

Universidade Federal de Minas Gerais  
Programa de Pós-Graduação em Engenharia Metalúrgica, Materiais e de Minas

Dissertação de Mestrado

Efeito do aporte térmico e da adição de arame frio na zona termicamente afetada de  
um aço inoxidável *lean* duplex soldado ao arco submerso

Autora: Danielle Silva Mendes

Orientador: Prof. Paulo José Modenesi

Belo Horizonte, março/2018

Danielle Silva Mendes

Efeito do aporte térmico e da adição de arame frio na zona termicamente afetada de um aço inoxidável *lean duplex* soldado ao arco submerso

Dissertação apresentada ao Programa de Pós-Graduação em Engenharia Metalúrgica, Materiais e de Minas da Escola de Engenharia da Universidade Federal de Minas Gerais, como requisito parcial para obtenção do Grau de Mestre em Engenharia Metalúrgica, Materiais e de Minas.

Área de Concentração: Metalurgia da Transformação  
Orientador: Prof. Paulo José Modenesi

Belo Horizonte  
Universidade Federal de Minas Gerais  
Escola de Engenharia  
2018

M538e	<p>Mendes, Danielle Silva.</p> <p>Efeito do aporte térmico e da adição de arame frio na zona termicamente afetada de um aço inoxidável <i>lean</i> duplex soldado ao arco submerso [manuscrito / Danielle Silva Mendes. - 2018.</p> <p>70 f., enc.: il.</p> <p>Orientador: Paulo José Modenesi.</p> <p>Dissertação (mestrado) - Universidade Federal de Minas Gerais, Escola de Engenharia.</p> <p>Inclui bibliografia.</p> <p>1. Engenharia metalúrgica - Teses. 2. Metalurgia de transformação - Teses. 3. Soldagem - Teses. 4. Aço inoxidável - Teses. 5. Arco de soldagem submersa - Teses. I. Modenesi, Paulo José. II. Universidade Federal de Minas Gerais. Escola de Engenharia. III. Título.</p> <p>CDU: 669(043)</p>
-------	--

*“A maior recompensa para o trabalho do homem não é o que ele ganha com isso, mas o que ele se torna com isso!”*

*John Ruskin*

## AGRADECIMENTOS

A Deus, onde sempre encontro forças para sempre continuar.

Aos meus pais Catarina e John por sempre me incentivarem a ser uma pessoa melhor, aos meus irmãos Natália e Willian pelo carinho. A toda minha família, pela torcida.

Ao meu orientador Dr. Paulo José Modenesi, pelos ensinamentos transmitidos, paciência, dedicação e confiança.

A Esab, pela doação dos consumíveis, realização das soldagens e das análises químicas, em especial ao Ronaldo Cardoso, Fábio Fernandes e a equipe do *Process Center*.

A Aperam, pela doação das chapas e realização das análises de MEV, em especial ao Cláudio Alcantara.

Aos Laboratórios LRSS e Metalografia, pelos recursos laboratoriais, em especial aos professores Dagoberto Santos e Alexandre Bracarense.

Aos colegas do LRSS, pelo compartilhamento de experiências, em especial a Luana Batista.

Ao Fábio Andrade Campos pelo apoio.

A Natália Mendes e Indiana Oliveira pelas revisões.

Aos membros da banca, pelas contribuições técnicas.

A CAPES, CNPq e FAPEMIG pelos recursos financeiros.

A todos que me incentivaram a cursar o mestrado.

Muito obrigada!

## Sumário

LISTA DE FIGURAS .....	vii
LISTA DE TABELAS .....	x
LISTA DE NOTAÇÕES .....	xi
RESUMO .....	xiv
ABSTRACT .....	xv
1 INTRODUÇÃO .....	1
2 OBJETIVOS .....	3
2.1 Geral .....	3
2.2 Específicos.....	3
3 REVISÃO BIBLIOGRÁFICA .....	4
3.1 Soldagem SAW .....	4
3.1.1 Adição de arame frio .....	5
3.1.2 Fluxo de Calor em Soldagem .....	7
3.2 Aços Inoxidáveis Duplex .....	10
3.2.1 Formação de fases deletérias .....	12
3.2.2 Evolução microestrutural na soldagem.....	15
3.3 Soldabilidade do Aço Inoxidável Duplex.....	19
4 METODOLOGIA .....	22
4.1 Introdução .....	22
4.2 Materiais e equipamentos .....	22
4.3 Soldagem.....	24
4.3.1 Testes iniciais .....	24
4.3.2 Preparativos para a soldagem.....	25
4.3.3 Procedimento de soldagem.....	27
4.3.4 Aspectos operacionais da soldagem .....	28
4.4 Modelagem Termodinâmica.....	28

4.5	Caracterização do metal base e do metal de adição .....	29
4.6	Caracterização da junta soldada .....	29
4.6.1	Preparação dos corpos de prova .....	29
4.6.2	Perfil dimensional do cordão de solda.....	30
4.6.3	Análise microestrutural.....	30
4.7	Ciclos térmicos.....	33
5	RESULTADOS E DISCUSSÃO.....	34
5.1	Caracterização dos materiais .....	34
5.2	Aspectos operacionais da soldagem.....	36
5.3	Perfil do cordão de solda.....	40
5.4	Modelagem termodinâmica .....	45
5.5	Ciclos térmicos.....	46
5.6	Aspectos microestruturais da ZTA .....	49
5.6.1	Espessura da ZTA-TE.....	53
5.6.2	Tamanho de grão.....	53
5.6.3	Formação da austenita .....	55
5.7	Síntese do efeito do aporte térmico.....	56
5.8	Síntese do efeito da adição de arame frio .....	57
6	CONCLUSÕES .....	60
7	SUGESTÃO DE TRABALHOS FUTUROS.....	61
8	BIBLIOGRAFIA .....	62

## LISTA DE FIGURAS

Figura 3.1. Representação esquemática da entrada e da saída do calor na chapa durante soldagem (em itálico estão as perdas do calor que não influenciam as velocidades de resfriamento na ZAC) (LISKEVYCH, 2014).....	9
Figura 3.2. Diagrama pseudobinário 70% Fe-Cr-Ni (FOLKHARD, 1988).....	12
Figura 3.3. Diagrama isotérmico mostrando: (a) Decomposição da ferrita para diferentes AID (CHARLES; CHEMELLE, 2010); (b) Precipitação dos compostos intermetálicos, nitretos, etc (Jinlong et al, 2016 apud Mohammed et al, 2017).....	14
Figura 3.4. Ilustração esquemática mostrando a relação da curva de partição térmica com o diagrama pseudobinário 70%Fe-Cr-Ni de um aço inoxidável duplex (ATAMERT; KING, 1992 apud LONDONO, 1997).....	16
Figura 3.5. Curva esquemática de ciclos térmicos obtidos para ZTA-TE e ZTA-TB de um AID (LONDONO, 2001 adaptada) .....	17
Figura 3.6. Diagrama TRC (Transformação de Resfriamento Contínuo) para 24,5Cr/7Ni com diferentes teores de nitrogênio (MUNDT; HOFFMEINSTER,1985 apud GUNN, 1997).....	17
Figura 3.7. Ciclos térmico obtidos para diferentes aportes térmicos, mostrando o efeito na taxa de resfriamento (MOHAMMED et al., 2017).....	18
Figura 3.8. Nomograma para previsão do tempo de resfriamento $\Delta t_{12-8}$ para AID (GUNN, 1997; VAROL, 1992).....	21
Figura 4.1. (a) Equipamento de Soldagem SAW Ice™ (b) Detalhe da tocha de soldagem .....	23
Figura 4.2. Representação esquemática das dimensões da chapa a ser soldada, com a localização dos furos para instalação dos termopares (a) vista inferior (b) detalhe do furo observado ao longo da espessura da chapa (unidade em mm) .....	25
Figura 4.3. Instalação dos termopares na chapa.....	26

Figura 4.4. Montagem do sistema de aquisição de dados dos ciclos térmicos das soldagens.....	26
Figura 4.5. Perfil dimensional do cordão de solda .....	30
Figura 4.6. Definição das regiões de penetração máxima (PM) e região inclinada (RI) .....	31
Figura 4.7. Representação do procedimento para determinação da espessura média da ZTA, com delimitação dos segmentos.....	32
Figura 5.1. Aspecto microestrutural geral do metal base, obtidos por: (a) MO, ampliação 200X e (b) MEV, ampliação 2000X. Ataque: Behara II .....	34
Figura 5.2. Aspecto de inclusões no metal base. Seção longitudinal à direção de laminação.....	35
Figura 5.3. Resultado da análise por EDS em uma inclusão no metal base.....	35
Figura 5.4. Precipitação da austenita associada a presença de inclusões, observada no metal base após ataque com Behara II .....	36
Figura 5.5. Cordões de solda para as condições avaliadas.....	38
Figura 5.6. Velocidade de alimentação de arame quente em função da adição de arame frio.....	39
Figura 5.7. Medidas da área superficial da cratera .....	40
Figura 5.8. Macrografias das condições avaliadas .....	41
Figura 5.9. Gráficos dos parâmetros dimensionais em função do aporte térmico e da adição de arame frio.....	42
Figura 5.10. Correlação da área depositada medida experimentalmente e calculada pelo modelo .....	44
Figura 5.11. Diagrama termodinâmico calculado para a liga estudada da fração molar das fases formadas em função da temperatura.....	45

Figura 5.12: Ciclos térmicos de resfriamento para os aportes térmicos de: (a) 1,6 kJ/mm e (b) 2,7 kJ/mm .....	47
Figura 5.13: Taxa de resfriamento para os aportes térmicos de 1,6 kJ/mm e 2,7 kJ/mm .....	48
Figura 5.14. Diferentes morfologias da austenita observadas na ZTA.....	49
Figura 5.15. Delimitações das regiões de uma solda de aço inoxidável duplex.....	50
Figura 5.16. Diferenças microestruturais ao longo da ZTA, nas regiões: (a) PM e (b) RI .....	50
Figura 5.17. Precipitação da austenita a partir de inclusões na ZTA: (a) imagens de elétrons secundários e (b) microanálise de EDS .....	51
Figura 5.19. Micrografias da região de penetração máxima das condições avaliadas.	52
Figura 5.20. Medidas da espessura média da ZTA: (a) calculada pela área (b) medidas na região PM.....	53
Figura 5.21. Medidas do tamanho de grão .....	54
Figura 5.22. Medidas de fração de área de austenita.....	55
Figura 5.23. Micrografias da região PM (a) 1,6 kJ/mm – 0%AF (b) 5: 2,7 kJ/mm – 0%AF (c) 2,7 kJ/mm – 50%AF .....	56

## LISTA DE TABELAS

Tabela 3.1. Relação das fases intermetálicas e precipitados possíveis dos aços inoxidáveis duplex (VERMA; TAIWADE, 2017) .....	14
Tabela 4.1 - Composição química especificada .....	24
Tabela 4.2 - Matriz experimental soldada.....	27
Tabela 5.1. Composição química do metal base e do metal de adição .....	34
Tabela 5.2 - Parâmetros das soldagens .....	37
Tabela 5.3 - Medidas do perfil dimensional do cordão de solda .....	43
Tabela 5.4 - Medidas dos tempos de resfriamento para o intervalo de 1200 a 800°C .....	47

**LISTA DE NOTAÇÕES**

ACG	Austenita de Contorno de Grão
Ad	Área depositada
Ad <sub>AF</sub>	Área depositada correspondente ao arame frio
Ad <sub>AQ</sub>	Área depositada correspondente ao arame quente
AF	Participação percentual do arame frio
AI	Austenita Intragranular
AID	Aço Inoxidável Duplex
AOD	Descarburização com argônio e oxigênio
ASTM	American Society for Testing and Materials (Sociedade Americana de Testes e Materiais)
AT	Aporte Térmico
Aw	Área de seção transversal
AW	Austenita de <i>Widmanstätten</i>
CC	Corrente Contínua
CCC	Cúbica de Corpo Centrado
Cp	Calor específico
Cp's	Corpos de prova
Cr <sub>eq</sub>	Cromo equivalente (relação de elementos alfa-gênicos)
E <sub>AF</sub>	Energia mínima para a fusão do arame frio
EDS	Espectometria por energia dispersiva
FC <sub>AT</sub>	Fator Correção para cálculo do aporte térmico

I	Corrente
ICE™	( <i>Integrated Cold Electrode</i> ) Eletrodo Frio Integrado
MA	Metal de Adição
MB	Metal Base
MEV	Microscopia Eletrônica de Varredura
MO	Microscopia Óptica
Ni <sub>eq</sub>	Níquel equivalente (relação de elementos gamagênicos)
PREN	Número Equivalente de Resistência a Pite
SAW	( <i>Submerged Arc Welding</i> ) Soldagem a Arco Submerso
t	Tempo
T <sub>a</sub>	Temperatura ambiente
T <sub>c</sub>	Temperatura crítica
TD	Taxa de deposição
T <sub>f</sub>	Temperatura de fusão
TRC	Transformação de Resfriamento Contínuo
TTT	Transformação Tempo Temperatura
U	Tensão
UNS	Sistema de Numeração Universal (para metais e ligas)
VAF	Velocidade de alimentação de Arame Frio
VAQ	Velocidade de alimentação de Arame Quente
VOD	Descarburização com Oxigênio a Vácuo
Vol <sub>AF</sub>	Volume proveniente do arame frio

$Vol_{AQ}$	Volume proveniente do arame quente
$Vol_{Dep}$	Volume do metal depositado
VS	Velocidade de Soldagem
ZF	Zona Fundida
ZTA-TB	Zona Termicamente Afetada de Temperatura Baixa
ZTA-TE	Zona Termicamente Afetada de Temperatura Elevada
$\alpha$	Constante do modelo para área depositada
$\gamma$	Fase austenita
$\delta$	Fase ferrita
$\Delta H_f$	Calor latente de fusão
$\Delta t_{12/8}$	Intervalo de tempo de resfriamento entre 1200°C e 800°C
$\rho$	Densidade do material do arame
$\sigma$	Fase sigma
$n$	Eficiência térmica

## RESUMO

Os aços inoxidáveis duplex apresentam, simultaneamente, elevadas resistências mecânica e à corrosão. Entretanto, quando submetidos à soldagem podem ocorrer o desbalanceamento da quantidade de ferrita e austenita e a precipitação de fases deletérias, comprometendo o seu desempenho. Uma medida comumente adotada para minimizar os efeitos negativos da soldagem em aços inoxidáveis duplex é o controle rigoroso do aporte térmico usado. Porém, este controle frequentemente representa uma limitação na produtividade do processo. Neste escopo, técnicas de soldagem que favoreçam o aumento da taxa de deposição, sem necessidade de calor adicional, como, por exemplo, a adição de arame não energizado ao processo de arco submerso, podem ser benéficas para estes materiais. O presente trabalho avaliou o efeito do aporte térmico e a quantidade de arame frio na soldagem do aço inoxidável *lean duplex* UNS S32304 com o processo arco submerso com arame frio entre os arames *twin* (processo SAW Ice™). O estudo envolveu medidas de ciclos térmicos, do perfil dimensional do cordão e análise microestrutural da ZTA. Foi verificado que tanto o aporte térmico quanto a adição de arame frio produzem alterações nos ciclos térmicos da ZTA, alterando o perfil do cordão de solda e a sua microestrutura. Observou-se uma redução na taxa de resfriamento quando se aumenta a adição de arame frio, sendo mais intensas quanto maior o aporte térmico. A formação da austenita apresenta uma leve tendência de aumentar com a participação de arame frio. Por outro lado, observou-se uma tendência de redução da espessura da ZTA.

**Palavras Chave:** Aço Inoxidável *Lean Duplex*, Soldagem Arco Submerso, Adição de Arame Frio, Aporte Térmico.

## ABSTRACT

Duplex stainless steels combine, simultaneously, high mechanical strength and corrosion resistance. However, when welded, the ferrite-austenite ratio can increase and deleterious phases can precipitate, compromising the steel performance. A commonly adopted measure to minimize these negative effects is to strictly control the welding heat input used. However, this control often reduces the process productivity. Therefore, welding techniques that increase deposition rate with no additional heat, such as the addition of non-energized wire to the submerged arc process, may be beneficial for these materials. The present work evaluated the effect of heat input and amount of cold wire on a lean duplex stainless steel UNS S32304 welded with submerged arc with cold wire fed between two twin hot wires (SAW Ice™ process). The study involved the measurement of thermal cycles and weld bead shape, and microstructural analysis of the heat affected zone (HAZ). It was verified that both heat input and cold wire addition affected HAZ thermal cycles, modifying weld bead shape and the microstructure. It was observed a reduction in the cooling rate above 1100°C, when the addition of cold wire is increased. This effect was more intense when the heat input was higher. The formation of austenite present a slight tendency to increase by the addition of cold wire. On the other hand, it was also observed that a trend of reduction of thickness of HAZ.

**Keywords:** *Lean Duplex Stainless Steel, Submerged Arc Welding, Addition Cold Wire, Heat Input.*

## 1 INTRODUÇÃO

Os aços inoxidáveis duplex (AID's) são caracterizados pela ótima resistência a corrosão aliada à elevada resistência mecânica. São aplicados, por exemplo, em digestores da indústria de papel e celulose, indústrias química e petroquímica, pontes e viadutos, trocadores de calor e tubos para manuseio de óleo e gás, tanques de estocagem, tanques de carga para navios e caminhões, sistemas de água do mar e equipamentos de processamento de comida. São ligas que contêm cromo (18 a 30%), molibdênio (1,5 a 4,5%), níquel (3,5 a 8%) e de nitrogênio (máximo 0,35%). É necessário um balanço entre os elementos alfa-gênicos e gama-gênicos e adequado processamento termomecânico de modo a se obter uma estrutura com frações volumétricas próximas entre os constituintes ferrita ( $\delta$ ) e austenita ( $\gamma$ ).

A soldabilidade dessas ligas é relativamente boa, entretanto cuidados devem ser tomados para se evitar a degradação de suas propriedades. As taxas de resfriamento elevadas, comumente presentes em soldagem, tendem a reduzir o teor de austenita, desbalanceando a proporção  $\delta/\gamma$ . A precipitação de compostos intermetálicos também possui efeito deletério sobre esses materiais, sendo mais acentuada em aços com elevado teor de elementos de liga e quando a velocidade de resfriamento é baixa. Devido a estes fatores, é recomendado limitar o aporte térmico entre 0,5 e 2,5 kJ/mm, a fim de obter uma taxa de resfriamento intermediária.

Com o mercado cada vez mais competitivo, processos que permitem elevadas taxas de deposição são amplamente utilizados, como a soldagem a arco submerso (SAW – *Submerged Arc Welding*), em que a fusão da peça e do eletrodo metálico contínuo é realizada através de um arco elétrico encoberto por uma camada de fluxo granular. Este aumento de produtividade pode ser ainda mais evidente quando associado à técnicas de adição de arames múltiplos e de elevadas correntes de soldagem, ou seja, na utilização de elevado aporte térmico. Entretanto, alterações microestruturais, tais como formação de estruturas grosseiras, aumento da espessura da zona termicamente afetada e supressão da austenita conduzem a perdas das propriedades químicas e mecânicas dos aços inoxidáveis duplex.

Um aumento da produtividade pode ser conseguido pela utilização de arcos *twin*, ou gêmeos, em que uma única fonte de energia é responsável pela alimentação simultânea

de dois arames. Quando associado ao processo de adição de arame não energizado (frio), pode haver um aumento adicional da taxa de deposição sem alterar o aporte térmico. Neste caso, o arame não energizado adicionado é aquecido pelo calor gerado pelos arcos *twin*. Recentemente, foi desenvolvido um cabeçote para a soldagem SAW com dois arames *twin* e um arame frio alimentado entre os arames energizados. Esta configuração, juntamente com um sistema eletrônico de controle, permite uma maior eficiência na fusão do arame frio.

A possibilidade de depositar um maior volume de metal de adição com menor quantidade de calor é interessante para a soldagem dos aços inoxidáveis duplex. A redução do calor empregado pode por exemplo, evitar a precipitação de constituintes fragilizantes indesejáveis. Como se trata de um processo de recente desenvolvimento e ainda pouco empregado, existe a dificuldade de encontrar na literatura estudos sobre os efeitos da adição de arame não energizado na microestrutura e outras características de soldas de aços inoxidáveis duplex.

Neste trabalho, o efeito da adição de arame frio na soldagem SAW com arames geminados nas dimensões e na microestrutura da zona termicamente afetada (ZTA) de um aço inoxidável *lean* duplex UNS S32304 foi estudado. Para os testes de soldagem, foi usado um cabeçote SAW Ice<sup>TM</sup> (*Integrated Cold Electrode*), onde se empregou a adição de arame não energizado entre os dois arames geminados. Foram realizados testes de soldagem variando-se o aporte térmico entre aproximadamente 1,6 e 2,7 kJ/mm e diferentes quantidades de arame frio adicionado. Ciclos térmicos na ZTA foram medidos com intuito de evidenciar eventuais diferenças nas condições de resfriamento associadas com a variação de energia de soldagem e a quantidade de arame frio usada. Foi realizada caracterização macroestrutural para avaliar mudanças no perfil dimensional do cordão e nas dimensões da ZTA. Foi feita também a análise microestrutural através de técnicas de Microscopia Óptica (MO) e Microscopia Eletrônica de Varredura (MEV), a fim de avaliar a microestrutura da ZTA. A análise dos resultados foi auxiliada pela modelagem termodinâmica computacional com a construção de diagrama de fases multicomponentes para a composição da liga estudada por meio do software Thermo-calc®.

## 2 OBJETIVOS

### 2.1 Geral

- ✓ Avaliar o efeito do aporte térmico e da adição de arame não energizado na microestrutura da zona termicamente afetada de um aço inoxidável *lean* duplex UNS S32304 produzida através do processo de soldagem a arco submerso Ice™.

### 2.2 Específicos

- ✓ Realização da soldagem de um aço inoxidável UNS S32304 utilizando o processo de soldagem a arco submerso Ice™, com alteração da energia de soldagem e da participação da adição de arame não energizado;
- ✓ Obtenção de medidas dos ciclos térmicos durante a soldagem, através da instalação de termopares;
- ✓ Modelagem das fases em equilíbrio para a composição da liga UNS S32304 através do software Thermo-calc®;
- ✓ Caracterização microestrutural da zona termicamente afetada, através de microscopia óptica (MO) e microscopia eletrônica de varredura (MEV);

### 3 REVISÃO BIBLIOGRÁFICA

#### 3.1 Soldagem SAW

A soldagem por arco submerso é um processo em que o arco é encoberto por uma camada de fluxo fusível. O calor é gerado pelo arco entre um arame consumível e a peça, que é mantido dentro de uma cavidade de escória fundida a partir do fluxo, responsável pelo refinamento do metal de solda e pela proteção contra contaminação atmosférica (ASM, 1993a; KOU, 2003; MARQUES; MODENESI; BRACARENSE, 2005).

Os parâmetros de soldagem afetam diretamente a quantidade de energia inserida na junta soldada e podem alterar as características operacionais, microestruturais, perfil do cordão de solda, modo de aquecimento e resfriamento do material. O aumento na corrente de soldagem produz aumento na penetração, reforço e taxa de fusão do eletrodo, possibilitando maiores velocidades de soldagem. Por outro lado, largura, reforço e penetração são inversamente proporcionais à velocidade de soldagem (KIRAN; NA, 2014). A largura do cordão é mais sensível às variações da tensão e de velocidade de soldagem (KARAOĞLU; SEÇGIN, 2008).

Ao avaliar determinado aporte térmico, deve-se trabalhar com cautela ao correlacionar os parâmetros de soldagem, que podem estar inter-relacionados e ter efeitos de difícil compreensão, pois estes afetam de modo diferente a intensidade do arco e o rendimento térmico (HAELSIG; MAYR, 2013; LANCASTER, 1999).

