



UNIVERSIDADE FEDERAL DO RIO GRANDE DO NORTE  
CENTRO DE TECNOLOGIA (CT)  
CENTRO DE CIÊNCIAS EXATAS E DA TERRA (CCET)  
PROGRAMA DE PÓS-GRADUAÇÃO EM CIÊNCIA E  
ENGENHARIA DE MATERIAIS

## DISSERTAÇÃO DE MESTRADO

**Avaliação microestrutural de Zonas Parcialmente Diluídas  
obtidas por soldagem dissimilar empregando os metais de  
adição Inox 309L e Inconel 625**

William Constantino da Silva

Orientador:

Prof. Dr. -Ing. Augusto J. A. Buschinelli

Co-Orientador: Prof. Dr. Nicolau A. Castro

Dissertação n.º \_\_\_\_\_ /PPGCEM

Agosto de 2018

Natal - RN

William Constantino da Silva

**Avaliação microestrutural de Zonas Parcialmente Diluídas obtidas  
por soldagem dissimilar empregando os metais de adição Inox  
309L e Inconel 625**

Dissertação apresentada ao Programa de Pós-graduação em Ciência e Engenharia de Materiais da Universidade Federal do Rio Grande do Norte, como requisito para obtenção do título de Mestre em Ciência e Engenharia de Materiais.

Agosto de 2018

Natal - RN

Universidade Federal do Rio Grande do Norte - UFRN  
Sistema de Bibliotecas - SISBI  
Catalogação de Publicação na Fonte. UFRN - Biblioteca Central Zila Mamede

Silva, William Constantino da.

Avaliação microestrutural de Zonas Parcialmente Diluídas obtidas por soldagem dissimilar empregando os metais de adição Inox 309L e Inconel 625 / William Constantino da Silva. - 2019.

86 f.: il.

Dissertação (mestrado) - Universidade Federal do Rio Grande do Norte, Centro de Ciências Exatas e da Terra, Programa de Pós-Graduação em Ciência e Engenharia de Materiais. Natal, RN, 2018.

Orientador: Prof. Dr. Augusto José de Almeida Buschinelli.

Coorientador: Prof. Dr. Nicolau Apoena Castro.

1. Soldagem dissimilar - Dissertação. 2. MIG - Dissertação. 3. Caracterização microestrutural - Dissertação. I. Buschinelli, Augusto José de Almeida. II. Castro, Nicolau Apoena. III. Título.

RN/UF/BCZM

CDU 621.791-034.14

WILLIAM CONSTANTINO DA SILVA

**Avaliação microestrutural de Zonas Parcialmente Diluídas obtidas por soldagem dissimilar empregando os metais de adição Inox 309L e Inconel 625**

Dissertação apresentada ao Programa de Pós-graduação em Ciência e Engenharia de Materiais da Universidade Federal do Rio Grande do Norte, como requisito para obtenção do título de Mestre em Ciência e Engenharia de Materiais.

Aprovada em 06/08/2018.

BANCA EXAMINADORA

---

Presidente da Banca - Prof. Dr. Rubens Maribondo do Nascimento  
Departamento de Engenharia de Materiais – UFRN

---

Externo à Instituição – Dr<sup>a</sup>. Celina Leal Mendes da Silva  
Instituto Federal de Educação, Ciência e Tecnologia do Rio Grande do Norte - IFRN

---

Externo ao Programa - Prof. Dr. Nicolau Apoena Castro  
Departamento de Engenharia de Materiais - UFRN

---

Externo ao Programa - Prof. Dr. Meysam Mashhadikarimi  
Departamento de Engenharia de Materiais - UFRN

Com muito amor dedico este trabalho

Aos meus pais Josimir e Célia

Ao meu irmão Yan

A minha esposa Soraya

E ao meu filho Guilherme

## AGRADECIMENTOS

Considero esta seção uma complementação da capa, pois está relacionado aqueles que, mesmo de forma indireta e até mesmo sem conhecimento, ajudaram na composição dessa dissertação. Expresso aqui os meus sinceros agradecimentos:

Agradeço primeiramente a Deus, por me guiar, iluminar e conceder a graça de seguir em frente e realizar todos os meus objetivos.

