- [7] C V Roscoe, K. J. G. *The history and development of Duplex Stainless Steels*. in **International conference on duplex stainless steel**, pp. 126–135. 1986.
- [8] Nilsson, J. O.; Chai, G.; and Kivisäkk, U. *Recent Development of Duplex Stainless Steel*. in **Duplex SSSM Proceedings 08**, pp. 585–590. [s.d].
- [9] Charles, J. *Duplex families and applications: a review Part 1 : From Duplex Pioneers up to 1991*. **Stainless Steel World**, August, pp. 1–5, 2015.
- [10] Miller, C. S. Stainless steels. **Heat Exchanger Design Handbook**, Second Ed., pp. 69–88, 2017. doi: 10.1615/hedhme.a.000436.
- [11] Goldak, J.; Bibby, M.; Moore, J.; House, R.; and Patel, B. *Computer modeling of heat flow in welds*. **Metallurgical Transactions B**, vol. 17, no. 3, pp. 587–600, 1986, doi: 10.1007/BF02670226.

- [12] Peultier, J.; Chauveau, E.; Jacques, S.; and Mantel, M. *A New Lean Duplex Stainless Steel With High Mechanical And Corrosion Properties: 1.4062*. In **Duplex SSSM Proceedings 08**, pp. 605–610. [s.d].
- [13] Fosca, C. and Sakihama, J. *Detection of the 475°C Embrittlement in a Lean Duplex Stainless Steel Using the Electrochemical Potentiodynamic Reactivation (Epr) Test*. In **Duplex SSSM Proceedings 08**, pp. 591–597. [s.d].
- [14] Lardon, J. M.; Charles, J.; Dupouiron, F.; Pegeault, P.; and Catelin, D. *Duplex stainless steel as modern material: corrosion resistance of base metal and welded joints*. [s.l. : s.d.]
- [15] Göransson, K.; Nyman, M.-L.; Holmquist, M.; and Gomes, E. *Sandvik SAF 2707 HD ® (UNS S32707): a hyper-duplex stainless steel for severe chloride containing environments*. **Sandvik research and development centre**. p. 8, 2007. doi: 10.1051/metal:2007207.
- [16] Knyazeva, M. and Pohl, M. *Duplex Steels: Part I: Genesis, Formation, Structure*. **Metallography, Microstructure, and Analysis**, vol. 2, no. 2, pp. 113–121, 2013, doi: 10.1007/s13632-013-0066-8.
- [17] Neto, S. A. A. **Caracterização metalúrgica de juntas de aço inoxidável superduplex soldadas por processo TIG autógeno**. Dissertação (Mestrado), Universidade do Estado do Rio de Janeiro, Centro de tecnologia e ciências Faculdade de engenharia. p.108, 2011.
- [18] Westin, E. M. E. **Microstructure and properties of welds in the lean duplex stainless steel LDX 2101**. Thesis (Doctoral), Royal Institute of Technology, School of Industrial Engineering and Management Department of Materials Science and Engineering Division of Physical Metallurgy. 2010. [Online]. Available: <http://kth.diva-portal.org/smash/record.jsf?pid=diva2:376827>
- [19] Noble, D. N. and Alaska, A. *Selection of Wrought Duplex Stainless Steels*. in **ASM Handbook: Welding, Brazing and Soldering**, 2018, pp. 471–481. doi:10.31399/asm.hb.v06.a0001411.
- [20] Lincoln Electric. **The Procedure Handbook of Arc Welding**, 13th ed. Cleveland, Ohio: The Lincoln Electric Company, 1995.
- [21] Folkhard, E. et al. **Welding Metallurgy of Stainless Steels**. Springer-Verlag/Wien, 1984. ISBN-13: 978-3-7091-8967-2.