O aumento de produtividade em soldagem a arco submerso é um aspecto muito visado, principalmente para juntas de maior espessura. Deste modo, técnicas para aumento da taxa de deposição têm sido aprimoradas, tais como aumento da corrente e do *stickout* (distância do bico de contato à peça), alteração de polaridade, uso de arame tubular, adição de pó metálico, uso de arames múltiplos e adição de arame frio (MOHAMMADIJOO et al., 2017b; RAMAKRISHNAN; MUTHUPANDI, 2013).

Quanto a alimentação de energia elétrica dos arames múltiplos, pode haver uma fonte para cada eletrodo ou ter combinações de dois ou mais eletrodos sendo alimentados por uma mesma fonte de energia. Neste último caso, os eletrodos ficam dispostos em um único tubo de contato. Estes eletrodos podem ser dispostos de diferentes maneiras:

em série, em paralelo ou de forma triangular de modo a otimizar a eficiência da fusão (TUŠEK, 2004; TUŠEK; SUBAN, 2003).

Na soldagem com eletrodos tandem, ocorre uma forte interação entre os arcos elétricos. Quando ligados na mesma polaridade, estes se repelem e, quando ligados em polaridade opostas, se atraem, afetando o comportamento dos arcos elétricos. A inclinação do eletrodo também é um fator importante. Os eletrodos da frente (*lead*) são responsáveis pela obtenção de maiores penetrações, enquanto os eletrodos de trás (*trail*) são usados para dar forma e preencher adequadamente o chanfro. Deste modo, eletrodos dianteiros operam normalmente com correntes mais altas, com polaridade alternada (AC) ou corrente contínua polaridade direta (CC-), e operam com eletrodo puxando (eletrodo na frente da poça) ou com inclinação nula (KIRAN et al., 2011; KIRAN; ALAM; DE, 2013; KIRAN et al., 2014). Por sua vez, os eletrodos traseiros operam, frequentemente, empurrando (eletrodo atrás da poça) e ligados em AC.

### **3.1.1 Adição de arame frio**

Este processo consiste em adicionar um arame isolado eletricamente em meio a um ou mais eletrodo(s) energizado(s). Desse modo, os arames podem ser classificados como quentes ou frios. Arames quentes, são os que conduzem corrente elétrica, ou seja, estão conectados diretamente a uma fonte de energia. Os arames frios não são energizados, e possuem um sistema de isolamento elétrico em todo o percurso do arame (LANGENOJA; KARLSSON, 2012).

A fusão do arame quente se dá pelo seu aquecimento por efeito joule e pelo arco elétrico entre o eletrodo e a peça. No caso do arame frio, o calor proveniente de arcos elétricos próximos a ele fornece a energia necessária para o aquecimento e fusão (LANGENOJA, 2012; MOHAMMADIJO, 2017d; MRUCZEK, 2006; RAMAKRISHNAN; MUTHUPANDI, 2013).

O aumento de produtividade pode ser atingido por meio da utilização de arames múltiplos, com sucessivos aumentos da corrente de soldagem total, ou seja, com a utilização de elevado aporte térmico. Porém, inerente ao aumento da quantidade de calor inserida ao processo, ocorrem severas perdas das propriedades mecânicas, fazendo com o que a junta soldada não atenda a pré-requisitos de normas e

especificações quanto a tenacidade e ao limite de escoamento (KOU, 2003; LANCASTER, 1999). Nesses casos, a soldagem a arco submerso com adição de arame frio poderia ser uma alternativa viável para se obter aumentos da taxa de deposição com manutenção ou redução do aporte térmico, uma vez que a adição de arame frio não é acompanhada pelo aumento da corrente de soldagem.

Considerando que a adição de arame frio pode eventualmente reduzir a quantidade de energia que efetivamente é transferida do arco para a peça, pode ser realizado um balanço de energia na ponta do eletrodo de modo a estimar a parcela de energia do arco elétrico usado no aquecimento e fusão do arame frio, conforme mostrado pela Equação 3.1 (LANCASTER, 1984 apud MODENESI, 1990).

$$E_{AF} = \rho \cdot VAF \cdot A_w \cdot \left( \int_{T_a}^{T_f} C_p dT + \Delta H_f \right) \quad (\text{Eq. 3.1})$$

Onde  $E_{AF}$  é a quantidade mínima de energia para a fusão do arame frio, VAF é a velocidade de alimentação de arame frio,  $\rho$  é a densidade do material do arame,  $A_w$  é a área de seção transversal,  $C_p$  é o calor específico,  $T_f$  é a temperatura de fusão,  $T_a$  é a temperatura ambiente e  $\Delta H_f$  é o calor latente de fusão.

Deste modo, a quantidade de energia transferida para a peça seria menor que a quantidade de energia de entrada no processo. Para expressar esta diferença, alguns autores (KARLSSON et al., 2003; MOHAMMADIJOO et al., 2017c; MRUCZEK, 2006) usam o conceito de aporte térmico efetivo, criando um fator de correção ( $FC_{AT}$ ) baseado na relação entre os volumes do(s) arame(s) quente(s) ( $vol_{AQ}$ ) e do arame frio ( $vol_{AF}$ ) consumidos durante a soldagem, através das equações (3.2 e 3.3).

$$\text{Aporte Térmico}_{\text{Efetivo}} = AT \cdot FC_{AT} \quad (\text{Eq. 3.2})$$

$$FC_{AT} = \frac{vol_{AQ}}{vol_{AQ} + vol_{AF}} \quad (\text{Eq. 3.3})$$

Como consequência da redução do aporte térmico esperam-se temperaturas mais baixas na poça de fusão, menores tempos de permanência em temperaturas elevadas e resfriamento mais rápido. Assim, a utilização dessa técnica de soldagem poderia minimizar alguns efeitos deletérios na microestrutura do aço resultantes da soldagem

com aporte térmico elevado. Possíveis benefícios seriam a formação de estruturas mais finas, menor tensão residual e diminuição da precipitação de fases indesejáveis na ZTA e na ZF.

Na soldagem de um aço microligado API X-70 com a adição de arame frio, Mohammadijoo e colaboradores (MOHAMMADIJOO, 2017; MOHAMMADIJOO et al., 2017a, 2017b) observaram uma redução da fração do constituinte martensita-austenita (MA), menor tamanho de grão de austenita primária e melhora na tenacidade à fratura quando comparado com amostras soldadas sem a adição de arame frio. Esses resultados foram atribuídos a aumentos na taxa de resfriamento. Mruczek (2006) também correlacionou aumentos da dureza do aço HSLA-65 com o aumento da velocidade de resfriamento, quando soldado com a adição de arame frio.

Os aços inoxidáveis duplex também enfrentam limitações no aumento de produtividade devido à necessidade de controle da taxa de resfriamento através de restrições do aporte térmico. A possibilidade de aumentar a taxa de deposição, sem aumentar a quantidade de energia da peça soldada, permite esperar vantagens microestruturais, por meio de menores alterações na ZTA desses aços. Neste sentido, a técnica de adição de arame frio é potencialmente interessante na soldagem desses aços, principalmente para o controle da microestrutura da ZTA-TE, região potencialmente crítica em termos de controle microestrutural.

Estudos preliminares sobre a adição de arame frio em processo arco submerso de aços inoxidáveis duplex foram realizados por Karlsson et al. (2003); Rigdal; Karlsson; Östgren (2002) e verificaram soldas com boas propriedades mecânicas e resistência à corrosão. O aporte térmico utilizado foi acima de 2,5 kJ/mm e não foi verificada presença de fases intermetálicas, com significativa quantidade de austenita secundária.

### **3.1.2 Fluxo de Calor em Soldagem**

O processo de soldagem a arco submerso envolve a transferência de calor oriundo do arco elétrico para a peça a ser soldada. Assim, certas regiões experimentam temperaturas de pico acima de  $10^3$  °C e são submetidas a gradientes de temperatura da ordem de  $10^3$  °C/mm e a rápidas flutuações de temperatura, atingindo até  $10^3$  °C/s (GRONG, 1997). Estas variações térmicas acarretam alterações microestruturais e a

formação de tensões residuais na região soldada e em seu entorno. Como consequência disso, podem ocorrer mudanças no comportamento dos materiais soldados.

Uma das formas tradicionais de se mensurar o efeito térmico do arco na soldagem é através do conceito de aporte térmico (AT), que é a quantidade de calor transferida para a peça (potência elétrica do arco). Este parâmetro é calculado pela (Equação 3.4):

$$AT = 0,006 \cdot n \cdot \frac{U \cdot I}{VS} \quad (\text{Eq. 3.4})$$

Onde  $U$  é a tensão de soldagem (V),  $I$  é a corrente (A),  $VS$  é a velocidade de soldagem (cm/min),  $n$  é o rendimento térmico (adimensional), sendo AT dado em kJ/mm. O processo de soldagem a arco submerso (*SAW – Submerged Arc Welding*) é caracterizado por uma alta eficiência térmica e possui rendimento de  $n = 0,85$  a  $0,98$  (DUPONT; MARDER, 1995).

Nos trabalhos de (DUPONT; MARDER, 1995; LISKEVYCH, 2014), foi discutido o balanço térmico em um processo de soldagem a arco, mostrado de forma esquemática na Figura 3.1 e descrito pela Equação 3.5. A maior parcela da energia é fornecida ao processo pelo arco elétrico, enquanto que uma menor parcela é obtida pelo aquecimento do eletrodo por efeito Joule ( $E_{\text{arco}} + E_{\text{eletrodo}}$ ). Por sua vez, uma parte desta energia é perdida para o ambiente ( $E_{\text{perdas}}$ ), por convecção da coluna de plasma, por radiação e por respingos, e outra parte é transferida para o material de base, por intermédio da transferência de metal e do acoplamento arco-peça. Esta energia é dissipada para o restante da peça por condução. Ao ser transferida para o material, a energia é utilizada para a sua fusão ( $E_{\text{fusão}}$ ), ditando algumas das características metalúrgicas da ZF (zona fundida) e é, também, responsável pelas transformações metalúrgicas ocorridas fora da zona de fusão ( $E_{\text{metal base}}$ ), ou seja, as transformações ocorridas na ZTA.

$$E_{\text{arco}} + E_{\text{eletrodo}} = E_{\text{perdas}} + E_{\text{fusão}} + E_{\text{metal base}} \quad (\text{Eq. 3.5})$$

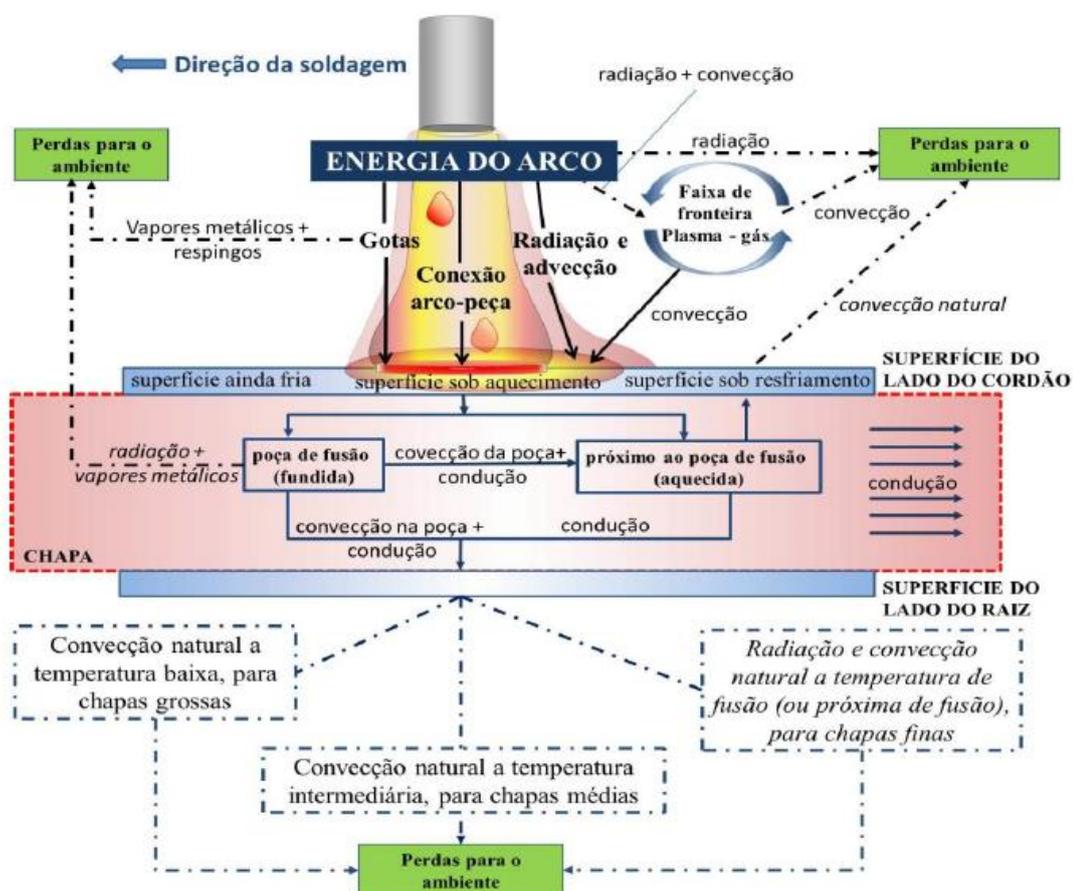


Figura 3.1. Representação esquemática da entrada e da saída do calor na chapa durante soldagem (em itálico estão as perdas do calor que não influenciam as velocidades de resfriamento na ZAC) (LISKEYCH, 2014)

Por meio dos ciclos térmicos de soldagem e da curva de partição térmica correspondente é possível estimar as alterações metalúrgicas sofridas no material (tais como tensões residuais, transformações de fases, crescimento de grão, alterações morfológicas, distribuição de fases e precipitados, etc.), tanto na ZF quanto na ZTA, que afetam as propriedades (resistência mecânica, alongamento, tenacidade, resistência à corrosão, dureza, etc.) da junta soldada.

Os ciclos térmicos resultam da intensidade e da forma de escoamento de calor em pontos do material, definindo portanto, os gradientes térmicos. São afetados pelos parâmetros de soldagem e pelas temperaturas de pré-aquecimento e interpasse, espessura e geometria da junta, além das propriedades intrínsecas dos materiais (condutividade e difusividade térmica). Fornecem informações importantes como velocidade de aquecimento, resfriamento, temperaturas de pico, tempo de permanência

acima de uma temperatura crítica (esta é definida para cada tipo de material, em função de alguma característica microestrutural específica, como a temperatura de crescimento de grão ou a formação de alguma fase prejudicial) (MODENESI; MARQUES; SANTOS, 2016).

Os ciclos térmicos podem ser obtidos por diferentes formas: modelamento analítico ou numérico (D.V.KIRAN et al., 2011) e experimentalmente. O modelo analítico de Rosenthal que estuda a distribuição de temperatura em uma placa durante a soldagem teve forte repercussão e é, até hoje, utilizado, por ser simples e fornecer resultados muitas vezes satisfatórios (ALMEIDA et al., 2015; GOLDAK; CHAKRAVARTI; BIBBY, 1984). Medidas experimentais dos ciclos térmicos de soldagem podem ser obtidas com a utilização de termopares (HOSSEINI; HURTIG; KARLSSON, 2017; PERDIGÃO, 1982), e podem ser reproduzidas em equipamentos de simulação (GUO et al., 2016; LONDONO, 2001).

### **3.2 Aços Inoxidáveis Duplex**

Os aços inoxidáveis duplex (AID's) são ligas que contêm cromo (em geral, entre 18 e 30%), molibdênio (1,5 a 4,5%), níquel (3,5 a 8%) e nitrogênio (máximo 0,35%) (KARLSSON, 2012). Apresentam elevada resistência mecânica e tenacidade, além de elevada resistência à corrosão geral e localizada (pites, em frestas) em ambientes contendo cloretos (VERMA; TAIWADE, 2017). Essas propriedades são conseguidas devido à sinergia entre as fases ferrita ( $\delta$ ) e austenita ( $\gamma$ ), em proporções aproximadamente iguais.

Os aços inoxidáveis duplex são aplicados na indústria petroquímica, química, papel e celulose, geradores de energia, nuclear, óleo e gás, tubulações submarinas e sistemas de *rísers*, na fabricação de digestores, vasos de pressão, equipamentos de dessalinização, reatores, construção naval, entre outras (NASSAU; MELKER; HILKES, 1993). A faixa de temperatura em serviço está compreendida entre - 40°C e 260°C. O limite inferior é determinado pela ocorrência de transição dúctil-frágil em baixas temperaturas e o superior pela possibilidade de precipitação de fases fragilizantes a altas temperaturas (LIPPOLD; KOTECKI, 2005).

A produção dos aços inoxidáveis duplex iniciou-se na década de 1930, porém somente na década de 70, com o desenvolvimento dos processos de refino (AOD) descarburização com argônio e oxigênio e (VOD) e descarburização com oxigênio a vácuo, foi possível obter ligas com propriedades satisfatórias pelo controle da adição dos elementos intersticiais (OLSSON; SNIS, 2007). A partir desse ponto, tais aços foram considerados soldáveis, marcando a sua segunda geração. Essa geração é caracterizada pelas adições de nitrogênio, além de baixos teores de carbono e altos teores de cromo, possibilitando a expansão do campo austenítico (CHARLES, 2010; IMOA, 2012).

Elevados valores de limite de resistência mecânica e resistência à corrosão são obtidos em função da ação combinada entre as estruturas CCC (cúbica de corpo centrado) e CFC (cúbica de face centrada) da ferrita e da austenita, respectivamente, sendo o balanço de fases uma característica essencial. Dessa forma, o processamento termomecânico adequado é efetuado por meio de um tratamento térmico de solubilização em temperatura variando entre 1050 e 1150°C, seguido de resfriamento rápido até a temperatura ambiente (KOTECKI, 1986).

Os aços inoxidáveis duplex podem ser classificados de acordo com o número de resistência por pite (PREN). Aços com valores menores que 35 são denominados *lean duplex*, com PREN até 40 duplex padrão e o valor 45 separa os *super* dos *hiper duplex* (KARLSSON, 2012; KNYAZEVA; POHL, 2013).

O níquel é um elemento de alto valor agregado e sofre constantemente com a volatilidade do preço de mercado. Os aços inoxidáveis *lean duplex* possuem teor reduzido desse elemento, assim apresentam um custo final inferior comparando-se com as outras classes de duplex, tornando-os mais atrativos ao mercado e impulsionando o seu consumo. Charles, Chemelle, (2010) e Verma, Taiwade (2017) relatam uma tendência a substituição dos aços inoxidáveis austeníticos 304 e 316 pelo duplex.

O controle da composição química é fundamental para formação e estabilização das fases e para obtenção da microestrutura desejada. Adições de cromo (Cr) melhoram a resistência à corrosão geral e intragranular por meio da formação da camada passiva. Molibdênio (Mo) melhora a resistência à corrosão geral, além de auxiliar no aumento da resistência à corrosão por pite (ZHANG et al., 2017a). Níquel (Ni) favorece a formação

do campo austenítico (LIPPOLD; KOTECKI, 2005). Adições de nitrogênio (N) aumentam a resistência mecânica quando em solução sólida, auxiliam intensamente na estabilização e na formação da austenita e também são importantes para a resistência à pite (HERTZMAN; CHARLES, 2010).

As ligas comerciais de aço inoxidável duplex possuem uma elevada relação  $Cr_{eq}/Ni_{eq}$  (razão entre elementos alfa-gênicos e gama-gênicos) compreendida entre 2,25 e 3,5 (LIPPOLD; SAVAGE, 1982). Pode-se observar por meio dos diagramas de equilíbrio pseudobinários Fe-Cr-Ni, para 70% de ferro (Figura 3.2), que a solidificação ocorre como ferrita primária (à direita do diagrama). Ao interceptar a linha *solvus* da ferrita ( $\delta \rightarrow \delta + \gamma$ ), verifica-se a transformação em estado sólido para austenita, na faixa de temperatura entre 1000 e 1400°C, que varia dependendo da composição da liga. À medida que se aumenta a relação cromo/níquel, a temperatura da linha *solvus* diminui (LIPPOLD; KOTECKI, 2005).

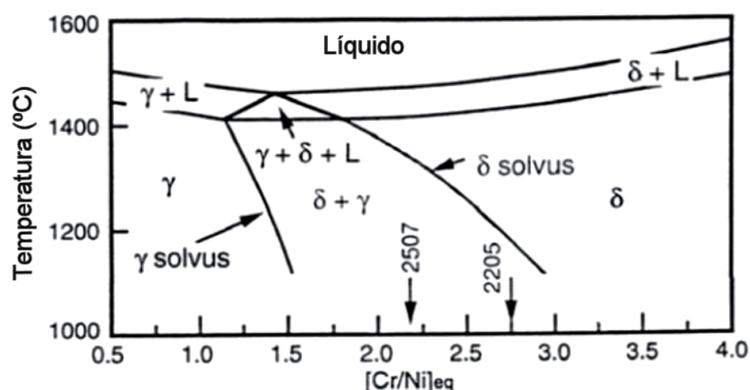


Figura 3.2. Diagrama pseudobinário 70% Fe-Cr-Ni (FOLKHARD, 1988)

### 3.2.1 Formação de fases deletérias

Em aplicações que exigem maiores resistências à corrosão e mecânica, são utilizados aços com maiores teores de elementos de liga (MOHAMMED et al., 2017). Entretanto, maiores teores de Cr e Mo aceleraram a cinética de decomposição da ferrita em austenita e em diferentes intermetálicos (CHARLES; CHEMELLE, 2010), conforme observa-se no diagrama isotérmico para diferentes aços inoxidáveis duplex (Figura 3.3 (a)). Diversos compostos intermetálicos (fases sigma, chi, etc), além de nitretos e carbonetos podem se precipitar nos AID, conforme desenho esquemático da Figura 3.3 (b) e Tabela 3.1. Esses precipitados degradam a resistência à corrosão, a

tenacidade e a resistência mecânica da liga. Deste modo, há uma série de recomendações para a produção e para os processamentos termomecânicos desses aços, sendo de grande importância o tempo de permanência e as faixas de temperaturas às quais o aço será exposto (CHARLES; CHEMELLE, 2010; KARLSSON, 2012; LO; SHEK; LAI, 2009).

A cinética de formação dos compostos intermetálicos é controlada pela composição química, microestrutura, temperatura, tempo de exposição e grau de encruamento (NASSAU; MELKER; HILKES, 1993).

Quando o aço inoxidável duplex é submetido a temperaturas abaixo de 500°C por longos períodos de tempo, pode ocorrer severa fragilização da ferrita, também conhecida como fragilização a 475°C. A ferrita pode se separar em duas, sendo a ferrita alfa ( $\alpha$ ) rica em ferro, e a ferrita alfa linha ( $\alpha'$ ) rica em cromo. Esta última causa o empobrecimento em cromo das regiões adjacentes ao seu precipitado, o que também compromete a resistência à corrosão (WENG; CHEN; YANG, 2004).

A fase chi ( $\chi$ ) possui fórmula aproximada de  $\text{Fe}_{36}\text{Cr}_{12}\text{Mo}_{10}$  ou  $\text{Fe}_3\text{CrMo}$  e ocorre em temperaturas na faixa de 700 a 900°C, antes da precipitação da fase sigma. Sua nucleação se dá nos contornos de grão ferrita-ferrita ( $\alpha/\alpha$ ) por ter uma relação de orientação cubo-cubo com a matriz ferrita (NILSSON; CHAI, 2010). É uma fase metaestável, com mecanismo de transformação eutetóide, similar à fase sigma ( $\delta \rightarrow \sigma + \chi + \text{Cr}_2\text{N}$ ). Entretanto, a fase sigma se sobressai em detrimento à fase chi, pois é termodinamicamente mais estável (ESCRIBA et al., 2009; MICHALSKA; SOZAŃSKA, 2006).