A minha mãe, Maria Célia e ao meu pai, Josimir Constantino por tudo que sempre fizeram por mim, devo a eles toda a minha formação como pessoa.

A minha esposa, Soraya L. Andrade, que me apoiou durante toda minha jornada, sempre acreditando nos meus sonhos.

Ao meu filho Guilherme Constantino, que apesar da pouca idade é responsável pelo meu maior crescimento, que me inspira a cada dia a me superar cada vez mais.

Ao meu orientador, Prof. Dr. -Ing. Augusto J. A. Buschinelli, com muita admiração e respeito, pela inspiração criativa deste projeto e por conceder a mim a oportunidade de executá-lo; pela praticidade e objetividade da orientação desse trabalho e pelo crescimento pessoal e intelectual que me proporcionou.

Ao meu Co-orientador, Prof. Dr. Nicolau A. Castro, com muita admiração e respeito, pela disposição em me auxiliar, incentivo e por ter compartilhado comigo seu conhecimento.

Agradeço aos amigos do Laboratório de Soldagem e Inspeção LS&I – UFRN, Rafael e Gudson, por toda paciência, dedicação e disposição em me ajudar.

Ao bolsista do Laboratório de Caracterização dos Materiais LCM – UFRN e amigo Wellington pela colaboração e trabalho prestado.

A CAPES pelo auxílio financeiro.

A todos aqueles que direta ou indiretamente contribuíram para a realização deste sonho.

“A mais longa jornada começa com  
um simples passo”. (Lao Tse)

Constantino, W. S. Avaliação microestrutural de Zonas Parcialmente Diluídas obtidas por soldagem dissimilar empregando os metais de adição Inox 309L e Inconel 625 [dissertação de mestrado]. Natal: Programa de Pós-Graduação em Ciência e Engenharia de Materiais, Universidade Federal do Rio Grande do Norte; 2018.

## RESUMO

Visando investigar a influência nas Zonas Parcialmente Diluídas (ZPD), do aporte térmico e do metal de adição empregado, o presente trabalho propõe avaliar o perfil metalúrgico dessa região interfacial, empregando Inconel 625 e Inox 309L como metais de adição, depositados pelo processo MIG em aço baixo carbono. No entanto, para que a soldagem de revestimento atinja o seu propósito, deve-se garantir, durante seu processamento revestimentos com baixa diluição, porém, a obtenção de revestimentos com alta diluição, visa avaliar a influência deste parâmetro na interface do revestimento com o substrato. Portanto, mudanças na velocidade de soldagem foram propostas, com o intuito de obter revestimentos com características metalúrgicas distintas, de modo a influenciar na interação substrato/revestimento e obter diferentes percentuais de diluição. As soldas foram depositadas sobre chapas com 200 X 100 X 10 mm, formando corpos de prova com uma camada de revestimento, formado por três cordões do metal. Para cada metal de adição utilizado, duas condições de energia de soldagem foram impostas, 1536 J/mm e 550 J/mm. Desses corpos de prova foram retiradas amostras para preparação metalográfica, seguida de análise via microscopia óptica, microscopia eletrônica de varredura com emissão de campo e ensaio de microdureza. Os resultados mostraram uma relação direta entre as espessuras das ZPD's com os metais de adição empregados, de modo que os revestimentos utilizando o Inox 309L apresentaram ZPD's mais espessas, quando comparadas com as ZPD's dos revestimentos produzidos com o Inconel 625. Para ambos os metais de adição, maiores velocidades de soldagem contribuíram para maiores percentuais de diluição, como consequência de uma menor área de reforço formada no componente revestido. Outro resultado importante foi evidenciado com análises de microdureza, onde foi possível observar um aumento considerável nos valores de dureza na região interfacial, mais precisamente nas zonas parcialmente diluídas (ZPD) e nas zonas termicamente afetadas (ZTA) adjacentes à linha de fusão.