- [22] Fedele, R.; Brandi, S. D.; Lebrão, S. G. Soldagem Multipasse do Aço Inoxidável Duplex UNS S31803 por Eletrodo Revestido. **Soldagem & Inspeção**, vol. 6, pp. 10–16, 2000.
- [23] Holmberg, B. **Stainless steels – their properties and their suitability for Welding**. AvestaPolarit Welding AB, p. 11, 2002.
- [24] Paredes, R. S. C. **Aços Inoxidáveis Metalurgia e Soldabilidade**. nº 41. Universidade Federal Do Paraná, 2011.
- [25] AWS **A5.9 - Specification for bare stainless steel welding electrodes and rods**. American Welding Society, 2006, p. 42.
- [26] SENAI-SP **Soldagem**. Coleção Tecnologia SENAI, 1997.
- [27] Paiva, T. C. C. *et al.* Análise da influência do gás de purga na raiz de juntas soldadas pelo processo GTAW em aço inoxidável superduplex UNS S32750. **Soldagem e Inspeção**, vol. 19, no. 2, pp. 125–133, 2014, doi: 10.1519/0104-9224/SI1902.04.
- [28] Wolf, E. L. *Orbital Welding in Critical Systems*. **Swagelok Company**, pp. 1–6, 2000.
- [29] Avesta Welding AB **Avesta welding manual**. 2004.
- [30] Juraga, I.; S tojanovi, I.; and Ljubenkov, B. *Experimental research of the duplex stainless steel welds in shipbuilding*. **Brodogradnja**, vol. 65, no. 2, pp. 73–85, 2014.
- [31] Gregory, E. N. and Armstrong, A. A. **Welding Symbols on Drawings**. Woodhead Publishing Ltd and CRC Press LLC, p.55, 2005. ISBN 1-85573-589-X.
- [32] Taniguchi, Célio. Metalurgia da Soldagem, in **Soldagem - Processos e metalurgia**. Wainer, E.; Brandi, S. D.; and Mello, F. D. H. de. Edgard Blucher, p. 494, 1992.
- [33] Rosenthal, D. *Mathematical theory of Heat Distribution During Welding and Cutting*. **Weld Journal**, vol. 20, pp. 220-234., 1941.
- [34] Wainer, E.; Brandi, S. D.; and Mello, F. D. H. de **Soldagem - Processos e metalurgia**., 1st ed. São Paulo: Edgard Blucher, 1992.
- [35] Cruz Neto, R. M. de A. **Taxa de resfriamento na soldagem: um novo entendimento**. Tese (Doutorado), Escola Politécnica da Universidade de São Paulo, departamento de Engenharia Metalúrgica e de Materiais, p.326, 2018, doi: 10.11606/T.3.2018.tde-19092018-094750.

- [36] AWS. *Welding Handbook Welding processes part 1, 9th ed. Miami, USA: Copyright, 2004.*
- [37] Liskevych, O. Calor Imposto Líquido : Um Novo Conceito Para Quantificação Do Aporte Térmico em Soldagem a Arco.,” Tese (Doutorado), Universidade Federal de Uberlândia Faculdade de Engenharia Mecânica, 2014.
- [38] Scotti, A.; Reis, R. P.; and Liskevych, O. Modelo Descritivo do Fluxo de Calor em Soldagem a Arco Visando o Conceito de Calor Imposto Efetivo. **Soldagem e Inspeção**, vol. 17, no. 2, pp. 166–172, 2012, doi: 10.1590/S0104-92242012000200010.
- [39] Adams Jr, C. M. *Cooling rates and peak temperatures in fusion welding. Weld Journal*, vol. 37, 1958.
- [40] Pauli, E. A. D. E. **Estudo da soldabilidade do aço inoxidável lean duplex UNS S82441 utilizando o processo MIG/MAG com diferentes energias de soldagem.** Tese (Doutorado), Escola Politécnica da Universidade de São Paulo, departamento de Engenharia Metalúrgica e de Materiais, p. 200, 2017.
- [41] Candel, E. H. P. **Soldagem Dos Aços Inoxidáveis Superduplex Uns S32750 E Uns S32760.** Dissertação (Mestrado), Escola Politécnica da Universidade de São Paulo, departamento de Engenharia Metalúrgica e de Materiais, p.136, 2016.
- [42] Alves, A. N. S.; Cruz Neto, R. M. A.; Ferreira, D. M. B.; and Brandi, S. Duarte. “Estudo Comparativo da Convergência de Métodos Numéricos Iterativos Aplicados na Solução da Equação de Transferência de Calor Proposta por Rosenthal sob a Variação de Parâmetros de Soldagem. **CNMAI**, p. 10, 2014.
- [43] Fernandes, P. E. A. **Redes neurais artificiais aplicadas ao processo de soldagem a arco com proteção gasosa: modelamento do formato do cordão.** Dissertação (Mestrado), Universidade de São Paulo, São Paulo, 2004.
- [44] Ramirez, A. J. L. **Precipitação de Fases intermetálicas e austenita secundária na ZAC de soldagens multipasse de aços inoxidáveis Duplex.** Tese (Doutorado), Escola Politécnica da Universidade de São Paulo, departamento de Engenharia Metalúrgica e de Materiais, p. 241, 2001.
- [45] Granjon, H. *Fundamentals of welding metallurgy, 1st ed. Abington Cambridge, England: Abington Publishing, 2002.*