A fase sigma ( $\sigma$ ) possui fórmula aproximada  $\text{FeCrMo}$ , é frágil, não magnética, dura e tende a conter elevados teores de outros elementos alfacênicos, principalmente molibdênio. Forma-se na faixa de temperatura entre 600 e 1000°C, sendo que a sua velocidade de formação máxima ocorre no intervalo de 800 a 850°C (LIPPOLD; KOTECKI, 2005). A morfologia da fase sigma é afetada pela temperatura de transformação. Em um tratamento de recozimento isotérmico, Pohl; Storz; Glogowski (2007) observaram que, em torno de 750°C, a morfologia típica dos precipitados da fase sigma se assemelham a um colar formado ao longo dos contornos de grãos da ferrita. Entretanto, em temperaturas próximas a 950°C, a fase sigma é maior e dispersa,

resultante de uma menor taxa de nucleação e elevada velocidade de difusão. O mecanismo de precipitação é por transformação eutetóide da ferrita em austenita e fase sigma ( $\alpha \rightarrow \gamma + \sigma$ ). A nucleação ocorre preferencialmente nos contornos de grãos, fronteiras de maclas incoerentes e deslocamentos (MICHALSKA; SOZAŃSKA, 2006).

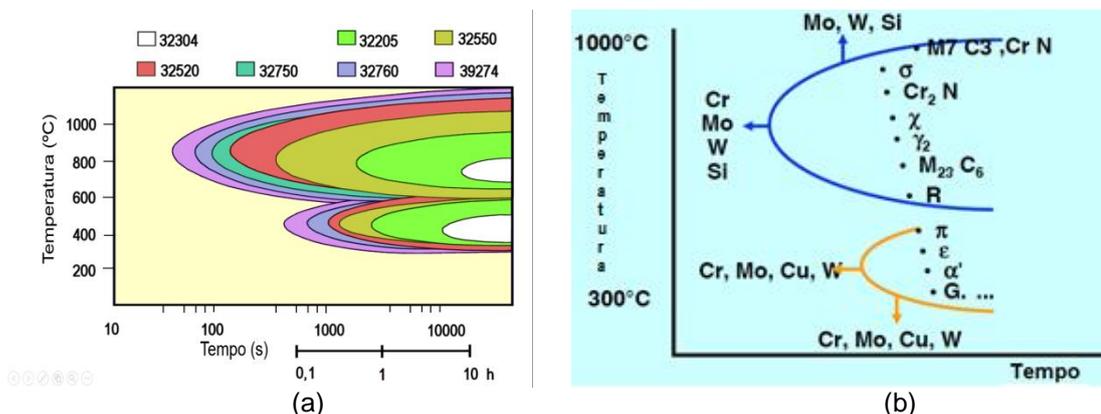


Figura 3.3. Diagrama isotérmico mostrando: (a) Decomposição da ferrita para diferentes AID (CHARLES; CHEMELLE, 2010); (b) Precipitação dos compostos intermetálicos, nitretos, etc (Jinlong et al, 2016 apud Mohammed et al, 2017)

Tabela 3.1. Relação das fases intermetálicas e precipitados possíveis dos aços inoxidáveis duplex (VERMA; TAIWADE, 2017)

Fases nos aços inoxidáveis duplex	Fórmula química aproximada	Intervalo de temperatura (°C)	Rede constante, nm (média)
Sigma ( $\sigma$ )	Fe-Cr-Mo	600 - 1000	a=b=0,88, c=0,4540-0,4588
Nitreto de cromo	CrN	900 - 1000	a=0,413, c=0,447
Nitreto de cromo	$\text{Cr}_2\text{N}$	700 - 900	a=0,480, c=0,447
Carbeto	$\text{M}_7\text{C}_3$	950 - 1050	a=0,452, b=0,699, c=1,211
Carbeto	$\text{M}_{23}\text{C}_6$	600 - 950	a=1,060
Chi ( $\chi$ )	$\text{Fe}_{36}\text{Cr}_{12}\text{Mo}_{10}$	700 - 900	a=0,890
Fase ( $\tau$ )	-	550 - 650	a=0,4044, b=0,484, c=0,2867
Fase (R)	Fe-Cr-Mo	550 - 650	a=1,09, c=1,93
Fase ( $\pi$ )	$\text{Fe}_7\text{Mo}_{13}\text{N}_4$	550 - 600	a=0,647

Dois tipos de nitretos de cromo são observados nos AID,  $\text{Cr}_2\text{N}$  e CrN. A queda na resistência à corrosão tem sido associada à presença de  $\text{Cr}_2\text{N}$ , que leva ao empobrecimento de cromo nas regiões adjacentes. A precipitação do  $\text{Cr}_2\text{N}$  ocorre em temperaturas abaixo de 900°C (SIEURIN; SANDSTRÖM, 2006), associada a condições de resfriamento rápido. Essas condições impedem a difusão do nitrogênio para a

austenita e então ocorre a precipitação no interior dos grãos ferríticos supersaturados. A austenita possui maior capacidade de solubilização do nitrogênio, mas devido ao resfriamento acelerado, uma pequena fração dessa fase é formada fazendo com que o nitrogênio tenha que se difundir por longas distâncias até encontrar uma austenita para não se precipitar na forma de nitreto (HOSSEINI et al., 2016; RAMIREZ; BRANDI; LIPPOLD, 2004; RAMIREZ; LIPPOLD; BRANDI, 2003).

O CrN pode ser encontrado tanto em tratamentos isotérmicos (NILSSON; CHAI, 2010) quanto na ZTA (HERTZMAN; ROBERTS; LINDENMO, 1986 apud SIEURIN; SANDSTRÖM 2006) em temperaturas abaixo de 1100°C, quando a formação de austenita e do Cr<sub>2</sub>N é suprimida. A nucleação ocorre na interface  $\alpha/\gamma$  do lado da ferrita, por meio do mecanismo de precipitação cooperativo com a austenita secundária (LONDONO, 2001; LONDOÑO, 1997).

A formação de carbonetos de cromo do tipo Cr<sub>23</sub>C<sub>6</sub> pode ocorrer nos contornos de grãos, empobrecendo de cromo as regiões adjacentes. Porém, este problema é mais comum em aços com formulações antigas, onde o teor de carbono é mais elevado.

### 3.2.2 Evolução microestrutural na soldagem

A composição química dos materiais envolvidos e a história térmica associada a um processo de soldagem controlam as alterações microestruturais durante a soldagem. A Figura 3.4 permite analisar a evolução microestrutural da ZTA e da ZF de uma solda de um aço inoxidável duplex.

#### ➤ Zona termicamente afetada

A ZTA de um aço inoxidável duplex pode ser dividida em duas regiões: de temperatura elevada (ZTA-TE), que também pode ser chamada de zona de crescimento de grão ferrítico, e de temperatura baixa (ZTA-TB) também conhecida como zona de transformação parcial.

A ZTA-TE é definida por temperaturas de pico entre as temperaturas *solidus* da liga ( $L \rightarrow \delta$ ) e *solvus* da ferrita ( $\delta \rightarrow \delta + \gamma$ ). Na ZTA-TB, a temperatura máxima encontra-se abaixo da temperatura *solvus* da ferrita, e corresponde ao campo bifásico. Ciclos

térmicos típicos dessas duas regiões estão representados esquematicamente na Figura 3.5.

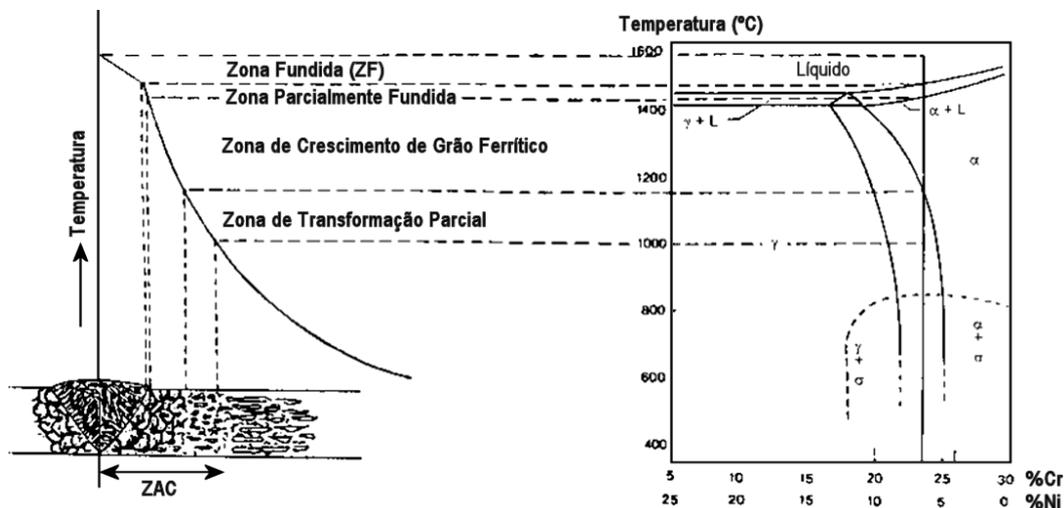


Figura 3.4. Ilustração esquemática mostrando a relação da curva de partição térmica com o diagrama pseudobinário 70%Fe-Cr-Ni de um aço inoxidável duplex (ATAMERT; KING, 1992 apud LONDONO, 1997)

Durante o aquecimento, a austenita é consumida aumentando a quantidade de ferrita e também ocorre a dissolução de precipitados até atingir a temperatura de pico. Ao cruzar a linha *solvus* (o que é válido somente para a ZTA-TE) o campo monofásico ferrítico é estabelecido e, devido às temperaturas elevadas, intenso crescimento de grão ferrítico é observado, podendo ser intensificado por maiores tempos de permanência.

Durante o resfriamento, a quantidade e a morfologia da austenita formada é afetada pela temperatura *solvus*, tamanho de grão ferrítico, composição química e taxa de resfriamento.

A Figura 3.6 ilustra o efeito da taxa de resfriamento e da composição química, principalmente, da adição de nitrogênio sobre a temperatura de início de formação da austenita (linha *solvus*) em condições de resfriamento contínuo. Observa-se que para taxas de resfriamento mais lentas há o favorecimento da formação da austenita, pois garante um maior tempo para que ocorra a transformação da ferrita para a austenita. Observa-se também que em ligas com maior teor de nitrogênio, menor quantidade de ferrita é obtida, pois o nitrogênio é um elemento gamagênico que auxilia na formação e estabilização do campo austenítico.

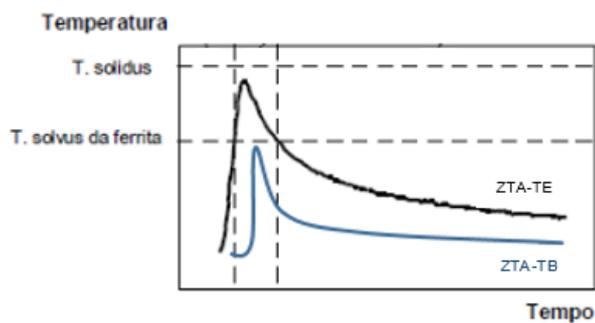


Figura 3.5. Curva esquemática de ciclos térmicos obtidos para ZTA-TE e ZTA-TB de um AID (LONDONO, 2001 adaptada)

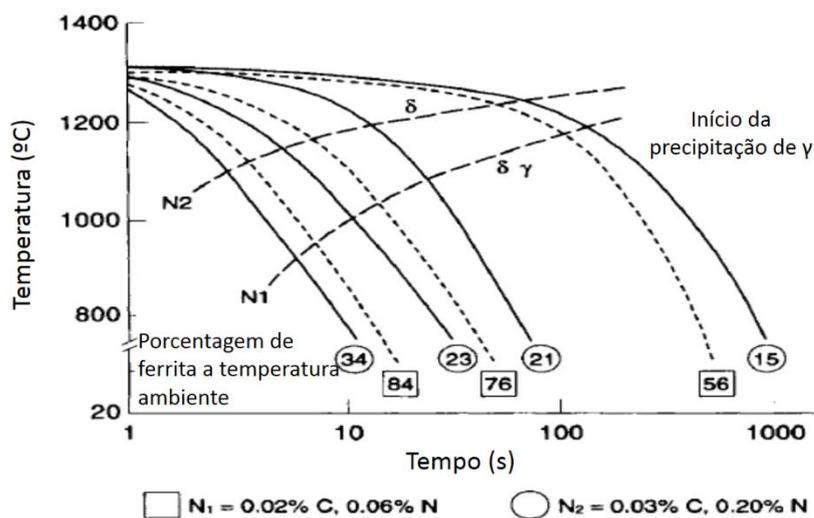


Figura 3.6. Diagrama TRC (Transformação de Resfriamento Contínuo) para 24,5Cr/7Ni com diferentes teores de nitrogênio (MUNDT; HOFFMEINSTER, 1985 apud GUNN, 1997)

Durante o resfriamento, ao cruzar a linha *solvus*, a austenita nucleia e cresce nos contornos de grão da ferrita, formando uma rede de austenita contínua, também chamada de austenita alotriomórfica ou de contorno de grão (ACG). Esta forma-se usualmente na faixa de temperatura de 1350 a 800°C (VERMA; TAIWADE, 2017; ZHANG et al., 2016).

Na sequência, a austenita de *Widmanstätten* (AW) é formada no intervalo de temperatura de 800 a 650°C, como placas que crescem diretamente a partir dos contornos de grãos ferríticos ou a partir da austenita alotriomórfica, com relação de orientação de Kurdjumov-Sachs com a ferrita. Acredita-se que a transformação ocorra

por mecanismo de cisalhamento (OHMORIK et al, 1995 apud VERMA; TAIWADE, 2017).

A austenita intragranular (AI) precipita em temperaturas abaixo de 650°C dentro dos grãos ferríticos, exigindo maior força motriz quando comparado com a ACG e AW, (VERMA; TAIWADE, 2017; ZHANG et al., 2016). Tendem a possuir menores teores de elementos gamagênicos, quando comparada com a ACG e AW, apresentando maior tendência à corrosão por pites (CHEN et al., 2012; ZHANG et al., 2016, 2017a).

A espessura da chapa, o processo e os parâmetros de soldagens afetam diretamente a forma de escoamento de calor na peça, conforme mostrado na Figura 3.7. Em soldagens com baixo aporte térmico, o material é submetido a taxas de resfriamento elevadas, portanto, pode haver supressão da formação de austenita e desbalanceamento da proporção das fases. Por outro lado, se alto aporte térmico for aplicado, resfriamento lento é estabelecido e pode ocorrer a precipitação de fases intermetálicas.

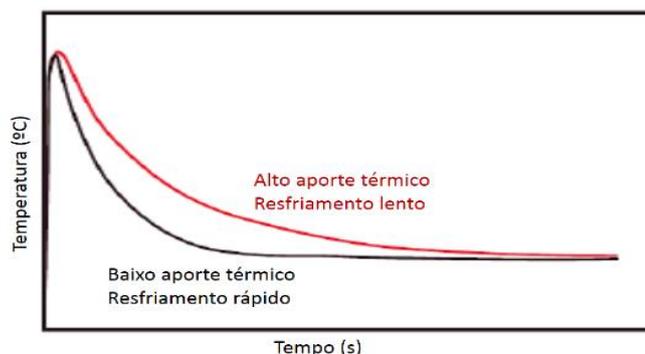


Figura 3.7. Ciclos térmico obtidos para diferentes aportes térmicos, mostrando o efeito na taxa de resfriamento (MOHAMMED et al., 2017)

### ➤ Zona fundida

A zona fundida é caracterizada como uma região com temperaturas de pico acima da curva *liquidus*. O comportamento de solidificação das soldas pode ser comparado com o de materiais fundidos, entretanto, diferenças devem ser consideradas. Os principais parâmetros que definem a microestrutura do metal de solda são: taxa de crescimento

(R), gradiente de temperatura (G), super-resfriamento ( $\Delta T$ ) e a composição da liga ( $C_0$ ) (ASM INTERNATIONAL, 1997; DAVIES, J. G. GARLAND, 1975).

O início da solidificação no metal de solda ocorre de natureza epitaxial, onde não há barreiras para a nucleação. Portanto, o crescimento se dá como prolongamento dos grãos do metal base, sem a necessidade de nucleação, (DUPONT, 2011). Entretanto, o crescimento só é continuado quando os grãos adquirem uma relação cristalográfica de crescimento preferencial paralela ao gradiente térmico.

A composição química do metal de solda é controlada pela composição do metal de adição utilizado e pela diluição, por meio da escolha adequada dos consumíveis de soldagem. Uma previsão aproximada da microestrutura da zona fundida pode ser obtida com a utilização dos diagramas constitucionais WRC-92, de Long e de Schaeffler (KOTECKI; SIEWERT, 1992; LIPPOLD; KOTECKI, 2005).

### **3.3 Soldabilidade do Aço Inoxidável Duplex**

Os problemas mais recorrentes ao processo de soldagem dos aços inoxidáveis duplex estão relacionados ao desbalanceamento entre a ferrita e austenita ( $\alpha/\gamma$ ) e formação de precipitação de fases indesejáveis. Portanto, uma série de recomendações são realizadas, objetivando melhor controle microestrutural para preservação das propriedades mecânicas e químicas (JEBARAJ et al., 2017; KARLSSON, 2012; KOTECKI, 2010). Para a ZF este controle é realizado tanto pela taxa de resfriamento quanto pela composição química. Enquanto que, para a ZTA, o controle é realizado apenas pela taxa de resfriamento.

Processos de soldagem de alto aporte térmico, utilização de pré e pós-aquecimentos propiciam baixas taxas de resfriamento. Neste caso, favorecem a formação de precipitados intermetálicos e outros compostos prejudiciais. Por outro lado, condições que favoreçam o resfriamento rápido contribuem para o desbalanceamento das fases ( $\delta/\gamma$ ) com formação de estruturas altamente ferríticas e formação de nitretos de cromo, devido ao curto tempo para a difusão e transformação de fase.

Portanto, janelas de operações para o aporte térmico são estabelecidas em função da classificação dos AID. Para aços *lean* duplex e duplex padrão, recomenda-se que o

aporte térmico seja compreendido entre 0,5 e 2,5 kJ/mm, a temperatura de interpasse não deve exceder 200°C e o pré-aquecimento e o tratamento térmico pós soldagem não são recomendados, embora, em casos especiais, o pré-aquecimento de até 150°C seja aceito (ASM INTERNATIONAL, 1993a; IMO, 2012; KARLSSON, 2012). Para os super e hiper duplex, um menor aporte térmico é recomendado (0,2 a 1,5 kJ/mm), objetivando reduzir o risco de precipitação de intermetálicos. A temperatura de interpasse não deve exceder 100/150°C.

Quando elevada quantidade de ferrita é formada e a junta apresenta severas restrições, devido ao resfriamento rápido, há o risco de aparecimento de trincas induzidas pelo hidrogênio. Nestes casos, é recomendado o tratamento térmico de solubilização pós soldagem. Quando o tratamento térmico for utilizado, não há nenhuma limitação quanto a temperatura de interpasse (NASSAU; MELKER; HILKES, 1993).

O tratamento pós soldagem consiste em solubilizar o material na faixa de temperatura de 1050 a 1150°C de 5 a 30 min, seguido por resfriamento rápido suficiente para restabelecer o equilíbrio, incluindo a dissolução dos precipitados intermetálicos. Deve ser considerado o uso de atmosfera inerte para evitar oxidação (NASSAU; MELKER; HILKES, 1993).

O conhecimento do tempo de resfriamento na faixa de temperatura em que ocorre a transformação de fase auxilia na compreensão da quantidade de austenita formada. A literatura (GUNN, 1997; ROLDÃO, 2010 apud LILJAS, 1994; SIEURIN; SANDSTRÖM, 2006 apud NASSAU, 1982) recomenda que tempos de resfriamento entre as temperaturas de 1200 e 800 °C ( $\Delta t$  12/8) e 800 a 500 °C ( $\Delta t$  8/5) estejam entre os intervalos de 4 a 15 segundos e 8 a 30 segundos respectivamente, ou que obtenha taxas de resfriamento entre 20 e 50°C/s nos intervalos de temperaturas citados.

Uma forma simples de realizar a previsão do tempo de resfriamento  $\Delta t$  12/8 é por meio do nomograma da Figura 3.8, que leva em consideração a espessura e o aporte térmico aplicado (GUNN, 1997; VAROL, 1992).

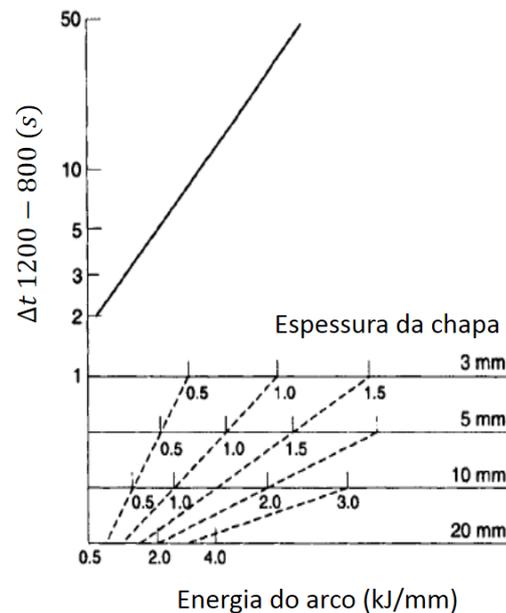


Figura 3.8. Nomograma para previsão do tempo de resfriamento  $\Delta t_{12-8}$  para AID (GUNN, 1997; VAROL, 1992)

O controle da composição química do metal de solda é feito pela escolha adequada do metal de adição, com teores de Cr, Mo e N maiores ou similares ao do MB (metal base), e teores de Ni aproximadamente 2% maior que o do MB, de modo a ajudar a formação da austenita. Em processos que utilizam gases para proteção, recomenda-se o uso de misturas contendo nitrogênio. Não é recomendada a soldagem autógena, pela possibilidade de produzir metal de solda com estruturas frágeis com alto teor de ferrita. Quando necessário, recomenda-se o uso de tratamento térmico pós soldagem (KARLSSON, 2012).

O controle do balanço de fase da ferrita/austenita e da formação de precipitados e intermetálicos na ZF é realizado por meio do controle da taxa de resfriamento e da composição química. Entretanto, o controle microestrutural da ZTA é realizado apenas pelo modo de resfriamento, tornando essa região mais crítica que a ZF. Neste sentido, toda ação que vise otimizar as características microestruturais da ZTA devem ser consideradas, a fim de melhorar região mais vulnerável de uma solda de aço inoxidável duplex.

## 4 METODOLOGIA

### 4.1 Introdução

Nesta dissertação, foi estudado o efeito do aporte térmico e da adição de arame não energizado na microestrutura da ZTA de um aço inoxidável *lean duplex* UNS S32304 produzida através do processo de soldagem a arco submerso. Nos testes de soldagem, foi usado um cabeçote SAW (*Submerged Arc Welding*) Ice™ (*Integrated Cold Electrode*), que alimenta um arame não energizado entre dois arames geminados alinhados em série. Foram avaliadas 8 condições de soldagens com dois níveis de aporte térmico (1,6 e 2,7 kJ/mm) obtidas por meio da alteração da velocidade de soldagem e quatro níveis de participação de arame frio (0, 20, 50 e 100%), dada pela razão percentual entre as velocidades de alimentação dos arames quentes e do arame frio.

Registros dos ciclos térmicos foram obtidos buscando evidenciar diferenças nas condições de resfriamento. Os tempos de resfriamento entre 1200 e 800°C ( $\Delta t$  12/8) e as taxas de resfriamento foram avaliadas. Pela caracterização macroestrutural buscou-se avaliar mudanças no perfil dimensional do cordão de solda com medidas de largura, penetração, reforço e as áreas fundida do metal base e depositada. Foi realizada a caracterização microestrutural tanto do metal base quanto da ZTA, que consistiu em avaliar o balanço de ferrita e austenita em cada condição soldada, formação de precipitados, sua distribuição e morfologia. Foi construído, por meio de modelagem termodinâmica computacional, um diagrama de fases multicomponentes com a composição do metal base estudado, para auxiliar na compreensão dos resultados.