**Palavras-chave:** Soldagem dissimilar, MIG, caracterização microestrutural e microdureza.

Constantino, W. S. Microstructural evaluation of Partially Mixed Zones (PMZ) obtained by dissimilar welding using the alloys 309L stainless steel and Inconel 625 as a filler metals of claddings at steels SAE 1020 [master's\_dissertation]. Natal: Programa de Pós-Graduação em Ciência e Engenharia de Materiais, Universidade Federal do Rio Grande do Norte; 2018.

### ABSTRACT

In order to investigate the influence on Partially Mixed Zones (PMZ), of the heat input and the filler metals employed, the present work is predicted for the metallurgical profile of interfacial regions, using alloy Inconel 625 filler metals and 309L stainless steel filler metal, both deposited by the GMAW process on low carbon steel. However, for cladding to achieve its intended purpose, during the cladding process with low dilution, the choice of cladding with high dilution should be ensured to evaluate this parameter at the interface of the substrate with the cladding. Therefore, changes in the welding speed, to obtain claddings with different metallurgical characteristics, to influence the substrate / cladding interaction and to obtain several percentages of dilution. The welds were deposited on specimens of 200 x 100 x 10 mm, forming test pieces with one cladding layer, formed by three weld beads. For each filler metal used, two heat input of welding were imposed, 1500 J / mm and 550 J / mm. From these specimens were removed for analysis of the metallography, followed by analysis by optical microscopy, scanning electron microscopy with field emission gun and microhardness test. The results are a direct indication between the PMZ thicknesses and the filler metals employed, so that claddings using 309L stainless steel presented thicker PMZ when compared to PMZ cladding produced with Inconel 625. For both filler metals, higher welding speed contributed to higher dilution percentages, because of a smaller reinforcement area formed in the in the cladding. Another important result was evidenced by microhardness analysis, where it was possible to observe a considerable increase in the hardness values in the interfacial region, more precisely in the Partially Mixed Zones (PMZ) and in the Heat-Affected Zones (HAZ) closest to the fusion line.