- [46] Liljas, M. *The welding metallurgy of duplex stainless steels,” in Conference Duplex Stainless Steels’94, Glasgow-Scotland, 1994.*
- [47] Nunes, E. B. **Propriedades mecânicas e caracterização microestrutural na soldagem do aço inoxidável duplex UNS S31803 (SAF 2205).** Dissertação (Mestrado) - Universidade Federal do Ceará, Centro de Tecnologia, Programa de Pós-Graduação em Engenharia e Ciência de Materiais, Fortaleza, p. 221, 2009.
- [48] Pereira, P. A. S. **Efeito da Energia de Soldagem na Microestrutura de um Aço Inoxidável Duplex e Super Duplex.** Dissertação (Mestrado), Universidade Estadual do Norte Fluminense Darcy Ribeiro - UENF, p.119, 2009.
- [49] Terasaki, T. and Gooch, T. G. *Prediction of cooling time for ferrite-austenite transformation in duplex stainless steels. ISIJ International*, vol. 35, no. 10, pp. 1272–1276, 1995.
- [50] Brandi, S. D. and Lippold, J. C. Considerações sobre a metalurgia da soldagem de aços inoxidáveis duplex e superduplex. **Metalurgia & Materiais**, pp. 141–146, 1997.
- [51] Borsato, K. S. **Caracterização Microestrutural e de Propriedades Mecânicas de Chapas Espessas de Aço Inoxidável Duplex UNS S31803, Submetido a Ciclos Térmicos de Soldagem.** Tese (Doutorado), Universidade Federal de Santa Catarina, p.189, 2001.
- [52] Karlsson, L. and Karlsson, L. *Welding Duplex and Super Duplex Stainless Steel. Welding in the World*, vol. 31, no. 5, pp. 322–343, 1993, [Online]. Available:  
[http://www.nickelinstitute.org/~Media/Files/TechnicalLiterature/WeldingDuplexandSuper\\_DuplexStainlessSteel\\_14036\\_.pdf#page=](http://www.nickelinstitute.org/~Media/Files/TechnicalLiterature/WeldingDuplexandSuper_DuplexStainlessSteel_14036_.pdf#page=)
- [53] Modenesi, P., Marques, P., Santos, D. **Introdução à metalurgia da soldagem.** Belo Horizonte, MG, p.209, 2012.
- [54] Lomozik, M. *Effect of the Welding Thermal Cycles on the Structural Changes in the Heat Affected Zone and on its Properties in Joints Welded in Low-Alloy Steels, Welding International*, vol. 14, no. 11, pp. 845–850, 2000, doi: 10.1080/09507110009549281.
- [55] Machado, I. G. **Condução do Calor na Soldagem: Fundamentos & Aplicações**, 1st ed. Porto Alegre: Imprensa Livre Editora LTDA, 2000.

- [56] Lippold, J. C. and Savage, W. F. *Solidification of Austenitic Stainless Steel Weldments: Part 2 — The Effect of Alloy Composition on Ferrite Morphology. **Welding Research Supplement***, pp. 48–58, 1980.
- [57] Takalo, T.; Suutala, N.; and Moisio, T. *Austenitic Stainless Steel Welds. **Metallurgical Transactions A***, vol. 1, no. May, pp. 717–725, 1979, doi: 10.1016/j.corsci.2012.03.046.
- [58] Suutala, N.; Takalo, T.; and Moisio, T. *Ferritic-austenitic solidification mode in austenitic stainless steel welds. **Metallurgical Transactions A***, vol. 11, no. 5, pp. 717–725, 1980, doi: 10.1007/BF02661201.
- [59] Alvarez-Armas, I. and Degallaix-Moreuil, S. ***Duplex stainless steels. ISTE Ltd and John Wiley & Sons, Inc.***, p.433, 2009. ISBN: 978-1-84821-137-7.
- [60] Ramirez, A. J.;Lippold, J. C.;and Brandi, S. D. The Relationship between Chromium Nitride and Secondary Austenite Precipitation in Duplex Stainless Steels. ***Metallurgical and Materials Transactions A***, vol. 34A, p.1575-1597, 2003.
- [61] Gunn, R. N. ***Duplex Stainless Steels: Microstructure, properties and applications***, 1st ed. Cambridge, England: Abington Publishing, 1997.
- [62] Schaeffler, A. L. *Constitution diagram of stainless steel weld metal. **Metal Progress***, vol. 56, pp. 680-680B, Jul. 1948.
- [63] Guiraldenq, P. and Hardouin Duparc, O. *The genesis of the Schaeffler diagram in the history of stainless steel. **Metallurgical Research and Technology***, vol. 114, no. 6, pp. 1–9, 2017, doi: 10.1051/metal/2017059.
- [64] Brandi, S. D. and Padilha, A. F. Precipitação de fase sigma em aços inoxidáveis ferríticos-austeníticos com microestrutura duplex. ***Seminário Brasileiro sobre Aços Inoxidáveis, ABM***, 1990.
- [65] Atamert, S. and King, J. E. *Super duplex Stainless steels Part 1 Heat affected zone microstructures. **Materials Science and Technology***, vol. 8, pp. 896–911, 1992.
- [66] Abd, M.; Daha, E.; Daha, M. A.; Nassef, G. A.; and Abdallah, I. A. *Numerical modeling of heat transfer and fluid flow in keyhole plasma arc welding of dissimilar steel joints. **International Journal of Engineering Science and Technology (IJEST)***. ISSN: 0975-5462 vol. 4 n°.02, February 2012. [Online]. Available: <https://www.researchgate.net/publication/267250550>.



- [67] Stenbacka, N. Sobre eficiência de arco em Soldagem GTAW. **Soldagem & Inspeção**, vol. 18, no. N°04, pp. 380–390, Dec. 2013.
- [68] Quintino, L.; Liskevich, O.; Vilarinho, L.; and Scotti, A. *Heat input in full penetration welds in gas metal arc welding (GMAW)*. **International Journal of Advanced Manufacturing Technology**, vol. 68, no. 9–12, pp. 2833–2840, Oct. 2013, doi: 10.1007/s00170-013-4862-8.