### 4.2 Materiais e equipamentos

Os experimentos foram realizados com equipamento de soldagem mecanizada a arco submerso, com cabeçote SAW Ice™, conforme Figura 4.1. Este permite a alimentação de 3 arames em série com a direção de soldagem, sendo o arame central não energizado.

As soldagens foram realizadas com a tensão de soldagem imposta (isto é, a fonte opera em tensão constante) e a corrente foi regulada através das variações na velocidade de

alimentação dos arames. A fonte utilizada foi modelo Aristo 1000 AC/DC equipada com um sistema de controle de processo modelo PEK.

Foi usado um fluxo básico aglomerado e não ligado, com índice de basicidade nominal de 1,70, densidade de  $1 \text{ kg/dm}^3$  e escória do tipo  $\text{CaF}_2\text{-Al}_2\text{O}_3\text{-SiO}_2$ , com especificação EN 760 AS AF 2 DC (nome comercial: Ok FLUX® 10.93). O mesmo foi mantido em estufa por 2 horas a  $250^\circ\text{C}$  para ressecagem antes da soldagem.

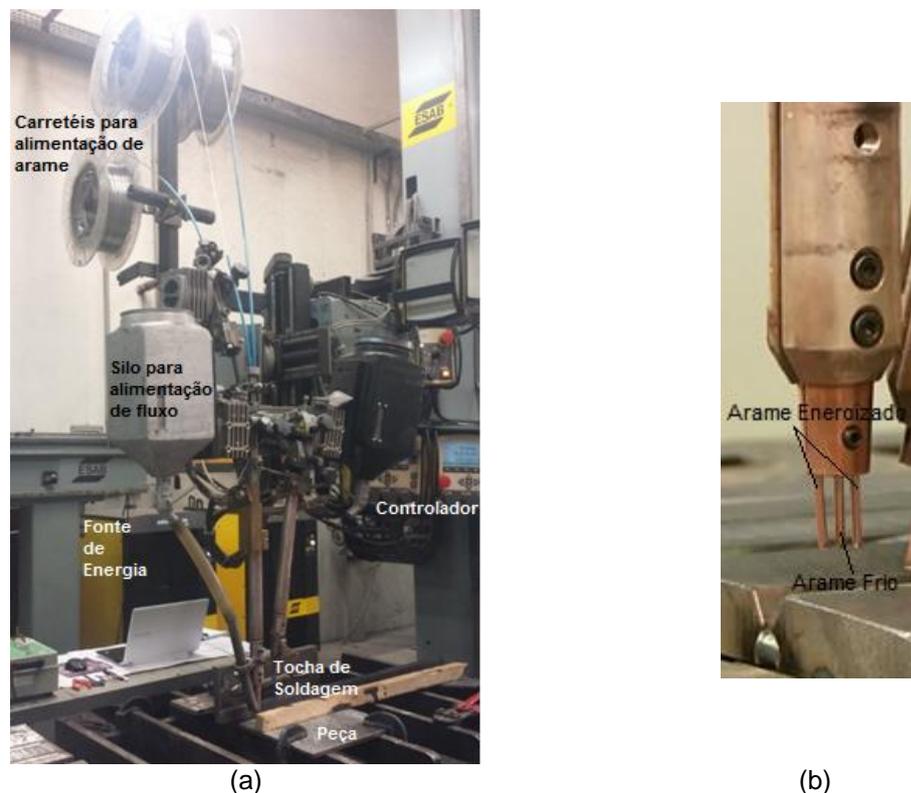


Figura 4.1. (a) Equipamento de Soldagem SAW Ice™ (b) Detalhe da tocha de soldagem

Os três arames, utilizados como metal de adição (MA) possuem diâmetro de 2,4 mm e atendem à especificação SFA/AWS A5.9 ER2209 (ASME II, 2017, Parte C), com composição química nominal mostrada na Tabela 4.1.

Foi utilizado como metal base (MB), chapas de aço inoxidável *lean duplex* UNS32304 conforme norma ASTM A240 (ASTM, 2004), com composição química nominal mostrada na Tabela 4.1, na condição de laminado a quente. As chapas tinham dimensões de 300x300x12mm.

Para coleta de dados dos ciclos térmicos foi utilizado o conversor e registrador de sinal da marca Data Translator, modelo DT 9805 acoplado ao software QuickDAQ do mesmo fabricante. Os fios termopares foram do tipo K, revestidos por teflon, com espessura de 0,1 mm acoplados com missanga cerâmica na extremidade denominada de junta quente.

Tabela 4.1 - Composição química especificada

<b>Material</b>	<b>C</b>	<b>Mn</b>	<b>Si</b>	<b>Cr</b>	<b>Ni</b>	<b>P</b>	<b>S</b>	<b>Cu</b>	<b>Mo</b>	<b>N</b>
Metal de adição	0,01	1,5	0,50	22,7	8,5	---	---	---	3,2	0,17
Metal base	0,03	2,50	1,00	21,5 24,5	3,0 5,5	0,04	0,03	0,05 0,60	0,05 0,6	0,05 0,20

Para a caracterização microestrutural foi utilizado o microscópio óptico da marca Leica, modelo 2500M e o microscópio eletrônico de varredura da marca Thermo Fisher Scientific, modelo quanta FEG 250 (FEI).

Para análise química, foi utilizado, para absorção de infravermelho após fusão para os elementos carbono e enxofre, um equipamento marca LECO, modelo CS844. Para análise de nitrogênio por termocondutividade após fusão, foi usado um equipamento marca LECO, modelo TC436DR e, para espectroscopia de emissão óptica para os demais elementos químicos, foi usado um equipamento marca Thermo, modelo ARL- 4460.

### **4.3 Soldagem**

#### **4.3.1 Testes iniciais**

Para medir os ciclos térmicos característicos da ZTA, um fator importante é a localização dos pontos de coleta de dados. Definiu-se que os termopares seriam instalados a partir da face oposta à que seria usada para a deposição dos cordões de solda. Para isto, foi necessária a realização de furos na chapa antes da instalação dos termopares.

Testes iniciais foram realizados para definir qual seria a profundidade adequada dos furos. Inicialmente, cordões sobre chapas foram executados de modo a se definir os

parâmetros (corrente, tensão e velocidade de deslocamento da tocha) que seriam usados. Na sequência, foram realizados 2 cordões de solda sobre chapa com 50% de participação de arame frio e os parâmetros previamente determinados. A chapa foi cortada, retificada, atacada com água régia e a penetração medida. A partir dos testes iniciais foi definida uma profundidade de furo de 10 mm.

#### 4.3.2 Preparativos para a soldagem

As chapas foram esmerilhadas, levada à uma fresa para realização de doze furos com 2 mm de diâmetro e 10 mm de profundidade para a colocação de termopares. Foi prevista a realização de 4 cordões de solda por chapa e instalação de 3 termopares por cordão de solda. Os furos foram realizados a 120, 150 e 180 mm da borda no lado da chapa em que a soldagem se iniciaria. Foi previsto um espaçamento de 45 mm entre os cordões de solda e de 82,5 mm destes com as bordas laterais das chapas. A Figura 4.2 (a) mostra a vista inferior a ser soldada com as respectivas dimensões. Os pontos vermelhos indicam a localização da instalação dos termopares. Na Figura 4.2 (b) é mostrado o detalhe da espessura da chapa e os furos para a instalação dos termopares.

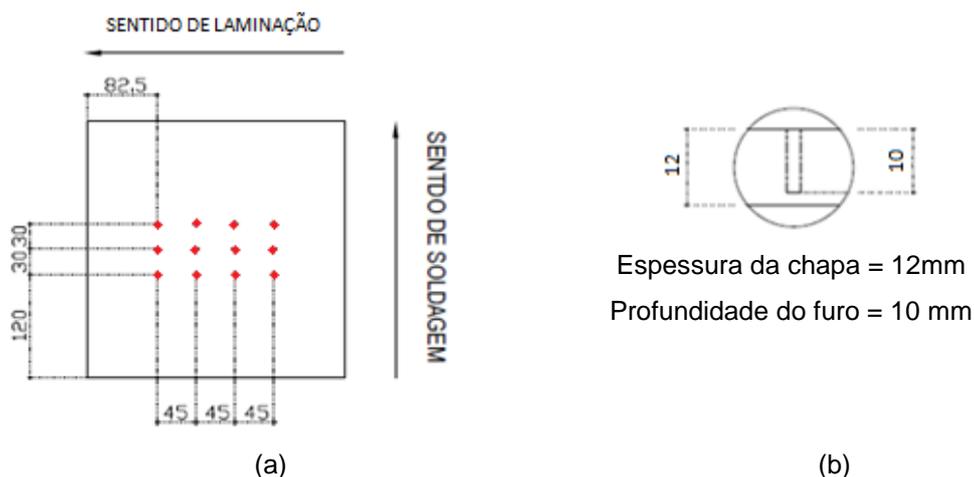


Figura 4.2. Representação esquemática das dimensões da chapa a ser soldada, com a localização dos furos para instalação dos termopares (a) vista inferior (b) detalhe do furo observado ao longo da espessura da chapa (unidade em mm)

As juntas quentes dos termopares foram soldadas no fundo dos furos da chapa por descarga capacitiva, conforme mostrado na Figura 4.3. As juntas frias foram conectadas

ao sistema de aquisição de dados, e este por sua vez foi conectado a um computador, conforme mostrado na Figura 4.4. Foi utilizada frequência de aquisição de 300 Hz, durante 2 minutos.

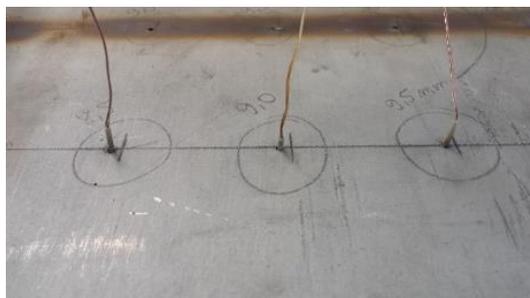


Figura 4.3. Instalação dos termopares na chapa

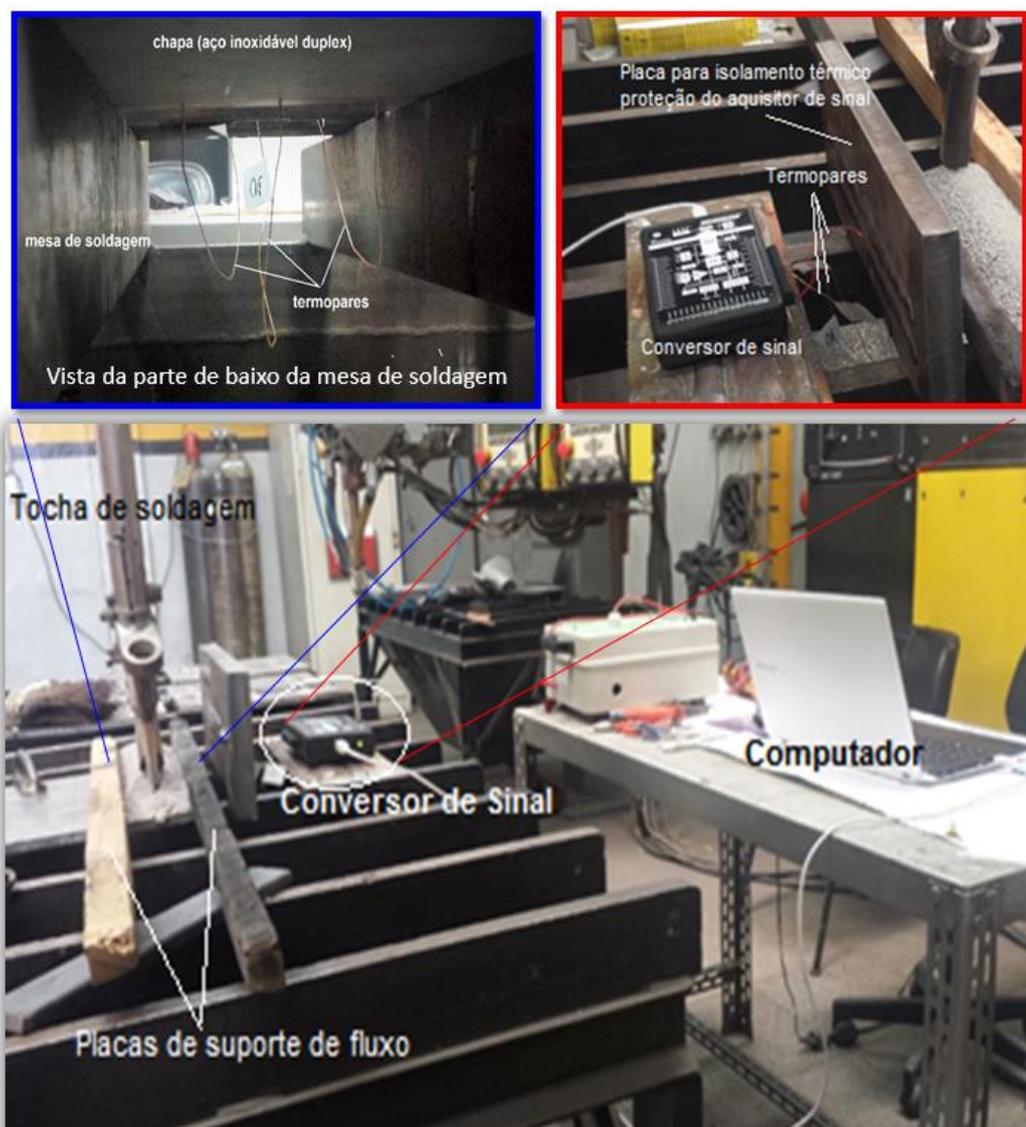


Figura 4.4. Montagem do sistema de aquisição de dados dos ciclos térmicos das soldagens

### 4.3.3 Procedimento de soldagem

Foram depositados quatro cordões sobre chapa, na direção transversal à de laminação, sendo a abertura e interrupção do arco feita sempre a aproximadamente 20 mm das extremidades.

A Tabela 4.2 mostra a matriz experimental utilizada neste trabalho, com identificação de cada condição soldada e os respectivos corpos de prova. AF representa a razão percentual entre as velocidades de alimentação de arame frio (VAF) e quente (VAQ), conforme Equação 4.1, AT o aporte térmico e U, I e VS são, respectivamente, a tensão, corrente e velocidade de soldagem. Foram utilizados dois valores de velocidade de soldagem, 45 e 75 cm/min, para se obter dois níveis de aporte térmico (AT) 2,7 e 1,6 kJ/mm respectivamente. Variou-se, também, a participação do arame frio em 4 níveis 0, 20, 50 e 100%, e foram mantidos fixos a distância do bico de contato até a peça, a tensão e a corrente de soldagem (30 mm, 37 V e 550 A, respectivamente), o tipo de corrente (contínua) e sua polaridade (eletrodo positivo).

Tabela 4.2 - Matriz experimental soldada

#	Identificação cp's	AF	AT	VS
		%	kJ/mm	cm/min
1	1C, 1R, 1X	0	1,6	75
2	2R, 2X	20	1,6	75
3	3B, 3R, 3X	50	1,6	75
4	4A, 4R, 4X	100	1,6	75
5	5L, 5R, 5X	0	2,7	45
6	6R, 6X	20	2,7	45
7	7K, 7R, 7X	50	2,7	45
8	8J, 8R	100	2,7	45

$$\text{participação de arame frio} = \frac{\text{velocidade de alimentação de arame frio}}{\text{velocidade de alimentação de arame quente}} 100$$

$$AF = \frac{VAF}{VAQ} 100 \quad (\text{Eq. 4.1})$$

Foram realizadas 3 cordões de solda por condição avaliada, com exceção das condições 2, 6 e 8 em que as soldagens foram realizadas em duplicata. As soldagens foram executadas de modo aleatório para não sistematizar a influência das variáveis não controláveis no processo. Durante o desenvolvimento deste trabalho houve a necessidade de realização de novas soldagens para complementação das análises referentes aos ciclos térmicos, e alguns dados foram agrupados de modo a compor um grupo maior de amostras e assim melhorar a parte estatística das análises. Portanto, os corpos de prova foram soldados em dois momentos diferentes, sendo que todas as amostras R e X foram executadas juntas.

#### 4.3.4 Aspectos operacionais da soldagem

##### ➤ Cálculo da taxa de deposição

A taxa de deposição (TD) foi calculada por meio da Equação 4.2, levando em consideração a quantidade de arame utilizado, onde  $r$  representa o raio do arame (0,12 cm),  $\rho$  é a densidade do material do arame (7,8 g/cm<sup>3</sup>),  $\eta$  é a eficiência do processo (0,98) (DUPONT; MARDER, 1995), VAQ e VAF é a velocidade de alimentação de arame quente e frio, respectivamente.

$$TD = (\pi \cdot r^2 \cdot \rho \cdot \eta)(2 \cdot VAQ + VAF) = \pi \cdot r^2 \cdot \rho \cdot \eta \cdot VAQ \cdot (2 + AF) \quad (\text{Eq. 4.2})$$

##### ➤ Tamanho da cratera de solidificação

Foram realizados registros fotográficos dos cordões de solda e realizadas medidas no software Image J do tamanho da cratera de solidificação formada no final da soldagem.

#### 4.4 Modelagem Termodinâmica

Foram realizados cálculos termodinâmicos utilizando o software Thermo-Calc®, que por meio da minimização da energia livre de Gibbs constrói diagramas de equilíbrio pseudobinários para uma determinada composição química. Foi utilizado o banco de dados TCFE4 e adicionado somente os elementos mais importantes (Cr, Ni, Mo, N e C).

O diagrama construído mostra a fração molar das fases termodinamicamente estáveis em função da temperatura.

#### **4.5 Caracterização do metal base e do metal de adição**

Foi realizada análise de composição química do metal base e do metal de adição, pelas técnicas de absorção de infravermelho (para carbono e enxofre), termocondutividade (para nitrogênio) e espectroscopia de emissão óptica (para os demais elementos químicos).

O metal base foi preparado para análise metalográfica conforme a metodologia descrita na seção 4.6.1 e observado através de microscopia óptica. Primeiramente, foram feitas imagens das amostras polidas, para análise de inclusões e depois das amostras atacadas com Behara II para avaliação da microestrutura.

As frações volumétricas da ferrita e da austenita no MB foram estimadas por análise de imagem seguindo a norma ASTM E1245 (ASTM, 2016). Para tal análise, foram utilizados 10 campos com distância aproximadamente igual entre os pontos ao longo da espessura da chapa, utilizando ampliação de 500X.

#### **4.6 Caracterização da junta soldada**

##### **4.6.1 Preparação dos corpos de prova**

Para a preparação de macrografias, foi retirada na região central do cordão, uma amostra da seção transversal de todos os cordões de solda realizados. O corte foi realizado em máquina do tipo serra-fita e a disco refrigerada. Na sequência, as amostras passaram por lixamento nas granulometrias de 100, 320, 600, 800 e 1000#, seguindo recomendações da norma ASTM E3-11 (ASTM, 2017). As amostras foram atacadas com o reativo Behara II (ASM, 1993 b), lavadas com água, álcool e secas com jato de ar quente.

Para o ataque com Behara II, foi necessário preparar uma solução estoque com 400 ml de ácido clorídrico (HCl), 800 ml de água (H<sub>2</sub>O) e 48g de bi-fluoreto de amônio (NH<sub>4</sub>F.HF). Poucos minutos antes do ataque, era adicionado 0,1g de metabissulfito de

potássio ( $K_2S_2O_5$ ) a cada 10 ml desta solução. Para análise do perfil dimensional do cordão, as macrografias foram fotografadas em uma câmera digital com uma escala. Um número reduzido de amostras foi utilizado (1C, 3B, 4A, 5L, 7K e 8J) para a análise microestrutural. As amostras foram embutidas a frio em resina epóxi lixadas até granulometria de 1000# e polidas com pasta de diamante nas granulometrias de 9  $\mu\text{m}$ , 3  $\mu\text{m}$  e 1  $\mu\text{m}$ . Foram atacadas com reativo Behara II, lavadas com água, álcool e secas com jato de ar quente.

#### 4.6.2 Perfil dimensional do cordão de solda

Inicialmente, a escala das imagens das macrografias foi usada para calibrar o software Image J. A seguir, foram realizadas as medidas de largura, penetração, reforço, área depositada e área fundida, conforme mostrado na Figura 4.5. A diluição foi calculada pela Equação 4.3.

$$\text{Diluição (\%)} = \frac{\text{área fundida}}{\text{área fundida} + \text{área depositada}} 100 \quad (\text{Eq. 4.3})$$

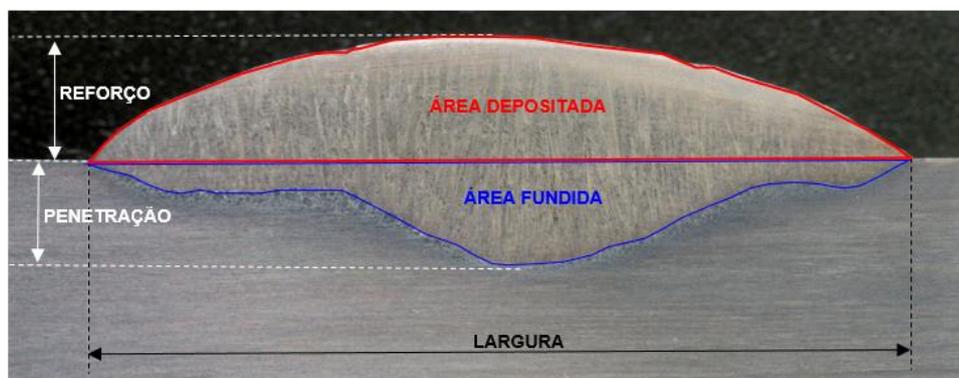


Figura 4.5. Perfil dimensional do cordão de solda

#### 4.6.3 Análise microestrutural

Todo o tratamento de imagens microestruturais foi realizado utilizando o software Image J, versão 1.51K, desenvolvido por Wayne Rasband (National Institute of Health).

### ➤ Espessura média da ZTA-TE

Neste trabalho, a região onde a penetração é máxima foi definida como “PM” e a região onde ocorre uma mudança de inflexão da linha de fusão, localizada aproximadamente à metade da penetração, foi definida como “RI”. Estas regiões estão mostradas esquematicamente na Figura 4.6.

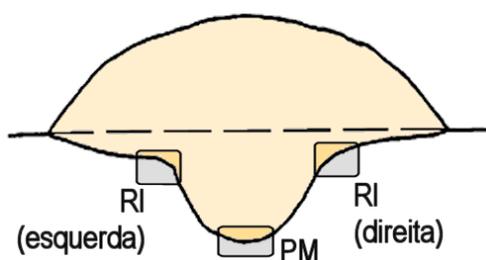


Figura 4.6. Definição das regiões de penetração máxima (PM) e região inclinada (RI)

Para cálculo da espessura média da ZTA, foram utilizados dois métodos, sendo que o primeiro leva em consideração o cálculo da área total da ZTA, enquanto o segundo considera apenas a região onde a penetração é máxima.