**Keywords:** Cladding, GMAW, microstructural characterization and microhardness.

## LISTA DE FIGURAS

Figura 1. (a) Macrografia da secção transversal de um revestimento depositado por soldagem TIG com a liga Inconel 625 (b) Micrografia da ZF do Inconel 625 (c) Interface do Inconel 625 e o MB (d) Micrografia da ZTA. ....	19
Figura 2 - Descrição genérica do processo MIG/MAG. ....	21
Figura 3 - Posições longitudinais da tocha. ....	23
Figura 4 – Diagrama de Graville adotado pela AWS para a definição do método a usar na prevenção de trincas a frio. ....	26
Figura 5. Diagrama de Equilíbrio Ferro-Cromo. ....	30
Figura 6. Diagrama Fe-Cr-Ni evidenciando a faixa de temperatura e composições que formam a fase sigma. ....	31
Figura 7 - Diagrama de Schaeffler. ....	32
Figura 8 - Diagrama de DeLong. ....	32
Figura 9 - Regiões de uma junta soldada. ....	33
Figura 10 - Representação esquemática da formação de contornos do tipo II quando o metal de solda austenítico se solidifica em contato com o metal de base ferrítico. ....	35
Figura 11 – Esquema da diluição em uma solda de revestimento com passe único. Aumento da difusão entre os elementos do metal de base e do metal de adição em função do aumento do nível de diluição. (a) Devido a menor penetração do cordão depositado tem-se um menor percentual de diluição; (b) Devido a maior penetração do cordão depositado tem-se um maior percentual de diluição. ....	38
Figura 12. – Micrografia da região interfacial de uma soldagem dissimilar com destaque para a formação da ZPD. ....	39
Figura 13. Modelo esquemático da região de fusão mostrando regiões de uma solda heterogênea. ....	41
Figura 14 – Micrografia da região interfacial de uma soldagem dissimilar com destaque para a formação da Zona Parcialmente Diluída (ZPD) tipo “praia”. ....	42
Figura 15 - Micrografia da região interfacial de uma soldagem dissimilar com destaque para a formação da ZPD tipo baía ou península. ....	43
Figura 16 - Micrografia da região interfacial de uma soldagem dissimilar com destaque para a formação da Zona Parcialmente Diluída tipo ilha, onde se observa uma fração do substrato em meio a massa do revestimento soldado. ....	43
Figura 17 – Micrografia apresentando uma camada de martensita observada na região interfacial entre o revestimento e o metal de base, empregando o aço inoxidável 309L (a) e o Inconel 625 (b). ....	44
Figura 18 - Fluxograma experimental adotado para avaliação dos revestimentos da liga Inconel 625 e Inox 309L. ....	45
Figura 19 – Corte do substrato durante a preparação para a deposição dos revestimentos pelo processo MIG. ....	46
Figura 20 (a) – Bancada e equipamentos empregados na realização dos ensaios. Tocha de soldagem (1), sistema de deslocamento da tocha de soldagem (2), bancada de ensaios (3), sistema de refrigeração (4), fonte de soldagem (5) e sistema tracionador de arame (6). ....	47
Figura 21 - Deposição do revestimento Inconel 625 e Inox 309L através da soldagem MIG utilizando o TARTÍLOPE V1. ....	49
Figura 22 - Revestimentos soldados pelo processo MIG. Em I e II têm-se os revestimentos de Inconel 625 em passe triplo com Vs de 3,125 mm/min (I) e 8,7 mm/min (II); em III e IV têm-se os revestimentos de Inox 309L em passe triplo com Vs de 3,125 mm/min (III) e 8,7 mm/min (IV). ....	50

Figura 23 - Macrografia da seção transversal do revestimento depositado em três passes, utilizada para avaliação geométrica e cálculo da diluição. Onde, (AR) é a área de reforço e (AP) área de penetração.....	51
Figura 24 - Fotografia da amostra embutida em baquelite para caracterização estrutural da região de interface (ZL).....	52
Figura 25 - Diagrama de Graville com identificação da zona onde se encontra o aço SAE 1020. ....	55
Figura 26 - Diagrama de Schaeffler para a soldagem dissimilar empregando os metais de adição Inconel 625 e Inox 309L, depositados sobre o aço SAE 1020. ....	56
Figura 27 – Medições das ZPD's dos revestimentos com auxílio do software ImageJ. (a) ZPD de menor espessura na interface do Inconel 625 com $V_s = 8,7$ mm/s; (b) ZPD de maior espessura na interface do Inconel 625 com $V_s = 3,125$ mm/s; (c) ZPD de menor espessura na interface do Inox 309L com $V_s = 8,7$ mm/s; (d) ZPD de maior espessura na interface do Inox 309L com $V_s = 3,125$ mm/s. ....	57
Figura 28 - Imagem da interface Inconel 625/substrato, evidenciando a ZTA no MB; $V_s = 8,7$ mm/s; Ampliação 50X, ataque com Nital 5%.....	63
Figura 29 - Imagem da interface Inox 309L/substrato, evidenciando a ZTA no MB; $V_s = 8,7$ mm/s; ampliação 50X; ataque com Nital 5%. ....	63
Figura 30 – Imagem da interface ao longo da solda dissimilar Inconel 625/substrato, evidenciando a ZL e os microconstituintes na ZTA do MB; $V_s = 8,7$ mm/s; ampliação 500X; ataque Nital 5%. ....	64
Figura 31- Imagem da interface ao longo da solda dissimilar Inox 309L/substrato, evidenciando a ZL e os microconstituintes na ZTA do MB; $V_s = 8,7$ mm/s; ampliação 500X; ataque Nital 5%. ....	65
Figura 32 - Imagem da interface ao longo da solda dissimilar Inconel 625/substrato, evidenciando a ZPD tipo “praia” ao longo da LF; $V_s = 8,7$ mm/s; ampliação 1000X; ataque Nital 5%. ....	66
Figura 33 - Imagem da interface ao longo da solda dissimilar Inox 309L/substrato, evidenciando a ZPD tipo “praia” ao longo da LF; $V_s = 8,7$ mm/s; ampliação 200X; ataque Nital 5%. ....	66
Figura 34 - Imagem da interface ao longo da solda dissimilar Inconel 625/substrato, evidenciando a ZPD tipo “península” ao longo da LF; $V_s = 8,7$ mm/s; ampliação 500X; ataque Nital 5%. ....	67
Figura 35 - Imagem da interface ao longo da solda dissimilar Inox 309L/substrato, evidenciando a ZPD tipo “península” ao longo da LF; $V_s = 8,7$ mm/s; ampliação 500X; ataque Nital 5%. ....	67
Figura 36 - Imagem da interface ao longo da solda dissimilar Inconel 625/substrato, evidenciando a ZPD tipo “ilha” ao longo da LF; $V_s = 8,7$ mm/s; ampliação 200X; ataque Nital 5%.....	68
Figura 37 - MO da interface ao longo da solda dissimilar Inox 309L/substrato, evidenciando a ZPD tipo “ilha” ao longo da LF; $V_s = 8,7$ mm/s; ampliação 1000X; ataque Nital 5%.....	68
Figura 38 –MEV-FEG da interface da LF da solda dissimilar Inconel 625/substrato. $V_s = 3,125$ mm/s. Ampliação: 1000X. Ataque: Nital 5%. (a) ZPD tipo “península”; (b) EDS da área relacionando os elementos Fe, Ni e Cr; (c) EDS da região para o Fe; (d) EDS da área para o Ni; (e) EDS da área para o Cr.....	70
Figura 39 - MEV-FEG da interface da LF da solda dissimilar Inconel 625/substrato. $V_s = 8,7$ mm/s Ampliação: 1000X. Ataque: Nital 5%. (a) ZPD tipo “praia”; (b) EDS da área relacionando os elementos Fe, Ni e Cr; (c) EDS da região para o Fe; (d) EDS da área para o Ni; (e) EDS da área para o Cr.....	71

Figura 40 – MEV-FEG da interface da LF da solda dissimilar Inox 309L/substrato.  $V_s = 3,125$  mm/s Ampliação: 1000X. Ataque: Nital 5%. (a) ZPD tipo “ilha”; (b) EDS da área relacionando os elementos Fe, Ni e Cr; (c) EDS da região para o Fe; (d) EDS da área para o Ni; (e) EDS da área para o Cr..... 72

Figura 41 - MEV-FEG da interface da LF da solda dissimilar Inox 309L/substrato.  $V_s = 8,7$  mm/s Ampliação: 1000X. Ataque: Nital 5%. (a) ZPD tipo “praia”; (b) EDS da área relacionando os elementos Fe, Ni e Cr; (c) EDS da região para o Fe; (d) EDS da área para o Ni; (e) EDS da área para o Cr..... 73

## **Lista de Tabelas**

Tabela 1 - Composição química dos materiais empregados.....	45
Tabela 2 - Parâmetros de deposição empregados para a produção dos revestimentos de Inconel 625 e Inox 309L.....	49
Tabela 3 - Valores de microdureza da amostra revestida com Inox 309L e Vs 3,12mm/s. ....	59
Tabela 4 - Valores de microdureza da amostra revestida com Inox 309L e Vs 8,7 mm/s. ....	59
Tabela 5 - Valores de microdureza da amostra revestida com Inconel 625 e Vs 3,12mm/s. ....	61
Tabela 6 - Valores de microdureza da amostra revestida com Inconel 625 e Vs 8,7 mm/s. ....	60