Para a determinação da espessura média da ZTA pelo cálculo da área foi feita uma sequência de fotos com ampliação de 100X ao longo da linha de fusão do cordão de solda, de modo a capturar toda a extensão da ZTA (de um corte da seção transversal do cordão). As imagens geradas foram unidas e divididas em 9 segmentos, conforme mostrado na Figura 4.7. Para cada segmento foram delimitados e calculados a área e o perímetro referente a ZTA. A delimitação da ZTA-TE foi realizada de modo a distinguir a região que apresentava um aumento considerável do tamanho de grão, e esta área selecionada foi calculada por meio do software Image J, levando em consideração a calibração da escala utilizada. A espessura média foi calculada somando-se a área de todos os segmentos e dividindo o resultado da área pelo perímetro da ZTA, conforme mostra Equação 4.4. Vale ressaltar que não foram incluídas, no perímetro da ZTA, as dimensões intermediárias utilizadas para delimitar os segmentos.

$$\text{Espessura média da ZTA} = \frac{\sum_{\text{segmento } 1}^{\text{segmento } 9} \text{área}}{\text{perímetro da ZTA}} \quad (\text{Eq.4.4})$$

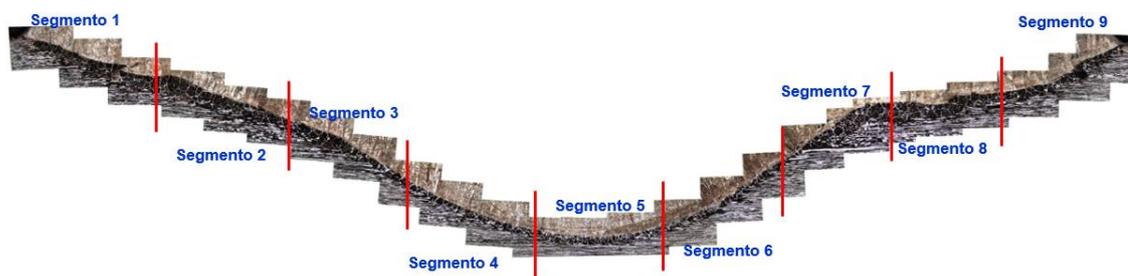


Figura 4.7. Representação do procedimento para determinação da espessura média da ZTA, com delimitação dos segmentos

Para a obtenção das medidas na região de penetração máxima, foram realizadas no Image J cinco medidas transversais ao cordão de solda na região de penetração máxima referente à espessura da ZTA, o critério de delimitação da ZTA foi o mesmo adotado para o cálculo da espessura média a partir da área.

#### ➤ **Tamanho médio de grão ferrítico da ZTA**

Foram realizadas medidas do tamanho médio de grão ferrítico da ZTA com adaptações na norma ASTM E112 (ASTM, 2013). Foram realizadas 3 medidas na região de penetração máxima. Foi sobreposto no centro da espessura da ZTA um segmento de reta de comprimento conhecido, e contado o número de interseções. O tamanho médio do grão ferrítico foi estimado pela razão entre o comprimento do segmento de reta e o número de interseções.

#### ➤ **Porcentagem de constituintes**

As frações volumétricas da ferrita e da austenita na ZTA foram estimadas por análise de imagem seguindo a norma ASTM E1245 (ASTM, 2016). Foram utilizados 10 campos retirados, com ampliação de 200X.

O tratamento das imagens passou pelas etapas de pré-processamento, segmentação e cálculo de área. Na primeira etapa, a imagem foi convertida em escala de cinza e realizadas as correções de brilho e contraste (quando necessárias). Na etapa de segmentação a imagem é delimitada por diferença de intensidade de cor, através da aplicação de um filtro “*threshold*”, separando a imagem em dois grupos, sendo o campo

branco referente à austenita e o campo preto referente à ferrita. Na sequência, foi calculada a área dos dois grupos selecionados.

Como nas imagens com ampliação de 200X apareciam regiões da ZF e do MB, a área referente à ZTA teve que ser delimitada e o cálculo da área segmentada (preto e branco) foi realizado dentro desta área.

#### ➤ **Microscopia eletrônica de Varredura (MEV)**

Foram obtidas imagens com grandes aumentos por elétrons secundários (ES), utilizando uma tensão de 20 kV e realizadas algumas microanálises pontuais com utilização do detector do tipo EDS (Espectrometria por Energia Dispersiva).

#### **4.7 Ciclos térmicos**

O tratamento dos dados foi realizado com o software Sinal, versão 2.0, desenvolvida por Paulo Modenesi (LRSS/UFGM). Foram realizadas medidas do tempo de resfriamento para os intervalos de temperatura entre 1200 e 800°C. Adicionalmente, também foi calculada a taxa de resfriamento.

Para obtenção da taxa de resfriamento os dados foram inicialmente filtrados de forma a reduzir o ruído, suavizando a curva e facilitando a derivação numérica. A curva foi derivada usando o ajuste por regressão, para cada ponto, uma reta passando pelo ponto e 40 de seus vizinhos mais imediatos. Os resultados foram analisados na forma de gráficos de taxa de resfriamento em função da temperatura.

## 5 RESULTADOS E DISCUSSÃO

### 5.1 Caracterização dos materiais

A tabela 5.1 mostra as composições químicas do metal de adição e do metal base. Ambas encontram-se dentro da faixa de especificação.

Tabela 5.1. Composição química do metal base e do metal de adição

Material	Cr	Ni	Mo	N	C	Mn	Si	P	S	Cu	Nb
Metal de adição	22,80	8,70	3,10	0,17	0,012	1,70	0,47	0,020	0,0010	0,10	0,009
Metal base	22,28	4,01	0,28	0,12	0,011	1,46	0,36	0,023	0,0003	0,44	0,009

A Figura 5.1 apresenta o aspecto microestrutural do metal base, após ataque com o reativo Behara II, que ataca preferencialmente a ferrita. Na imagem (a), a observação é realizada por microscopia óptica (MO), sendo a ferrita a região escura, e na imagem (b) por microscopia eletrônica de varredura (MEV), sendo que a ferrita aparece sob baixo relevo.

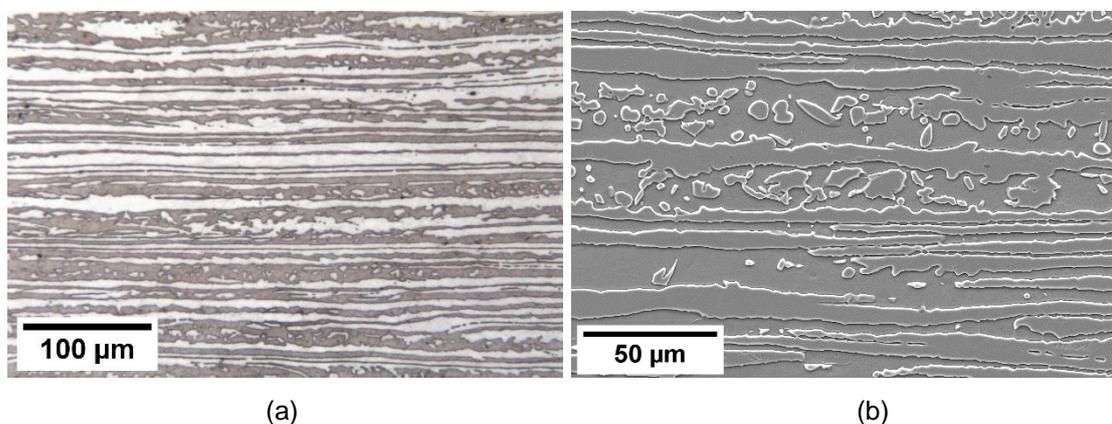


Figura 5.1. Aspecto microestrutural geral do metal base, obtidos por: (a) MO, ampliação 200X e (b) MEV, ampliação 2000X. Ataque: Behara II

Devido ao processamento termomecânico, a microestrutura apresenta morfologia lamelar entre a ferrita e a austenita, além de austenita formada intragranularmente na ferrita. A fração volumétrica da ferrita é 53,2 % com desvio padrão de 4,9 %, apresentando boa proporção entre as fases ferrita/austenita ( $\delta/\gamma$ ). Quanto à

precipitação de outras fases e intermetálicos, não foram encontrados indícios significativos.

Na amostra de metal base polida, Figura 5.2, foi observada a presença de inclusões arredondadas com diferentes tamanhos que, em algumas regiões, se apresentaram alinhadas. Sob específicas condições de carregamento e temperatura, estas inclusões alinhadas podem facilitar a nucleação e a propagação de trincas neste material.

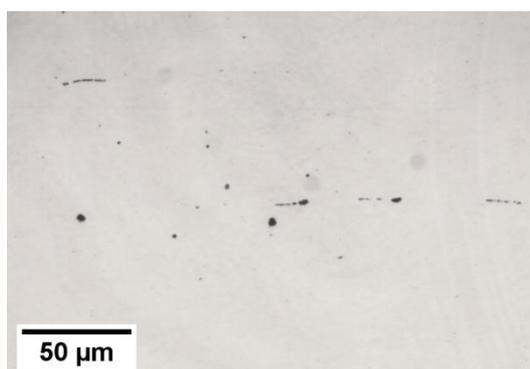


Figura 5.2. Aspecto de inclusões no metal base. Seção longitudinal à direção de laminação.

Foi realizada microanálise por EDS de algumas inclusões e verificada a presença de óxido predominantemente de cromo e manganês e como residuais níquel e alumínio, conforme mostrado na Figura 5.3. Observou-se que estas inclusões estavam associadas com a precipitação da austenita (Brandi; Lippold; Ramirez, 2004), conforme pode ser observado na Figura 5.4. Este fato foi associado ao processo de nucleação heterogênea, em que as inclusões serviram como sítios de nucleação favorecendo a formação da austenita no resfriamento.

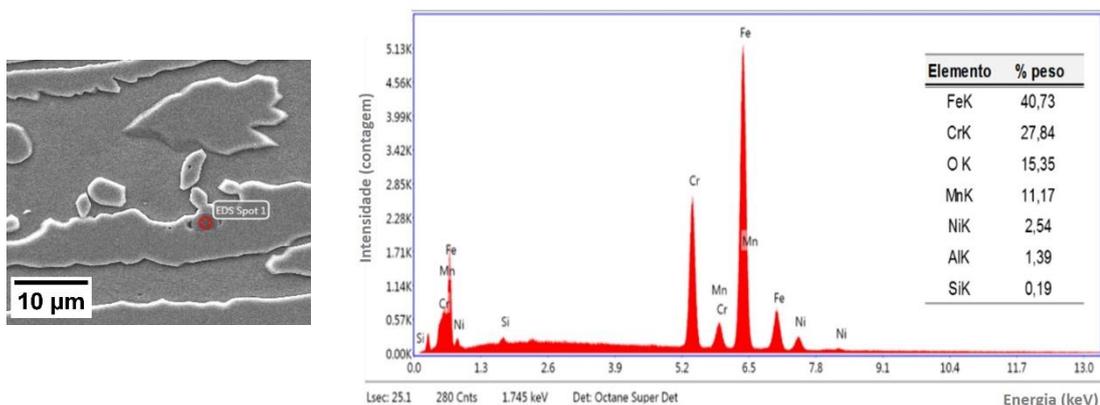


Figura 5.3. Resultado da análise por EDS em uma inclusão no metal base

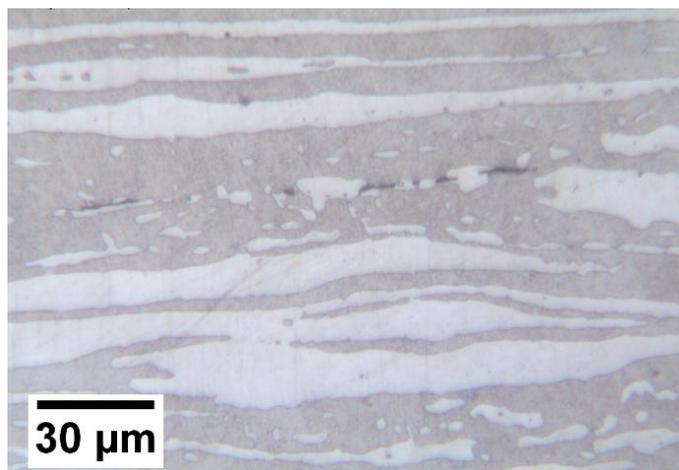


Figura 5.4. Precipitação da austenita associada a presença de inclusões, observada no metal base após ataque com Behara II

## 5.2 Aspectos operacionais da soldagem

A Tabela 5.2 mostra os valores médios dos parâmetros de soldagem obtidos pelo controlador da fonte utilizada para as condições de soldagens avaliadas neste trabalho. Nesta tabela, *cp's* é referente à identificação dos corpos de prova soldados e *t* é o tempo gasto para a soldagem.

Figura 5.5 mostra algumas das soldas obtidas para as oito condições estudadas. Os testes apresentaram boa estabilidade, com a escória se destacando facilmente, sem porosidade aparente, nem mordeduras ou trincas.

A Figura 5.6 mostra a variação da velocidade de alimentação de arame quente em função da adição de arame frio para os dois níveis de aporte térmico. Os dados sugerem que, para condições similares de operação, a velocidade de fusão de arame quente tende a ser maior quando não há adição de arame frio. Uma possível explicação é que a adição de arame frio afeta o arco, retirando calor do mesmo e reduzindo a sua capacidade de fundir os arames quentes. Comportamento similar foi observado por Castro em testes em aço carbono utilizando um cabeçote para a soldagem SAW-ICE™ (CASTRO, 2017).

Tabela 5.2 - Parâmetros das soldagens

Identificação		U	I	VS	VAQ	VAF	AF	AT
#	cp's	v	A	cm/min	cm/min	cm/min	%	cm/min
1	1R	37,1	546	70,0	236	0	0,0	1,7
	1X	37,3	544	70,0	231	0	0,0	1,7
	1C	37,3	549	68,7	236	0	0,0	1,8
2	2R	36,9	557	70,0	228	44	19,3	1,7
	2X	37,7	545	66,0	221	41	18,6	1,8
3	3R	37,3	543	71,0	230	109	47,4	1,7
	3X	37,0	547	71,0	228	108	47,4	1,7
	3B	37,8	540	68,5	204	88	43,1	1,8
4	4R	37,1	552	71,0	220	203	92,3	1,7
	4X	37,2	543	71,0	231	212	91,8	1,7
	4A	37,4	537	74,4	221	172	77,8	1,6
5	5R	37,0	547	43,0	254	0	0,0	2,8
	5X	37,4	534	43,0	245	0	0,0	2,7
	5L	37,3	542	44,9	239	0	0,0	2,6
6	6R	36,9	547	42,0	238	46	19,3	2,8
	6X	37,1	550	43,0	236	45	19,1	2,8
7	7R	37,1	547	43,0	218	104	47,7	2,8
	7X	37,2	549	43,0	218	103	47,2	2,8
	7K	37,5	543	44,1	206	93	45,1	2,7
8	8R	36,9	549	43,0	228	223	97,8	2,8
	8J	37,6	542	42,6	214	186	86,9	2,8

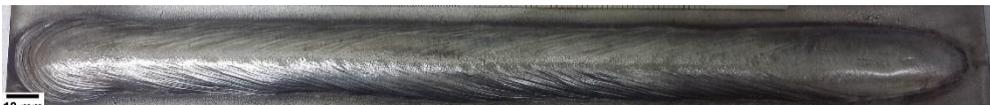
AF	AT = 1,6 kJ/mm
0% (1X)	
20% (2R)	
50% (3X)	
100% (4R)	
AF	AT = 2,7 kJ/mm
0% (5R)	
20% (6X)	
50% (7X)	
100% (8X)	

Figura 5.5. Cordões de solda para as condições avaliadas.

Não foi observado efeito do aporte térmico sobre a velocidade de alimentação de arame quente. Como o aporte térmico foi variado pela velocidade de soldagem, este resultado mostra que esta velocidade não alterou de forma significativa as condições na região de soldagem, por exemplo, a altura da poça de fusão de forma a alterar a capacidade de fusão dos arames.

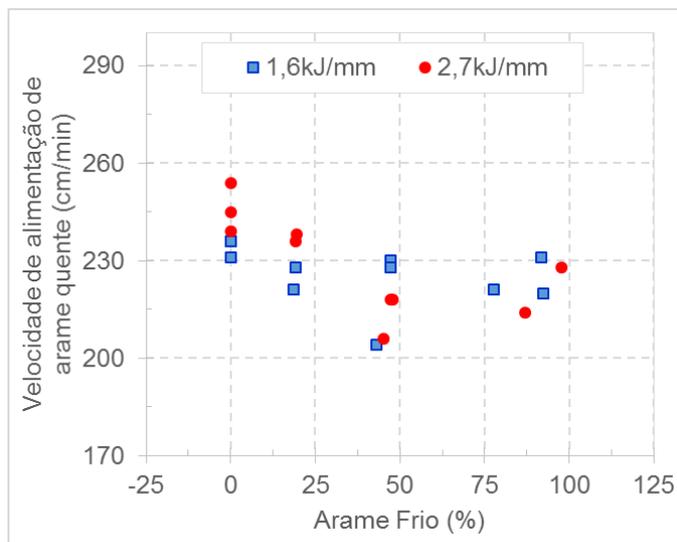


Figura 5.6. Velocidade de alimentação de arame quente em função da adição de arame frio

Usando a Equação 4.2 (seção 4.3.4), quando comparadas as condições (0 e 100%) de participação de arame frio, foi observado um aumento na taxa de deposição de 37% e 35% para os aportes térmicos de 1,6 e 2,7 kJ/mm, respectivamente. Este aumento da taxa de deposição com a adição do arame frio é esperado, pois para um mesmo aporte térmico uma maior quantidade de metal de adição pode ser adicionada na poça de fusão, aumentando a quantidade de material depositada por unidade de comprimento de solda. Isto é benéfico do ponto de vista operacional, pois a produtividade da soldagem dos aços inoxidáveis duplex está limitada pelas restrições do aporte térmico utilizado. Outra vantagem da maior taxa de deposição está relacionada à possibilidade de redução do número de passes de solda necessários para a aplicação de camadas de revestimentos, além da redução da diluição.

Medidas da área superficial da cratera para as diferentes condições de soldagem são mostradas na Figura 5.7. Observa-se que esta área tende a ser maior com o aumento do aporte térmico, o que sugere que a poça de fusão era maior durante a soldagem. Isso ocorre devido ao maior tempo de soldagem que resulta em uma maior fusão tanto do metal base quanto do metal de adição por unidade de comprimento de solda.

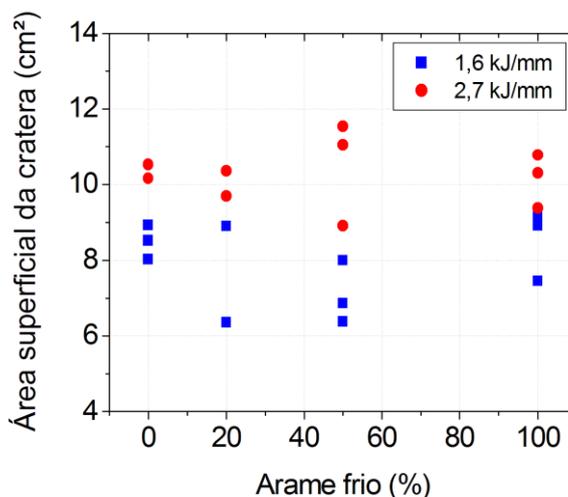


Figura 5.7. Medidas da área superficial da cratera

A alteração da área superficial da cratera em função da quantidade de arame frio não foi muito clara. Deve-se considerar que, por um lado, a adição de arame frio aumenta o volume de metal de adição fornecido à poça, o que favorece o aumento do seu volume. Por outro, para o mesmo aporte térmico, o maior volume de metal de adição fornecido pelo arame frio favorece uma redução da temperatura média da poça, o que favorece a solidificação e a redução do volume da poça.

### 5.3 Perfil do cordão de solda

Os resultados das medidas do perfil dimensional do cordão de solda estão dispostos na Tabela 5.3 e nas Figuras 5.8 e 5.9.

Com o aumento do aporte térmico observou-se um aumento da penetração e área fundida devido à menor velocidade de soldagem que permitiu maior tempo de interação do arco elétrico com o metal base, aumentando a quantidade de material fundido. A largura, reforço e área depositada também aumentaram devido ao aumento da quantidade de material depositado por unidade de comprimento de solda. Observou-se menor diluição para o maior aporte térmico, ou seja, menor participação do metal base na formação do cordão quando soldado com alto aporte térmico. Isto pode ter ocorrido devido os eletrodos estarem posicionados a frente da poça de fusão, atuando na borda da poça de fusão quando uma maior velocidade de soldagem foi usada.