## LISTA DE SÍMBOLOS

AISI	<i>American Iron and Steel Institute</i>
AP	Área de Penetração
ASM	<i>American Society Materials</i>
ASTM	<i>American Society for Testing and Materials</i>
AWS	<i>American Welding society</i>
CCC	Cubo de corpo Centrado
CE	Carbono Equivalente
CFC	Cubo de Face Centrado
EDS	<i>Energy Dispersive Spectrometry</i>
Es	Energia de Soldagem
FCAW	<i>Flux Cored Arc Welding</i>
GMAW	<i>Gas Metal ArcWelding</i>
Is	Corrente de soldagem
LF	Linha de Fusão
MAG	<i>Metal Active Gas</i>
MA	Metal de Adição
MB	Metal Base
MS	Metal de Solda
MIG	<i>Metal Inert Gas</i>
NBR	Norma Brasileira Regulamentadora
SAE	<i>Society American Engineer</i>
TIG	<i>Tungsten Inert Gas</i>
Va	Velocidade de alimentação do arame
Vs	Velocidade de soldagem
ZF	Zona de Fusão
ZL	Zona de Ligação
ZPD	Zona Parcialmente Diluída
ZPM	Zona Parcialmente Misturada
ZTA	Zona Termicamente Afetada
$\delta$	Espessura da Zona Parcialmente Diluída
$\gamma$	Matriz do Níquel
$\eta$	Rendimento do processo

# SUMÁRIO

1. INTRODUÇÃO .....	16
2. REVISÃO BIBLIOGRÁFICA .....	18
2.1 INCONEL .....	18
2.2 AÇOS INOXIDÁVEIS.....	19
2.3. PROCESSOS DE SOLDAGEM.....	20
2.3.1. Soldagem MIG .....	20
2.3.2 Variáveis do Processo de Soldagem MIG .....	21
2.3.3 Soldabilidade dos Aços .....	23
2.3.4 Soldagem de Revestimento .....	26
2.3.5 Soldagem dissimilar de aço carbono com ligas de níquel e/ou aços inoxidáveis. 28	
2.3.6 Diagramas de Equilíbrio .....	29
2.3.7 Diagramas Constitucionais Empíricos .....	31
2.4 METALURGIA DA SOLDAGEM .....	33
2.4.1 Zona Fundida.....	33
2.4.2 Região de Transição e a Linha de Fusão .....	34
2.4.3 Diluição .....	36
3.4.4 Zonas Parcialmente Diluídas (ZPD) .....	39
3.4.5 Formação das ZPD's .....	40
3.4.6 Características das ZPD's.....	41
3. MATERIAIS E MÉTODOS .....	45
3.1 CARACTERIZAÇÃO DOS MATERIAIS UTILIZADOS .....	45
3.1.1. Preparação das Amostras.....	46
3.1.2 Equipamentos e o Procedimento de Soldagem MIG .....	47
4. RESULTADOS E DISCUSSÃO.....	54
4.1 GEOMETRIA DOS CORDÕES E DILUIÇÃO .....	54
4.2 MICRODUREZA.....	59
4.3.3. Discussão Geral.....	76
5. CONCLUSÕES .....	79
6. SUGESTÕES PARA TRABALHOS FUTUROS .....	81
REFERÊNCIAS.....	82

## CAPÍTULO I

### 1. INTRODUÇÃO

Aços carbono convencionais têm sido amplamente empregados com os aços inoxidáveis e as ligas de níquel na construção e manutenção de vários componentes da indústria do petróleo, alimentícia e de energia. Satisfazendo condições severas de serviços em atmosferas corrosivas e de resistência mecânica (SUN *et al*, 1994).