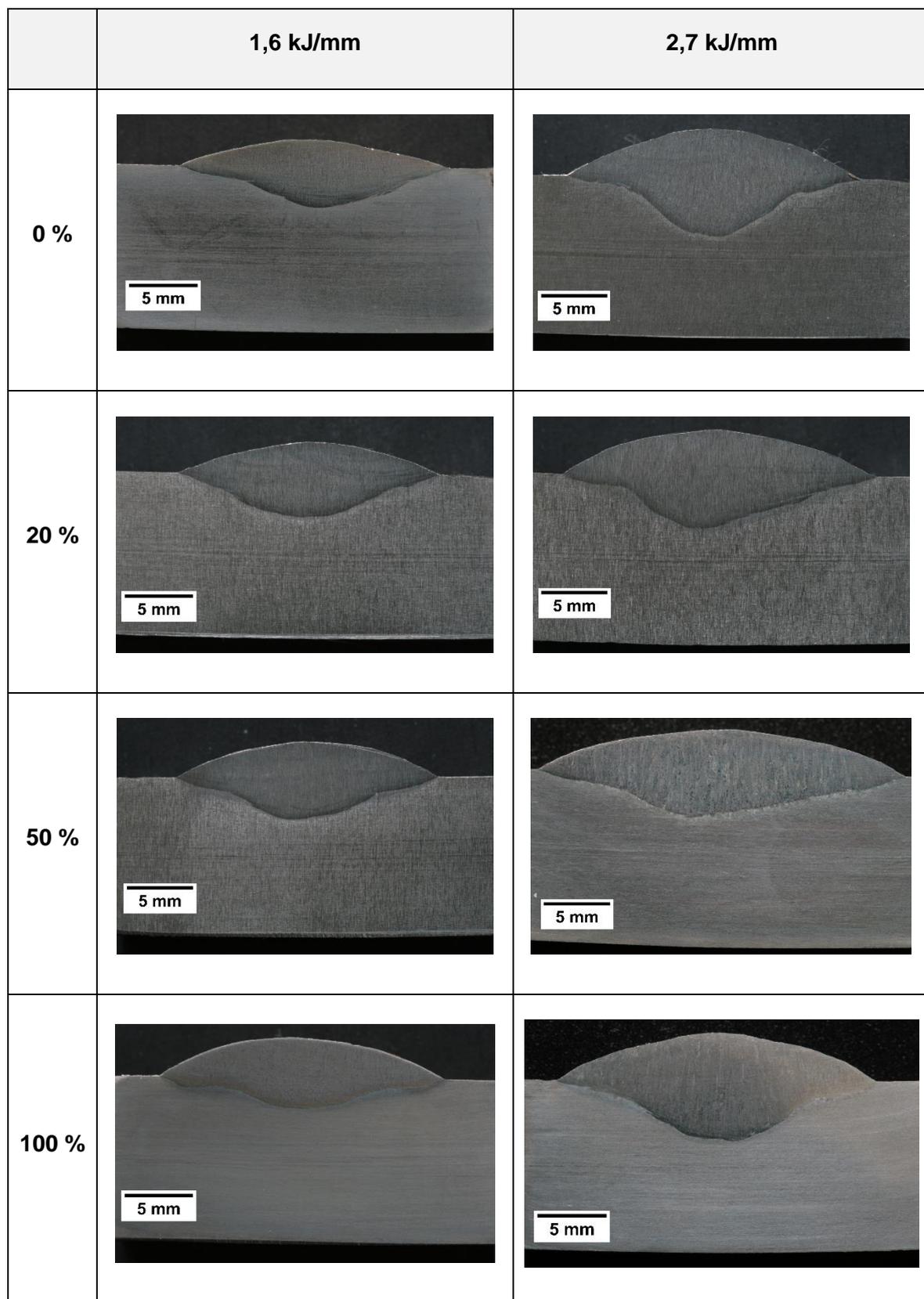


Figura 5.8. Macrografias das condições avaliadas

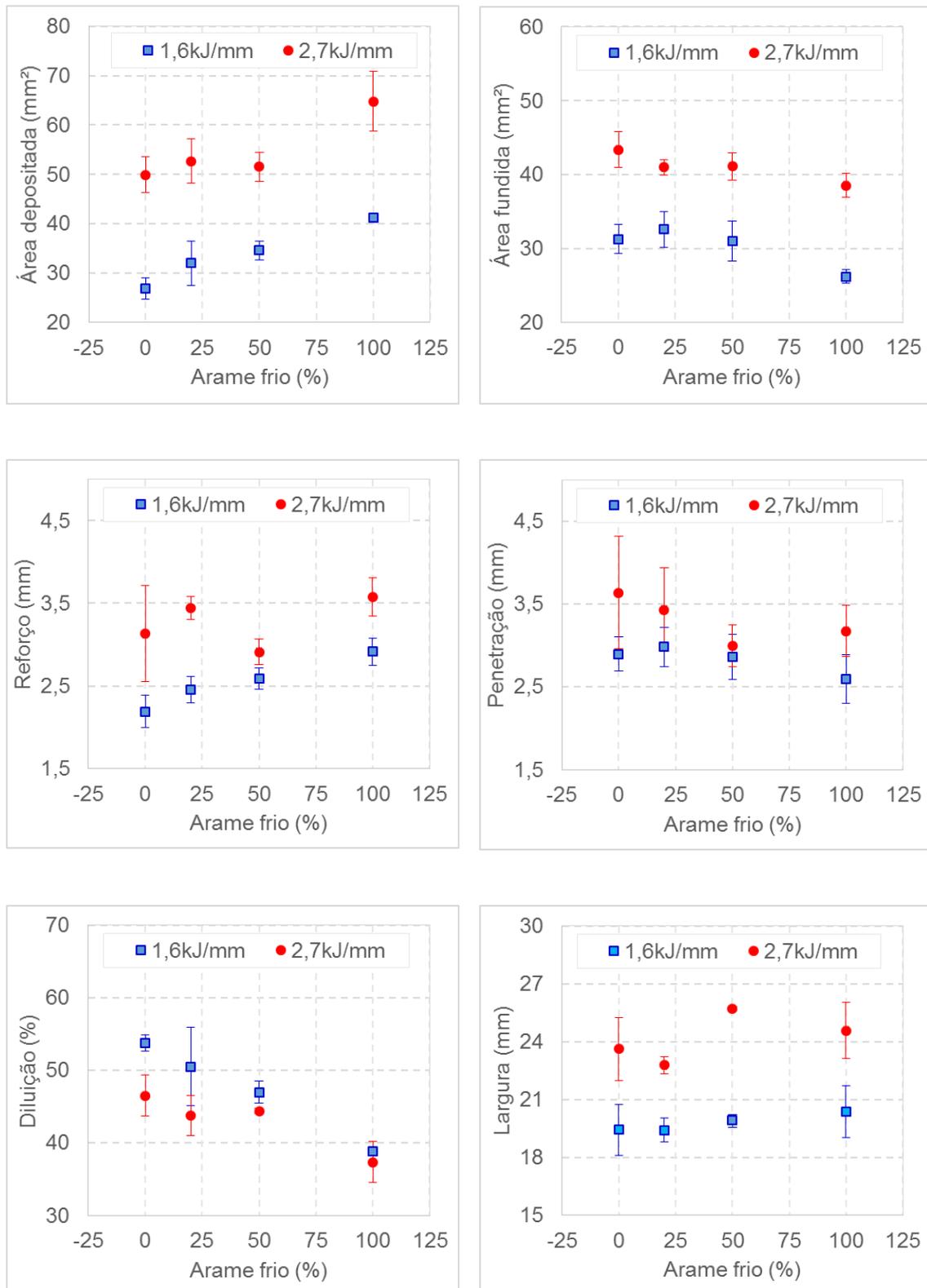


Figura 5.9. Gráficos dos parâmetros dimensionais em função do aporte térmico e da adição de arame frio

Tabela 5.3 - Medidas do perfil dimensional do cordão de solda

AT (kJ/mm)	AF (%)	Largura (mm)	Penetração (mm)	Reforço (mm)	Área fundida (mm <sup>2</sup> )	Área depositada mm <sup>2</sup>	Diluição (%)
1,6	0	19,4 ± 1,3	2,9 ± 0,2	2,2 ± 0,2	31,3 ± 1,9	26,9 ± 2,2	53,8 ± 1,1
	20	19,4 ± 0,6	3,0 ± 0,2	2,5 ± 0,2	32,6 ± 2,4	32,0 ± 4,5	50,5 ± 5,4
	50	19,9 ± 0,3	2,9 ± 0,3	2,6 ± 0,1	31,0 ± 2,7	34,6 ± 1,9	47,0 ± 1,5
	100	20,4 ± 1,3	2,6 ± 0,3	2,9 ± 0,2	26,2 ± 0,9	41,3 ± 0,8	38,8 ± 1,3
2,7	0	23,6 ± 1,6	3,6 ± 0,7	3,1 ± 0,6	43,4 ± 2,4	49,9 ± 3,6	46,5 ± 2,8
	20	22,8 ± 0,4	3,4 ± 0,5	3,4 ± 0,1	41,0 ± 1,1	52,7 ± 4,5	43,8 ± 2,7
	50	25,7 ± 0,1	3,0 ± 0,3	2,9 ± 0,2	41,1 ± 1,8	51,5 ± 3,0	44,4 ± 0,3
	100	24,6 ± 1,5	3,2 ± 0,3	3,6 ± 0,2	38,5 ± 1,6	64,8 ± 6,0	37,4 ± 2,8

Para um mesmo aporte térmico, quanto maior a participação de arame frio maior a quantidade de metal de adição adicionada à poça de fusão, isto reflete diretamente em aumento do reforço e da área depositada e diminuição da diluição.

Os dados indicam uma tendência de queda na penetração e na área fundida com maior adição de arame frio. Isto pode estar associado a uma diminuição da temperatura da poça de fusão com a adição de arame frio. Resultados semelhantes podem ser observados nos trabalhos de Mruczek (2006) e Mohammadijoo et al (2017b) que afirmaram que o arame frio resfria a poça de fusão, consumindo parte do calor do arco e reduzindo a penetração.

#### ➤ Modelo para área depositada ( $A_d$ )

É possível desenvolver um modelo simples para estimar a área depositada (Figura 4.5) em função dos parâmetros operacionais do processo através de um balanço de massa:

$$Vol_{Dep} = 2 \cdot Vol_{AQ} + Vol_{AF} \quad (\text{Eq. 5.1})$$

onde  $Vol_{Dep}$ ,  $Vol_{AQ}$  e  $Vol_{AF}$  são os volumes de metal depositado, provenientes de um arame quente e do arame frio, respectivamente.  $Vol_{Dep}$  é igual à área depositada ( $A_d$ ) vezes o comprimento soldado e este é igual à velocidade de soldagem ( $VS$ ) dividida pelo tempo de soldagem. Da mesma forma que para  $Vol_{Dep}$ ,  $A_d$  pode ser considerada como formada por contribuições dos arames quentes e do arame frio:

$$Ad = 2 \cdot Ad_{AQ} + Ad_{AF} \quad (\text{Eq. 5.2})$$

Para uma eficiência de deposição igual a um, balanços de massa mostram que as áreas devidas a um arame quente e ao arame frio são dadas, respectivamente, por:

$$Ad_{AQ} = \frac{VAQ \cdot A_w}{VS} \quad (\text{Eq. 5.3})$$

$$Ad_{AF} = \left( \frac{VAQ \cdot A_w}{VS} \right) \cdot \frac{VAF}{VAQ} \quad (\text{Eq. 5.4})$$

Onde  $A_w$  é a área de seção transversal do arame e  $Ad_{AQ}$ ,  $Ad_{AF}$  é respectivamente a área depositada correspondente aos arames quente e frio. Colocando estas equações na Equação 5.2 e lembrando que AF é a razão (em %) entre VAF e VAQ, tem-se:

$$Ad = \frac{VAQ \cdot A_w}{VS} \cdot \left( 2 + \frac{AF}{100} \right) = \alpha \cdot \left( 2 + \frac{AF}{100} \right) \quad (\text{Eq. 5.5})$$

Neste caso,  $\alpha$  é a constante da equação. A Figura 5.10 mostra a relação entre a área depositada experimental (medida por meio das macrografias) e a calculada pelo modelo descrito pela Equação 5.5 (utilizando os parâmetros dos testes de soldagem).

Foi realizado a análise de regressão linear e os dados apresentaram índice de correlação de ( $R^2$ ) 91,33%, com um termo constante 0,0319, que representa o aumento da velocidade de alimentação do arame quente quando não há alimentação de arame frio.

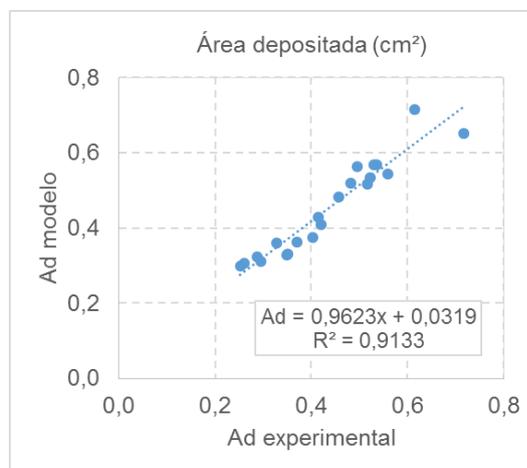


Figura 5.10. Correlação da área depositada medida experimentalmente e calculada pelo modelo

#### 5.4 Modelagem termodinâmica

A Figura 5.11 mostra um diagrama da fração molar das fases formadas para a composição do material base estudado em função da temperatura. Foi utilizado o banco de dados termodinâmicos TCFE4 do software ThermoCalc®. É importante, contudo, ressaltar que estes resultados se referem à condições de equilíbrio e que aspectos cinéticos não são considerados.

Com base neste diagrama pode-se esperar que, durante o resfriamento, o início da formação da ferrita a partir do metal líquido se dá a aproximadamente 1500°C e que a formação da austenita inicia-se a 1350°C. Este intervalo de temperatura corresponde ao campo monofásico ferrítico observado nos diagramas pseudobinários de equilíbrio. Devido às temperaturas elevadas e à ausência de segunda fase, é esperado maior crescimento de grão ferrítico da ZTA nesta faixa de temperatura. A austenita tem sua fração molar aumentada em detrimento da ferrita com a diminuição da temperatura.

THERMO-CALC (2017.12.21:12.44) :2304 composição metal de base  
 DATABASE:TCFE4  
 P=1.01325E5, N=1, W(CR)=0.2228, W(NI)=4.01E-2, W(MO)=2.8E-3, W(N)=1.2E-3,  
 W(C)=1.1E-4;

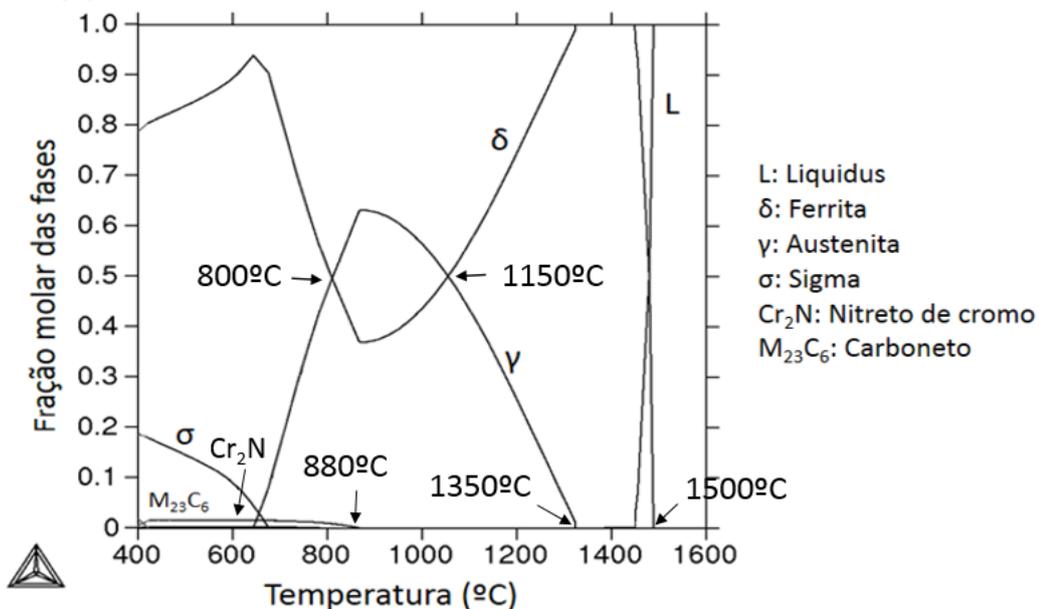


Figura 5.11. Diagrama termodinâmico calculado para a liga estudada da fração molar das fases formadas em função da temperatura

A interceptação das curvas da ferrita e da austenita ocorre em duas temperaturas, a 1150 e a 800°C, e as duas fases apresentam fração molar aproximadamente iguais. Assim, em condições de equilíbrio, esta seria a temperatura ideal para ser utilizada nos tratamentos térmicos de solubilização.

A fração de austenita continua aumentando com a diminuição da temperatura, até atingir valor máximo de 65% a 850°C. A partir deste ponto, a austenita se torna instável, e ocorre a precipitação dos nitretos de cromo ( $\text{Cr}_2\text{N}$ ) e de carbonetos do tipo  $\text{M}_{23}\text{C}_6$ . Contudo, somando-se a fração de nitretos e carbonetos, estes são inferiores a 2%.

Em torno de 700°C, inicia-se a precipitação da fase sigma a partir da ferrita, podendo atingir no máximo 20% quando a temperatura é diminuída para 400°C. Observa-se elevada fração de ferrita, acima dos 90% próximo a 700°C.

Em soldagem, as taxas de resfriamento são elevadas, portanto, o tempo para que ocorra a difusão dos elementos químicos é reduzido, e a nucleação da austenita ocorre em temperaturas mais baixas, após certo grau de super-resfriamento. Desta forma, a quantidade de austenita formada é inferior à prevista pelos diagramas de equilíbrio.

A fase sigma é termodinamicamente estável para a liga estudada, entretanto a cinética de formação é muito lenta, exigindo longos períodos de tempo para que ocorra a sua nucleação e crescimento (CHEN, YANG, 2001; POHL, STORZ, GLOGOWSKI, 2007). Devido as taxas de resfriamento serem elevadas durante operações de soldagem não é esperada a formação desta fase.

## **5.5 Ciclos térmicos**

Os ciclos térmicos apresentaram temperaturas de picos variando entre 1370°C e cerca de 800°C. Nas presentes análises, foram utilizados apenas os ciclos térmicos que apresentaram temperaturas de pico superiores a 1200°C.

Os ciclos térmicos (somente a parte do resfriamento) de algumas das condições testadas são mostrados na Figura 5.12. Os menores tempos de resfriamento associados com o menor aporte térmico podem ser claramente observados. Nota-se também a presença de patamares ou regiões com redução da taxa de resfriamento entre

aproximadamente 1000 e 1100°C, sendo estes mais claros nos testes com maior energia de soldagem. Estas variações foram possivelmente causadas pelo calor latente de solidificação liberado na poça de fusão, sendo assim, mais intensas quando o volume de material solidificando na poça de fusão é maior.

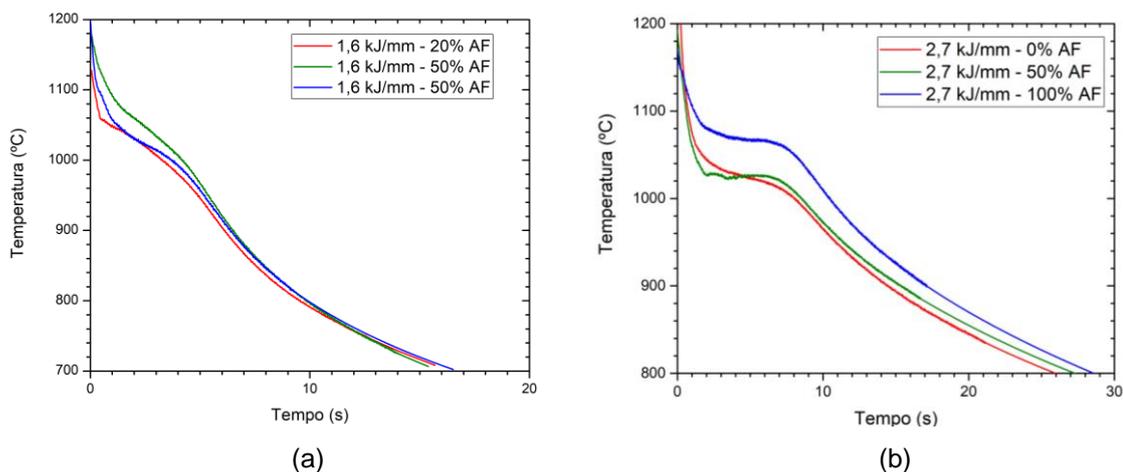


Figura 5.12: Ciclos térmicos de resfriamento para os aportes térmicos de: (a) 1,6 kJ/mm e (b) 2,7 kJ/mm

Na Tabela 5.4 é mostrado o tempo de resfriamento para o intervalo de temperatura entre 1200 e 800°C ( $\Delta t$  12/8). Observou-se que os tempos de resfriamento foram maiores para alto aporte térmico. Nota-se também, uma leve tendência de aumento dos tempos de resfriamento quando arame frio é adicionado, para aporte térmico elevado.

Tabela 5.4 - Medidas dos tempos de resfriamento para o intervalo de 1200 a 800°C

AF	AT	$\Delta t$ 12/8
%	kJ/mm	seg
20	1,6	10,0
50	1,6	9,7
0	2,7	25,4
20	2,7	24,9
50	2,7	27,1
100	2,7	28,6

A Figura 5.13 mostra as taxas de resfriamento para algumas das condições testadas calculadas a partir de ciclos térmicos com temperatura de pico superior a 1200°C. Observa-se que as taxas de resfriamento, para um dado aporte térmico, são muito similares, independentemente do uso do arame frio, para temperaturas inferiores a 1000-1050°C. Karlsson (2003) quando estudou a adição de arame frio em aços inoxidáveis duplex também não verificou alterações nos tempos de resfriamento para a faixa de temperatura entre 800 e 500°C. Para temperaturas mais elevadas, contudo, os dados indicam taxas de resfriamento menores quando o arame frio é usado e este efeito aparece mais claramente para a condição de maior aporte térmico.

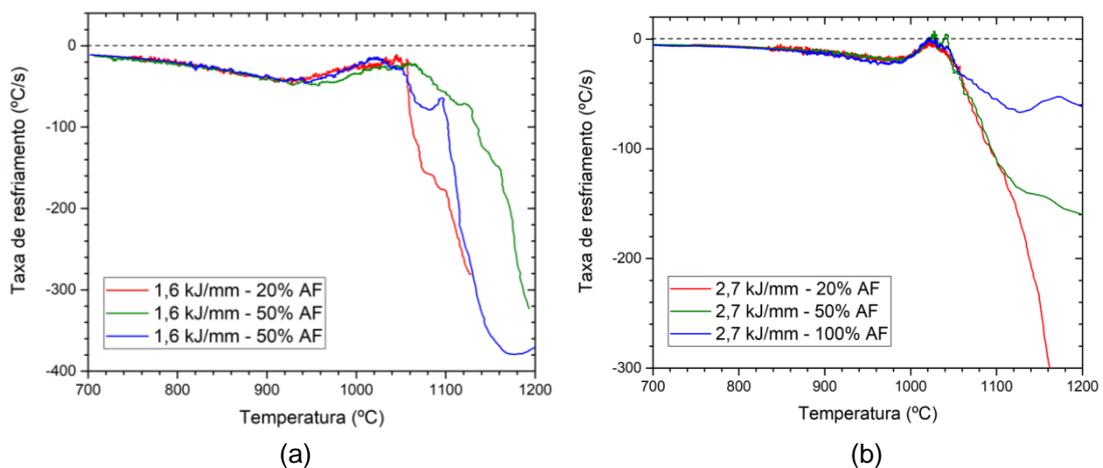


Figura 5.13: Taxa de resfriamento para os aportes térmicos de 1,6 kJ/mm e 2,7 kJ/mm

Comparando estes resultados com os da seção 5.4, o intervalo de temperatura em que a redução da taxa de resfriamento está ocorrendo corresponde à região do diagrama em que a ferrita está se transformando em austenita. Desta forma, o resfriamento menos intenso na região bifásica resulta em tempos mais longos para que ocorra a difusão, portanto, espera-se maior formação da austenita.

Não se espera a precipitação de fase sigma ( $\sigma$ ) e/ou carbonetos ( $M_{23}C_6$ ) nestas amostras com a redução da taxa de resfriamento observada quando se adiciona arame frio, pois a faixa de temperatura na qual se observou a redução da taxa de resfriamento (1200 a 1050°C) é acima das temperaturas de início de formação da fase sigma (700°C) e dos carbonetos (900°C), conforme previsto no diagrama discutido na seção 5.4. Além do mais, em temperaturas mais baixas a adição de arame frio parece não alterar a taxa de resfriamento.

## 5.6 Aspectos microestruturais da ZTA

Para todas as condições avaliadas, foi encontrada uma microestrutura na ZTA composta predominantemente de uma matriz ferrítica com austenita de diferentes morfologias, conforme mostrado na Figura 5.14. A austenita alotriomórfica ou de contorno de grão (ACG) é a primeira a se formar. Sua formação ocorre em temperaturas elevadas por mecanismo de nucleação e crescimento nos contornos de grãos da ferrita.

A austenita de *Widmanstätten* é formada em temperaturas entre 1100 e 750°C, crescendo na forma de placas ou agulhas a partir da austenita alotriomórfica ou dos contornos de grãos ferríticos. A austenita intragranular (AI) é formada em temperaturas mais baixas, com elevado super-resfriamento. A austenita parcialmente transformada (APT) é formada quando austenita não dissolvida durante a etapa de aquecimento serve de sítio de nucleação para a formação de novos grãos de austenita. A dissolução incompleta da austenita é típica da ZTA-TB pelas menores temperaturas de pico, mas também pode estar presente na ZTA-TE quando a taxa de aquecimento é elevada (YANG et al., 2011; ZHANG et al., 2017b).

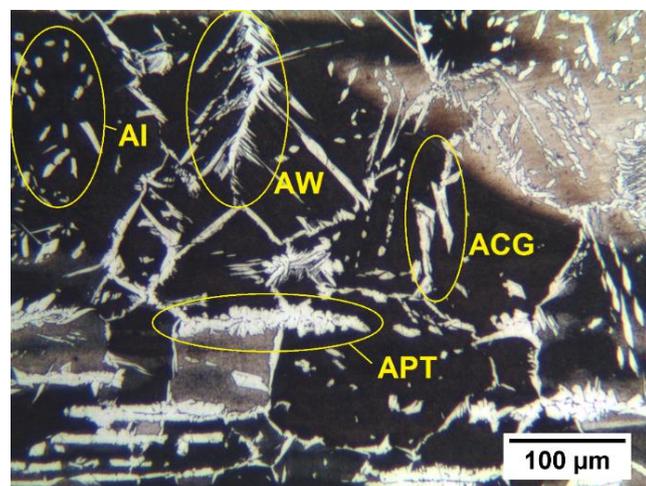


Figura 5.14. Diferentes morfologias da austenita observadas na ZTA

Devido às maiores temperaturas da ZTA-TE as alterações microestruturais de aumento do tamanho de grão e diminuição da fração de austenita são mais perceptíveis nesta região quando comparado com a ZTA-TB, conforme pode ser verificado na Figura 5.15. Estas características tornam essa região mais propícia para avaliação dos efeitos causados pelo aporte térmico e pela adição de arame frio.

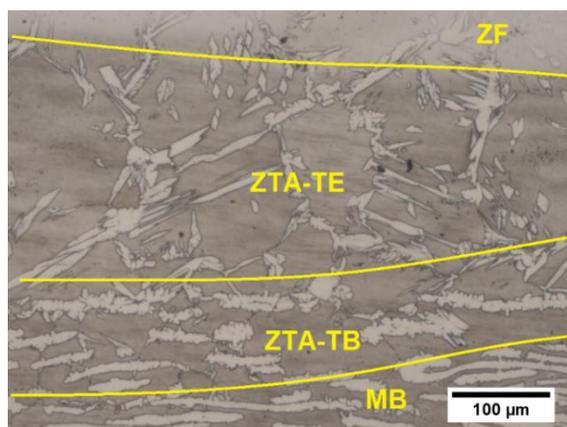


Figura 5.15. Delimitações das regiões de uma solda de aço inoxidável duplex

Para uma mesma amostra, observa-se que a região de penetração máxima apresenta um menor tamanho de grão, menor espessura da ZTA, menor quantidade de austenita intragranular e de *Widmanstätten* com relação a região inclinada, conforme mostrado na Figura 5.16. Isto se deve a piores condições para extração de calor na região inclinada, em que há duas frentes de calor vindas da poça de fusão, restringindo termicamente esta região da ZTA por cima e pela lateral. Observou-se também que a região inclinada é muito sensível ao formato do cordão apresentando diferenças notórias ao se comparar as duas laterais do cordão.

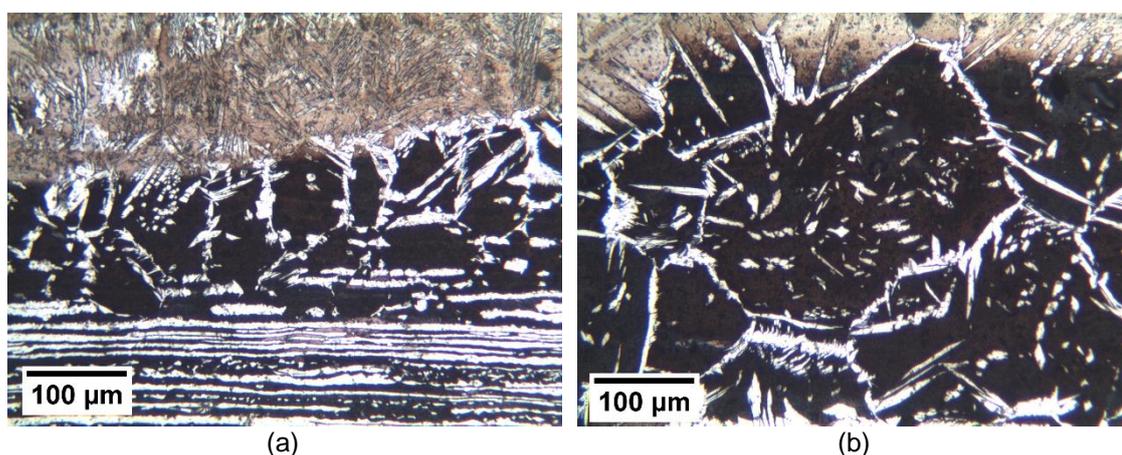


Figura 5.16. Diferenças microestruturais ao longo da ZTA, nas regiões: (a) PM e (b) RI

A Figura 5.17 mostra exemplos de grãos de austenita intragranular que possivelmente nuclearam a partir de inclusões na ZTA. Foram realizadas microanálises por EDS e verificada uma composição que indica a presença de óxido predominantemente de Cr e Mn.

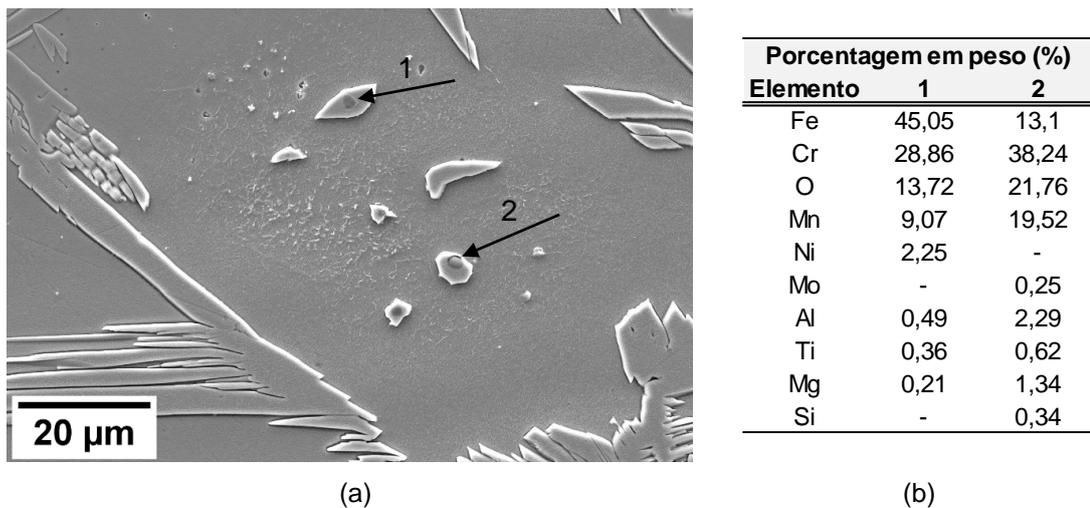


Figura 5.17. Precipitação da austenita a partir de inclusões na ZTA: (a) imagens de elétrons secundários e (b) microanálise de EDS

Foi observado, na Figura 5.18, a presença de colônias de precipitados na forma de bastonetes no interior dos grãos ferríticos, que foram associados aos nitretos de cromo do tipo  $\text{Cr}_2\text{N}$ , por comparação nos trabalhos de Pauli; Schon; Brandi (2017); Londono; Brandi; Lippold (2004).

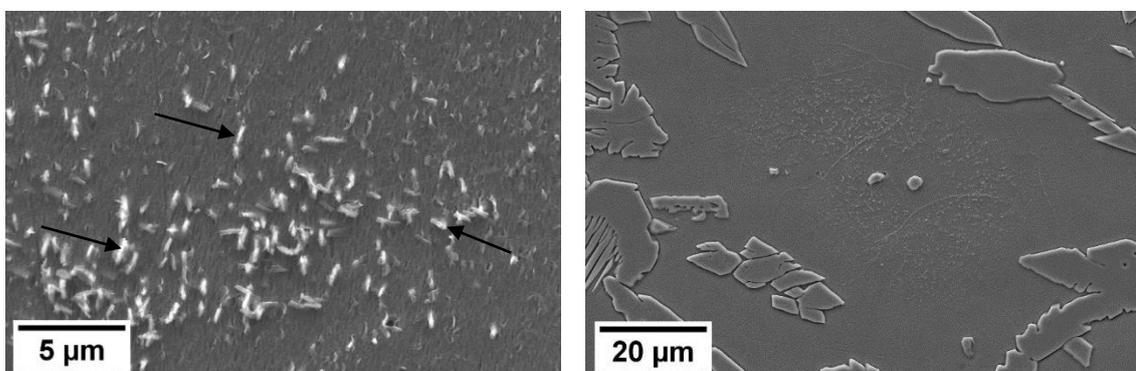
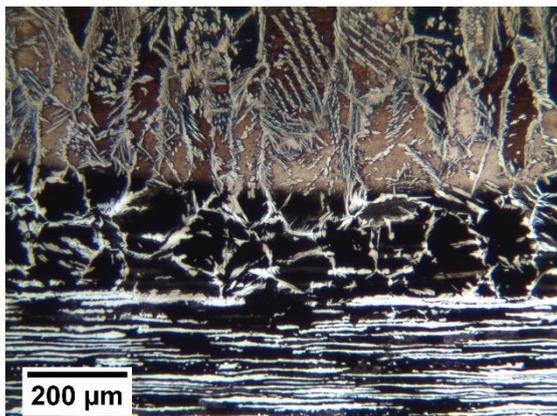


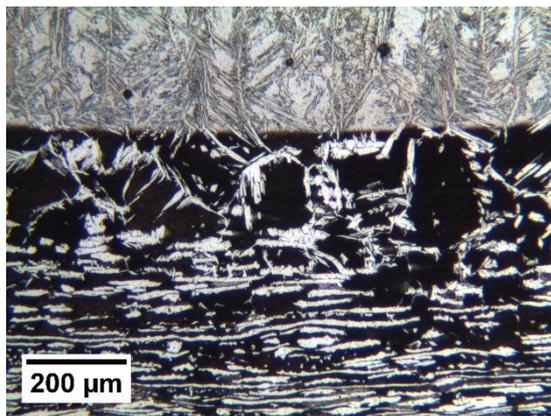
Figura 5.18. Precipitação de nitretos de cromo e de austenita intragranular no interior do grão ferrítico

Também foi possível observar regiões na ferrita isentas de precipitados próximos da austenita de contorno de grão, mostrando a distância de difusão do nitrogênio. Observa-se que a precipitação se torna mais intensa quanto mais afastada a região na ferrita estiver dos contornos de grãos. No interior dos grãos ferríticos, os nitretos podem coexistir com a austenita intragranular, comportamento similar ao que foi relatado por Londono; Brandi e Lippold (2003, 2004).

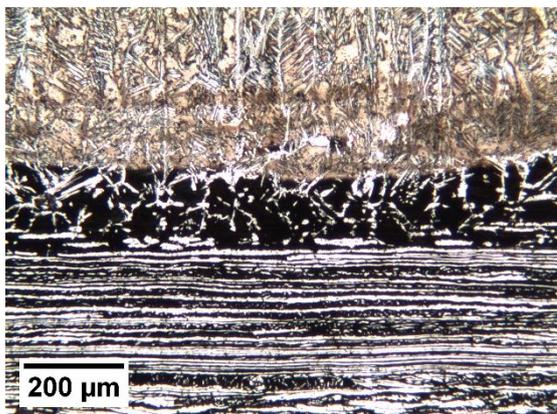
A Figura 5.19 permite comparar a ZTA das seis condições de soldagens avaliadas neste trabalho. As próximas seções avaliam a espessura da ZTA de temperatura elevada, o tamanho de grão ferrítico, a morfologia e a quantidade de austenita nesta região. Será analisada, particularmente, a variação destas características com o aporte térmico e com a adição de arame frio.



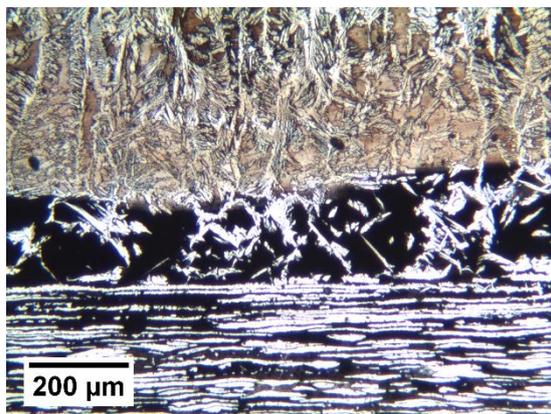
**Condição 1: 1,6 kJ/mm – 0%AF**



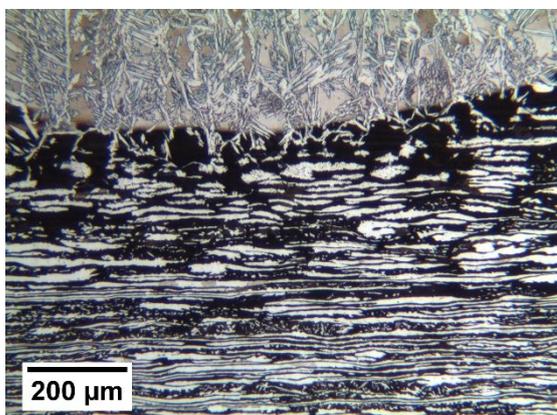
**Condição 5: 2,7 kJ/mm – 0%AF**



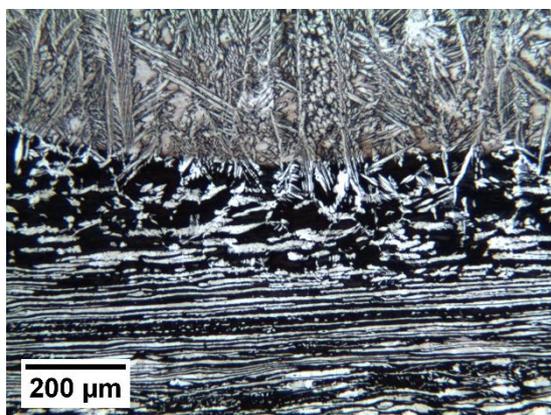
**Condição 3: 1,6 kJ/mm – 50%AF**



**Condição 6: 2,7 kJ/mm – 50%AF**



**Condição 4: 1,6 kJ/mm – 100%AF**



**Condição 8: 2,7 kJ/mm – 100%AF**

Figura 5.19. Micrografias da região de penetração máxima das condições avaliadas

### 5.6.1 Espessura da ZTA-TE

A variação da espessura da ZTA calculada pelos métodos indicados na seção 4.6.3 é mostrada na Figura 5.20. Como esperado, observa-se que a ZTA tende a ser mais larga na soldagem com maior aporte térmico. Isto ocorre devido à diminuição mais lenta das temperaturas de pico com a distância à solda (GRONG, 1997; LANCASTER, 1999).

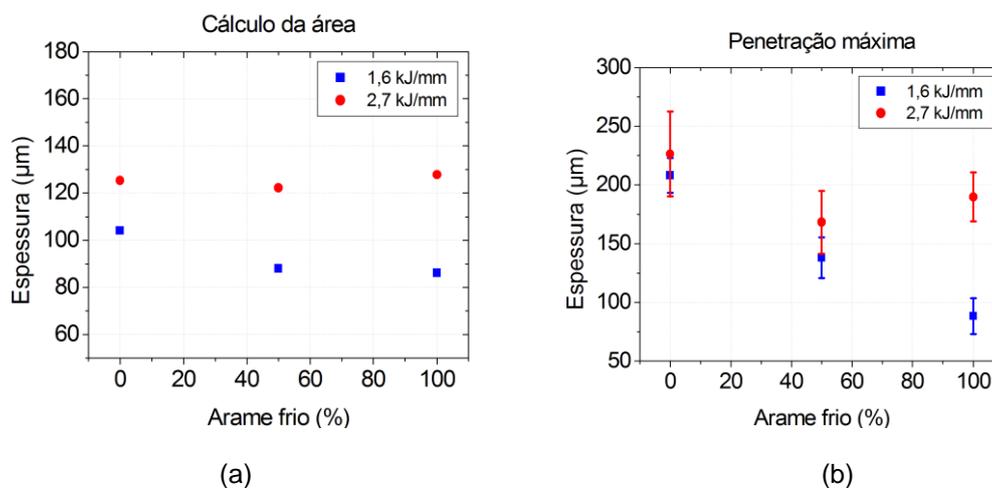


Figura 5.20. Medidas da espessura média da ZTA: (a) calculada pela área (b) medidas na região PM

Observa-se também uma possível diminuição da espessura da ZTA com a adição de arame frio, especialmente nas medidas realizadas na penetração máxima, sugerindo que este parâmetro afeta a distribuição das temperaturas de pico de forma oposta à do aporte térmico. Este efeito foi mais claro nas medidas feitas na região de penetração máxima e para a soldagem com menor aporte térmico. É importante ressaltar que a medida de largura da ZTA-TE é dificultada pela transição pouco clara entre esta região e a ZTA de temperatura baixa (ZTA-TB).

### 5.6.2 Tamanho de grão

É esperado um crescimento mais intenso dos grãos de ferrita em temperaturas acima de 1300°C, correspondente ao campo monofásico da ferrita, conforme mostrado na seção 5.4. Nessa faixa, os grãos podem crescer livremente na ausência de austenita (ZHANG et al., 2016).

A Figura 5.21 mostra a variação do tamanho de grão ferrítico na ZTA-TE em função do aporte térmico e da adição de arame frio. Observa-se uma tendência de aumento do tamanho do grão ferrítico com o aporte térmico, exceto na condição de maior adição de arame frio. Maiores aportes térmicos estão associados com maiores tempos de permanência em temperaturas elevadas, favorecendo, assim, um maior crescimento de grão para uma dada temperatura de pico (EASTERLING, 1992; LANCASTER, 1999).

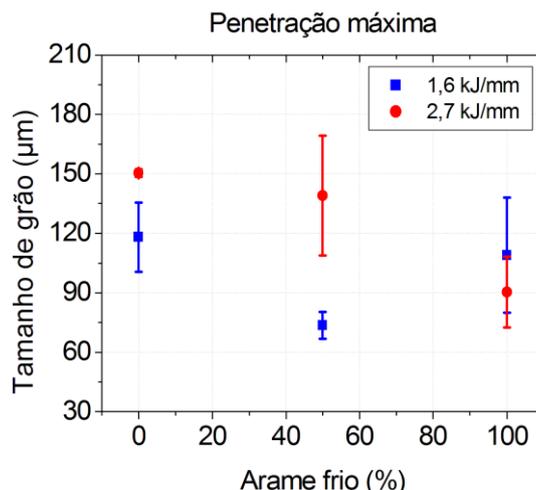


Figura 5.21. Medidas do tamanho de grão

A introdução de arame frio (de zero para 50%AF) parece reduzir o tamanho de grão ferrítico na ZTA-TE, contudo, este efeito não foi claro na condição de maior aporte térmico. Além disso, um aumento adicional na quantidade adicionada de arame frio não parece ter um efeito significativo no tamanho de grão ferrítico.

Esta tendência, todavia, não parece estar de acordo com a redução da taxa de resfriamento determinada para temperaturas acima de 1050°C quando se adiciona o arame frio (seção 5.5). Deve-se mencionar, contudo, que considerando os ciclos térmicos obtidos, não foi possível calcular taxas de resfriamento para temperaturas acima de 1200°C. O intervalo de temperaturas no qual se determinou que a adição de arame frio reduz a taxa de resfriamento refere-se a condições em que a austenita está sendo formada, nas quais não se espera um crescimento de grão ferrítico importante. Assim, para uma melhor análise do tamanho de grão seria desejável obter ciclos térmicos envolvendo temperaturas mais elevadas, por exemplo, pela inserção de termopares diretamente na poça de fusão.

### 5.6.3 Formação da austenita

A Figura 5.22 mostra a variação da fração volumétrica da austenita na ZTA-TE para as condições estudadas. Foi observado, para o aporte térmico de 2,7 kJ/mm, uma tendência da fração volumétrica de austenita ser maior, o que está associado às menores velocidades de resfriamento conforme reportado na literatura (ALMEIDA et al., 2015; NUNES et al., 2011a; YANG et al., 2011).

O resfriamento mais lento favorece uma maior espessura da austenita de contorno de grão e a precipitação da austenita intragranular, como pode ser visto comparando-se as micrografias obtidas com baixo e alto aporte térmico, mostradas respectivamente na Figura 5.23 (a) e (b), ambas sem a adição de arame frio.

Foi observada, também na Figura 5.22, uma possível tendência de aumento da fração volumétrica de austenita na ZTA-TE com a introdução de arame frio. Comparando as Figuras 5.23 (b) e (c), nota-se que tanto a espessura da austenita de contorno de grão quanto o tamanho da austenita intragranular apresentaram tendências de aumento com uma maior adição de arame frio de 0 para 50%.

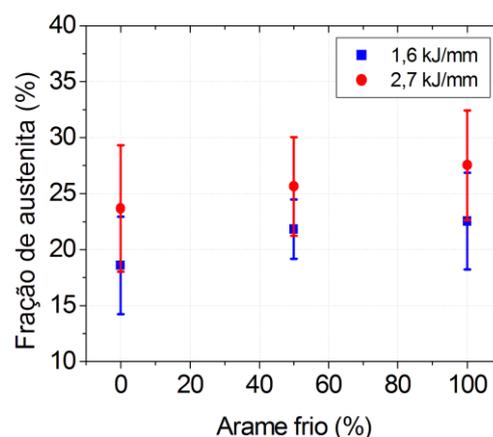
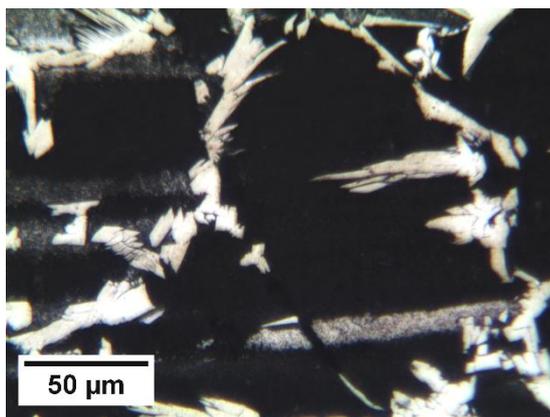
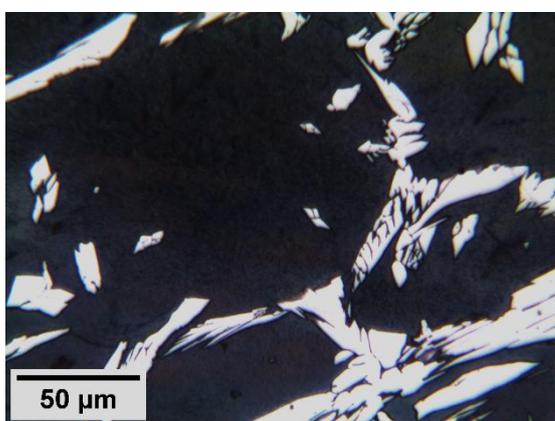


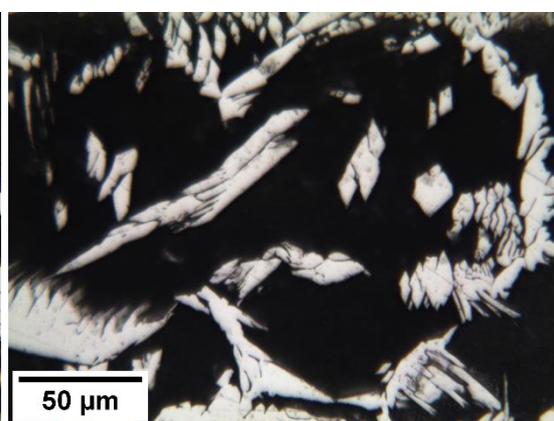
Figura 5.22. Medidas de fração de área de austenita



(a)



(b)



(c)

Figura 5.23. Micrografias da região PM (a) 1,6 kJ/mm – 0%AF (b) 2,7 kJ/mm – 0%AF  
(c) 2,7 kJ/mm – 50%AF

### 5.7 Síntese do efeito do aporte térmico

O aumento do aporte térmico por meio da diminuição da velocidade de soldagem alterou de modo significativo o perfil do cordão de solda, os ciclos térmicos e as microestruturas da ZTA. Foi observado nas macrografias um aumento da área fundida, da área depositada e da largura, além de uma diminuição da diluição. Os ciclos térmicos apresentaram maiores tempos de resfriamento, o que proporcionou aumento da fração volumétrica da austenita. Na microestrutura foram observados grãos maiores da ferrita na ZTA-TE com uma maior largura desta, resultante, provavelmente, de um maior tempo de permanência em temperaturas elevadas. Os resultados encontrados estão de acordo com os relatados na literatura (ALMEIDA et al., 2015; NUNES et al., 2011; YANG et al., 2011).

## 5.8 Síntese do efeito da adição de arame frio

Buscando compreender melhor a influência da adição de arame frio no ciclo térmico, no perfil do cordão de solda e na microestrutura da zona termicamente afetada de um aço *lean duplex*, apresenta-se, na Tabela 5.5, um resumo dos principais efeitos observados.

Tabela 5.5. Síntese do efeito da adição de arame frio

	Comportamento 1	Comportamento 2
<b>Ciclos térmicos</b>	↓ Taxa de resfriamento (1200 a 1050°C)	
<b>Perfil do cordão</b>	↑ Área depositada; ↑ Reforço	↓ Área fundida; ↓ Penetração
<b>Análise microestrutural</b>	↑ Austenita	↓ Tamanho de grão ferrítico ↓ Largura da ZTA

Quando o arame frio é adicionado, dois efeitos opostos podem ser esperados sobre o volume da poça de fusão: Por um lado (comportamento 1), o seu volume deve crescer em função do aumento da taxa de deposição e, por outro lado (comportamento 2), este crescimento pode ser reduzido pelo abaixamento da temperatura da poça de fusão e, assim, favorecer a solidificação. A ocorrência destas tendências pode ajudar a explicar as variações observadas nas medidas do formato do cordão, principalmente, a tendência da área depositada aumentar e da área fundida reduzir com o aumento da adição de arame frio. Considerando a área total da seção transversal do cordão, obteve-se uma tendência pequena de aumento, sugerindo que o aumento do volume do metal adicionado tem um efeito mais importante na formação do cordão.

Na microestrutura foi verificada uma fraca tendência de redução do tamanho de grão ferrítico e diminuição da largura da ZTA (comportamento 2), que sugerem uma distribuição de temperatura mais fechada com menores tempos de permanência em temperaturas elevadas. Entretanto, estes resultados não concordam com a redução da

taxa de resfriamento observada no intervalo de temperatura entre 1200 e 1050°C nos ciclos térmicos e com a tendência de aumento da fração volumétrica da austenita com a adição de arame frio (comportamento 1).

Entretanto, estas diferenças nos resultados podem estar relacionadas a dois diferentes mecanismos de atuação quando arame frio é adicionado, produzindo velocidades de resfriamento diferentes.

Por um lado, a maior quantidade de arame frio aumenta a taxa de deposição e contribui para o aumento do volume da poça de fusão. A maior massa de metal líquido libera maior quantidade de calor latente durante o processo de solidificação. Considerando que o aporte térmico foi mantido constante e a área da poça de fusão está aumentando, pode ser esperada uma redução no fluxo de calor, conforme descrito na equação 5.6, que varia em função da quantidade de calor aplicada e da área da poça de fusão. Esse comportamento faz com que o material esfrie lentamente.

$$\phi(\downarrow) = \frac{q(\text{cte})}{\text{área}(\uparrow)} \quad (\text{Eq.5.6})$$

Por outro lado, essa maior poça de fusão possui elevada quantidade de arame frio, portanto um menor superaquecimento da poça de fusão pode ser obtido. A diminuição da temperatura média da poça de fusão, favorece o processo de solidificação, o que induz a um resfriamento mais rápido, conforme demonstrado na equação 5.7.

$$\phi(\uparrow) = \frac{q(\text{cte})}{\text{área}(\downarrow)} \quad (\text{Eq.5.7})$$

No entanto, não se observou uma tendência clara da velocidade de resfriamento. Além do mais, os elevados gradientes térmicos e as rápidas flutuações de temperaturas ao longo das distâncias da solda dificultaram as medidas microestruturais da ZTA, apresentando uma elevada dispersão dos dados. Assim sendo, foram observadas diferenças na microestrutura da ZTA do aço inoxidável *lean duplex* UNS 32304 com a adição do arame frio, porém estas alterações não foram significativas, não apresentando um efeito claro.

No presente trabalho, foi observado um aumento máximo de 36% na taxa de deposição pela adição de arame frio e redução da diluição de 15 e 9,1% para os aportes térmicos de 1,6 e 2,7 respectivamente, ambos quando o AF é aumentado de 0 para 100%. Esses fatores possibilitam aumento da produtividade, principalmente na soldagem de materiais de grande espessura e diminuição do número de passes de soldagens em aplicações de revestimentos metálicos.

Outra vantagem está relacionada ao controle microestrutural por meio da taxa de resfriamento. Nas condições avaliadas não foram observadas alterações significativas da taxa de resfriamento para temperaturas abaixo de 1050°C, não afetando a formação de precipitados intermetálicos ou outras fases deletérias. E para temperaturas entre 1200 e 1050°C houve uma redução da taxa de resfriamento, permitindo um possível aumento da fração de austenita formada.

## 6 CONCLUSÕES

Este estudo se concentrou em investigar a influência do aporte térmico e da adição de arame frio no perfil do cordão de solda, nos ciclos térmicos e na microestrutura da ZTA de um aço inoxidável *lean duplex*. As suas principais conclusões foram:

- ✓ O aumento do aporte térmico aumenta a quantidade de material depositado e a quantidade de material fundido, com redução da diluição. Os tempos de resfriamento e a fração volumétrica da austenita aumentaram com o aumento do aporte térmico, devido a uma menor taxa de resfriamento. O maior aporte térmico causou um maior crescimento de grão da ferrita e uma maior largura da ZTA.
  
- ✓ A adição de arame frio permite aumentar a produtividade sem alterar o aporte térmico, com redução da diluição. Foram encontradas evidências de que esta adição reduz a taxa de resfriamento entre 1200 e 1050°C, favorecendo a formação de austenita, sem alterar a taxa de resfriamento a temperaturas mais baixas, não afetando, assim, a tendência à formação de intermetálicos. Esta redução da taxa de resfriamento foi mais intensa na soldagem com maior aporte térmico.

## 7 SUGESTÃO DE TRABALHOS FUTUROS

- ✓ Realizar simulação de ciclos térmicos da ZTA para o aço UNS32304 em dilatômetro ou *gleeble*, alterando a taxa de resfriamento e a temperatura máxima e comparar com os dados obtidos neste trabalho;
- ✓ Coletar ciclos térmicos da zona fundida com colocação de termopares diretamente na poça de fusão;
- ✓ Investigar a mudança de comportamento da poça de fusão apresentada neste trabalho, de modo a validar a hipótese apresentada, principalmente quando aplicado aportes térmicos elevados;
- ✓ Avaliar a precipitação dos compostos formados ( $\text{Cr}_2\text{N}$ ) e aspectos morfológicos da austenita para as condições estudadas neste trabalho;
- ✓ Avaliar microestruturalmente a soldagem de aços transformáveis com adição de arames frios, tais como aços navais (EH 36) e aços inoxidáveis duplex mais ligados (UNS 2205 e 2750).

## 8 BIBLIOGRAFIA

ALMEIDA, D. S. DA S. et al. **Efeito do aporte térmico e do gás de proteção sobre a microestrutura de juntas soldadas do aço inoxidável superduplex SAF 2507 (UNS S32750)\***. 12º Seminário Brasileiro do Aço Inoxidável (Abm Week). **Anais...**Rio de Janeiro, RJ: 2015

ASM. **ASM Handbook - Welding Brazing and Soldering**. [s.l: s.n.]. v. 6

ASM. Metallography and microstructures. In: VOORT., G. F. VANDER (Ed.). . **ASM Handbook**. [s.l: s.n.]. p. 2733.

ASTM. **Standard test methods for determining average grain size - ASTM E112-13ASTM**, 2013.

ASTM. **Standard Practice for Determining the Inclusion or Second-Phase Constituent Content of Metals by Automatic Image Analysis - E1245-03ASTM International**, 2016.

ASTM. **E3-11 Standard Guide for Preparation of Metallographic SpecimensASTM**, 2017.

CASTRO, M. M. DE. **Estudo da influência da adição de arame frio no processo de soldagem ao arco submerso com dois arames energizados Aspectos operacionais e metalúrgicos Estudo da influência da adição de arame frio no processo de soldagem ao arco submerso com dois arames en**. [s.l.] Universidade Federal de Minas Gerais, 2017.

CHARLES, J. **Past, present and future of the duplex stainless steels**. Duplex Stainless Steels Conference. **Anais...**France: 2007Disponível em: <<http://worldstainless.org/NR/rdonlyres/850A3BA9-9175-43B4-B729-12245A164C3A/3330/Pastpresentandfutureoftheduplexstainlesssteels.pdf>>

CHARLES, J.; CHEMELLE, P. **The history of duplex developments, nowadays DSS and duplex market future trends**. (J. Charles, Ed.)8th Duplex stainless steels conference. **Anais...**Beaune, France: 2010

CHEN, L. et al. Influence of cooling rate on microstructure evolution and pitting corrosion resistance in the simulated heat-affected zone of 2304 duplex stainless steels. **Corrosion Science**, v. 58, p. 168–174, 2012.

CHEN, T. H.; YANG, J. R. Effects of solution treatment and continuous cooling on  $\gamma$ -phase precipitation in a 2205 duplex stainless steel. **Materials Science and Engineering**, v. 311, n. 1–2, p. 28–41, 2001.

CHRISTESEN, N.; DAVIES, L.; GJERMUNDSEN, K. Distribution of temperature in arc welding. **British Welding Journal**, v. 12, p. 54–75, 1965.

D.V.KIRAN et al. Three-dimensional Heat Transfer Analysis of Two Wire Tandem Submerged Arc Welding. **ISIJ International**, v. 51, n. 5, p. 793–798, 2011.

DAVIES, G. J.; J. G. GARLAND. Solidification structures and properties of fusion welds. **International Metallurgical Reviews**, p. 83–106, 1975.

DE PAULI, E. A.; SCHÖN, C. G.; BRANDI, S. D. Multicomponent Phase Diagram of *Lean Duplex Stainless Steel UNS S82441* and Its Application to Evaluate the Microstructure in the Heat Affected Zone. **Journal of Phase Equilibria and Diffusion**, v. 38, n. 3, p. 332–342, 2017.

DEVLETIAN, J. et al. Weld Solidification. In: **Metals Handbook**. [s.l: s.n.]. v. 6p. 147–157.

DUPONT, J. N. Fundamentals of Weld Solidification. In: LIENERT, T. et al. (Eds.). . **ASM Handbook - Welding, Fundamentals and Processes**. [s.l: s.n.]. v. 6Ap. 96–114.

DUPONT, J. N.; MARDER, A. R. Thermal Efficiency of Arc Welding Processes. **Welding Research Supplement**, n. December, p. 406–416, 1995.

EAGAR, T. W.; TSAI, N. S. Temperature fields produced by traveling distributed heat sources. **Welding Journal**, v. 62, n. 12, p. 346–355, 1983.

EASTERLING, K. **Introduction to the physical metallurgy of welding**. 2ed. ed. UK: Buterworth Heinemann, 1992.

ESCRIBA, D. M. et al. Chi-phase precipitation in a duplex stainless steel. **Materials Characterization**, v. 60, n. 11, p. 1214–1219, 2009.

FOLKHARD, E. **Welding metallurgy of stainless steels**. [s.l.] Springer-Verlag Wien New York, 1988.

GOLDAK, J.; CHAKRAVARTI, A.; BIBBY, M. A new finite element model for welding heat sources. **Metallurgical Transactions B**, v. 15, n. 2, p. 299–305, 1984.

GRONG, Ø. **Metallurgical modelling of welding**. 2. ed. Trondheim, Norway: The Institute of Materials, 1997. v. 1

GUNN, R. N. **Duplex stainless steels - Microstructure, properties and applications**. Cambridge, England: Abington Publishing, 1997.

GUO, Y. et al. Microstructure evolution and pitting corrosion resistance of the Gleeble-simulated heat-affected zone of a newly developed *lean* duplex stainless steel 2002. **Journal of Alloys and Compounds**, v. 658, p. 1031–1040, 2016.

HAELSIG, A.; MAYR, P. Energy balance study of gas-shielded arc welding processes. **Weld World**, v. 57, n. 5, p. 727–734, 2013.

HERTZMAN, S.; CHARLES, J. **On the effect of nitrogen on DSS**. 8th Duplex stainless steels conference. **Anais...Baune**, France: 2010

HOSSEINI, V. A. et al. Nitrogen loss and effects on microstructure in multipass TIG welding of a super duplex stainless steel. **Materials and Design**, v. 98, p. 88–97, 2016.

HOSSEINI, V. A.; HURTIG, K.; KARLSSON, L. Effect of multipass TIG welding on the corrosion resistance and microstructure of a super duplex stainless steel. **Materials and Corrosion**, v. 68, n. 4, p. 405–415, 2017.

HOULDCROFT, P. T. **Submerged arc welding**, 1989.

IMOA. **Orientações práticas para processamento dos aços inoxidáveis Duplex**. Londres, UK: IMOA International Molybdenum Association, 2012.

JEBARAJ, A. V. et al. Weldability, machinability and surfacing of commercial duplex stainless steel AISI2205 for marine applications – A recent review. **Journal of Advanced Research**, v. 8, n. 3, p. 183–199, 2017.

KARAOĞLU, S.; SEÇGIN, A. Sensitivity analysis of submerged arc welding process parameters. **Journal of Materials Processing Technology**, v. 202, n. 1–3, p. 500–507, 2008.

KARLSSON, L. et al. **Synergic cold wire ( SCW™ ) submerged arc welding of highly alloyed stainless steels**. Stainless Steel World Conference & Expo. **Anais...Maastricht**: 2003.

KARLSSON, L. Welding duplex stainless steels – a review of current recommendations. **Welding in the World**, v. 56, n. 05/06, p. 65–76, 2012.

KIRAN, D. V.; NA, S.-J. Experimental studies on submerged arc welding process. **Journal of Welding and Joining**, v. 32, n. 3, p. 1–10, 2014.

KIRAN, D. V. et al. Arc behavior in two wire tandem submerged arc welding. **Journal of Materials Processing Technology**, v. 214, n. 8, p. 1546–1556, 2014.

KIRAN, D. V.; ALAM, S. A.; DE, A. Development of process maps in two-wire tandem submerged arc welding process of HSLA steel. **Journal of Materials Engineering and Performance**, v. 22, n. 4, p. 988–994, 2013.

KNYAZEVA, M.; POHL, M. Duplex Steels: Part I: Genesis, Formation, Structure. **Metallography, Microstructure, and Analysis**, v. 2, n. 2, p. 113–121, 2013.

KOTECKI, D. J. Ferrite control in duplex stainless steel weld metal. **Welding Research Supplement**, p. 273–278, 1986.

KOTECKI, D. J. Some pitfalls in welding of duplex stainless steels. **Soldagem & Inspeção**, v. 15, n. 4, p. 336–343, 2010.

KOTECKI, D. J.; SIEWERT, T. A. WRC-1992 constitution diagram for stainless steel weld metals : A modification of the WRC-1988 diagram. **Welding Reserch Supplement**,

p. 171–178, 1992.

KOU, S. **Welding metallurgy**. 2. ed. Wisconsin, Madison: Wiley-Interscience, 2003. v. 822

LANCASTER, J. F. The physics of welding. **Phys. Technol.**, v. 15, 1984.

LANCASTER, J. F. **Metallurgy of welding**. 6. ed. Cambridge, England: Abington Publishing, 1999.

LANGENOJA, M. Next generation high productivity submerged arc welding. 2012.

LANGENOJA, M.; KARLSSON, V. Ö. **Next generation high productivity submerged arc welding**. [s.l.] KTH Industrial Engineering and Management, 2012.

LIPPOLD, J. C.; KOTECKI, D. J. **Welding metallurgy and weldability of stainless steels**. Hoboken, New Jersey: Wiley-Interscience, 2005.

LIPPOLD, J. C.; SAVAGE, W. F. Solidification of austenitic stainless steel weldments: Part III--the effect of solidification behavior on hot cracking susceptibility. **Welding J.**, v. 61, n. 12, p. 388s–396s, 1982.

LISKEVYCH, O. **Calor imposto líquido : Um novo conceito para quantificação do aporte térmico em soldagem a arco**. [s.l.] Universidade Federal de Uberlândia, 2014.

LO, K. H.; SHEK, C. H.; LAI, J. K. L. Recent developments in stainless steels. **Materials Science and Engineering R**, v. 65, n. 4–6, p. 39–104, 2009.

LONDONO, A. J. R. **Precipitação de fases intermetálicas e austenita secundária na ZAC de soldagens multipasse de aços inoxidáveis duplex**. [s.l.] Escola Politécnica da Universidade de São Paulo, 2001.

LONDOÑO, A. J. R. **Estudo da precipitação de nitreto de cromo e fase sigma por simulação térmica da zona afetada pelo calor na soldagem multipasse de aços inoxidáveis duplex**. [s.l.] Escola Politécnica da Universidade de São Paulo, 1997.

MARQUES, P. V.; MODENESI, P. J.; BRACARENSE, A. Q. **Soldagem: fundamentos e tecnologia**. 3. ed. Belo Horizonte: UFMG, 2005.

MICHALSKA, J.; SOZAŃSKA, M. Qualitative and quantitative analysis of  $\sigma$  and  $\chi$  phases in 2205 duplex stainless steel. **Materials Characterization**, v. 56, n. 4–5, p. 355–362, 2006.

MODENESI, P. J. **Statistical Modelling of the Narrow Gap Gas Metal Arc Welding Process**. [s.l.] Cranfield Institute of Technology, 1990.

MODENESI, P. J.; MARQUES, P. V.; SANTOS, D. B. **Introdução à Metalurgia da Soldagem** Belo Horizonte, 2016.

MOHAMMADIJOO, M. **Development of a welding process to improve welded microalloyed steel characteristics**. [s.l: s.n.].

MOHAMMADIJOO, M. et al. Characterization of HAZ of API X70 microalloyed steel welded by cold-wire tandem submerged arc welding. **Metallurgical and Materials Transactions A: Physical Metallurgy and Materials Science**, v. 48, n. 5, p. 2247–2259, 2017a.

MOHAMMADIJOO, M. et al. Influence of cold-wire tandem submerged arc welding parameters on weld geometry and microhardness of microalloyed pipeline steels. **International Journal of Advanced Manufacturing Technology**, v. 88, n. 5–8, p. 2249–2263, 2017b.

MOHAMMADIJOO, M. et al. Evaluation of cold wire addition effect on heat input and productivity of tandem submerged arc welding for low-carbon microalloyed steels. **The International Journal of Advanced Manufacturing Technology**, v. 92, n. 1–4, p. 817–829, 6 set. 2017c.

MOHAMMED, G. et al. Effects of Heat Input on Microstructure, Corrosion and Mechanical Characteristics of Welded Austenitic and Duplex Stainless Steels: A Review. **Metals**, v. 7, n. 39, p. 18, 30 jan. 2017.

MRUCZEK, M. F. **Cold wire feed submerged arc welding**. Johnstown, PA: [s.n.].

NASSAU, L. VAN; MELKER, H.; HILKES, J. Welding duplex and super-duplex stainless steel. **Welding in the World**, v. 31, n. 5, p. 322–343, 1993.

NILSSON, J. O.; CHAI, G. **The physical metallurgy of DSS**. 8th Duplex stainless steels conference. **Anais...**Baune, France: 2010

NUNES, E. B. et al. Efeito da energia de soldagem sobre a microestrutura e propriedades mecânicas da zona afetada pelo calor de juntas de aço inoxidável duplex. **Soldagem e Inspecao**, v. 16, n. 3, p. 223–231, 2011a.

NUNES, E. B. et al. Efeito da energia de soldagem sobre a microestrutura e propriedades mecânicas da zona afetada pelo calor de juntas de aço inoxidável duplex. **Soldagem e Inspeção**, v. 16, n. 3, p. 223–231, 2011b.

OLSSON, J.; SNIS, M. Duplex - A new generation of stainless steels for desalination plants. **Desalination**, v. 205, n. 1–3, p. 104–113, 2007.

PERDIGÃO, S. DE C. Ciclos térmicos de soldagem. **Metalurgia - ABM**, p. 349–353, 1982.

POHL, M.; STORZ, O.; GLOGOWSKI, T. Effect of intermetallic precipitations on the properties of duplex stainless steel. **Materials Characterization**, v. 58, n. 1, p. 65–71, 2007.

RAMAKRISHNAN, M.; MUTHUPANDI, V. Application of submerged arc welding technology with cold wire addition for drum shell long seam butt welds of pressure vessel components. **International Journal of Advanced Manufacturing Technology**, v. 65, n. 5–8, p. 945–956, 6 mar. 2013.

RAMIREZ, A. J.; BRANDI, S. D.; LIPPOLD, J. C. Secondary austenite and chromium nitride precipitation in simulated heat affected zones of duplex stainless steels. **Science and Technology of Welding and Joining**, v. 9, n. 4, p. 301–313, 2004.

RAMIREZ, A. J.; LIPPOLD, J. C.; BRANDI, S. D. The relationship between chromium nitride and secondary austenite precipitation in duplex stainless steels. **Metallurgical and Materials Transactions A**, v. 34, n. 8, p. 1575–1597, 2003.

RIGDAL, B. S.; KARLSSON, L.; ÖSTGREN, L. **Synergic cold wire (SCW™) submerged arc welding - Application of a new cost efficient welding technique to stainless steels**. Svetsaren: 2002

ROLDÃO, A. M. B. **Estudo do efeito do aporte térmico nas propriedades mecânicas e microestruturais do aço inoxidável duplex UNS S 31803 em chapa grossa, soldado pelo processo GMAW**. [s.l.] Universidade Federal de Minas Gerais, 2010.

SIEURIN, H.; SANDSTRÖM, R. Austenite reformation in the heat-affected zone of duplex stainless steel 2205. **Materials Science and Engineering A**, v. 418, n. 1–2, p. 250–256, 2006.

TUŠEK, J. Mathematical modelling of melting rate in arc welding with a triple-wire electrode. **Journal of Materials Processing Technology**, v. 146, n. 3, p. 415–423, 2004.

TUŠEK, J.; SUBAN, M. High-productivity multiple-wire submerged-arc welding and cladding with metal-powder addition. **Journal of Materials Processing Technology**, v. 133, n. 1–2, p. 207–213, 2003.

VAROL, I. **Microstructure/property relationship in the weld heat-affected zone of duplex stainless steels**. [s.l.] The Ohio State University, 1992.

VASCONCELOS, R. C.; MACIEL, T. M.; GURGEL, J. M. A. M. Estudo teórico e experimental da condução de calor no processo de soldagem ao arco submerso. **Revista Eletrônica de Materiais e Processos**, v. 1, p. 01–13, 2009.

VERMA, J.; TAIWADE, R. V. Effect of welding processes and conditions on the microstructure, mechanical properties and corrosion resistance of duplex stainless steel weldments—A review. **Journal of Manufacturing Processes**, v. 25, p. 134–152, jan. 2017.

WENG, K. L.; CHEN, H. R.; YANG, J. R. The low-temperature aging embrittlement in a 2205 duplex stainless steel. **Materials Science and Engineering A**, v. 379, n. 1–2, p. 119–132, 2004.

YANG, Y. et al. The effect of large heat input on the microstructure and corrosion behaviour of simulated heat affected zone in 2205 duplex stainless steel. **Corrosion Science**, v. 53, n. 11, p. 3756–3763, 2011.

ZHANG, Z. et al. Investigation on microstructure evolution and properties of duplex stainless steel joint multi-pass welded by using different methods. **Materials and Design**, v. 109, p. 670–685, 2016.

ZHANG, Z. et al. Influence of microstructure and elemental partitioning on pitting corrosion resistance of duplex stainless steel welding joints. **Applied Surface Science**, v. 394, p. 297–314, 2017a.

ZHANG, Z. et al. Microstructural characterization and electron backscatter diffraction analysis across the welded interface of duplex stainless steel. **Applied Surface Science**, v. 413, p. 327–343, 2017b.

ZHANG, Z. et al. Microstructural characterization and electron backscatter diffraction analysis across the welded interface of duplex stainless steel. **Applied Surface Science**, v. 413, p. 327–343, 2017 b.