Uma potencial redução nos custos de produção, pode ser obtido pela aplicação de ligas de elevado valor e propriedades de desempenho superior às superfícies de componentes, permanecendo os aços na base ou estrutura de tais componentes. As propriedades superficiais superiores elevam o tempo médio entre falhas, principalmente àquelas relacionadas a processos de desgaste e corrosão (ANTOSZCZYSZYN, 2014).

Aços inoxidáveis austeníticos, tais como o Inox 309L, são os materiais mais utilizados nos revestimentos obtidos por soldagem em aços baixa liga. Entretanto, diante da necessidade de uma maior proteção anticorrosiva dos componentes, derivada do transporte e armazenamento de substâncias com maior poder de corrosão e toxicidade, o uso de materiais mais resistentes à essas atmosferas têm sido justificados, tais como a superliga de níquel Inconel 625 (AGUIAR, 2010).

A soldagem de revestimento empregando metais com características estruturais distintas, é caracterizado pelas diferenças nas concentrações de elementos químicos e mudanças microestruturais ao longo da secção transversal do componente revestido, resultando em grandes alterações nas propriedades mecânicas. Trata-se de um procedimento de soldagem mais complexo, além dos desafios usualmente encontrados nos processos de união empregando metais similares (Sun *et al*, 1994).

Camadas revestidas obtidas pelo processo de soldagem é realizado sob a influência de um aporte térmico de um metal fundido em elevadas temperaturas, que, por consequência, promovem alterações de ordem metalúrgicas e que devem ser avaliadas em cada caso, para cada material. Como resultado, mudanças nas propriedades do material, nem sempre desejáveis ou aceitáveis, podem ocorrer na

região interfacial do componente soldado. A maioria destas mudanças são consequências das reações que ocorrem durante a solidificação e resfriamento do metal de adição depositado e de sua microestrutura final. Assim, o entendimento desses fenômenos metalúrgicos, torna-se de grande importância dentro das diversas áreas que envolvem os processos de soldagem (Sun *et al*, 1994).

O presente trabalho tem por objetivo analisar a região interfacial, ao longo da zona de ligação, de revestimentos obtidos por soldagem com os metais de adição dissimilares Inconel 625 e Inox 309L, depositados sobre um substrato de aço SAE 1020, apresentando diferentes percentuais de diluição em função do aporte térmico empregado, bem como do metal de adição depositado.

Com relação aos objetivos específicos, o presente trabalho visa:

- i. Avaliar aspectos geométricos e metalúrgicos de revestimentos, empregando os metais dissimilares Inconel 625 e Inox 309L, depositados sobre substratos de aço SAE 1020;
- ii. Analisar e identificar possíveis regiões de fragilização, correlacionando com valores de microdureza ao longo da secção transversal da região de interface substrato/revestimento;
- iii. Avaliar a formação das ZPD's, bem como as variáveis de processo diretamente relacionadas com estas regiões, resultantes da interação metalúrgica de metais dissimilares no processo de soldagem de revestimento;
- iv. Avaliar a influência do metal de adição sobre a espessura das ZPD's;
- v. Avaliar a relação do percentual de diluição em função da velocidade de soldagem e do metal de adição empregado;
- vi. Analisar a microestrutura da ZTA.

## CAPÍTULO II

### 2. REVISÃO BIBLIOGRÁFICA

#### 2.1 INCONEL

Os principais elementos de liga que compõem a superliga Inconel 625 são o níquel, cromo e molibdênio. Em 1950 houve o primeiro desenvolvimento da liga, sendo a primeira aplicação comercial datada de 1962 (EISELSTEIN E TILLACK, 1991). O Inconel 625 tem como principais características a excelente resistência mecânica, à corrosão e boa soldabilidade; sendo amplamente empregado em atmosferas agressivas com elevadas tensões de trabalho, submetendo os componentes ao carregamento cíclico, mas principalmente em ambientes fortemente corrosivos (SPM, 2018).

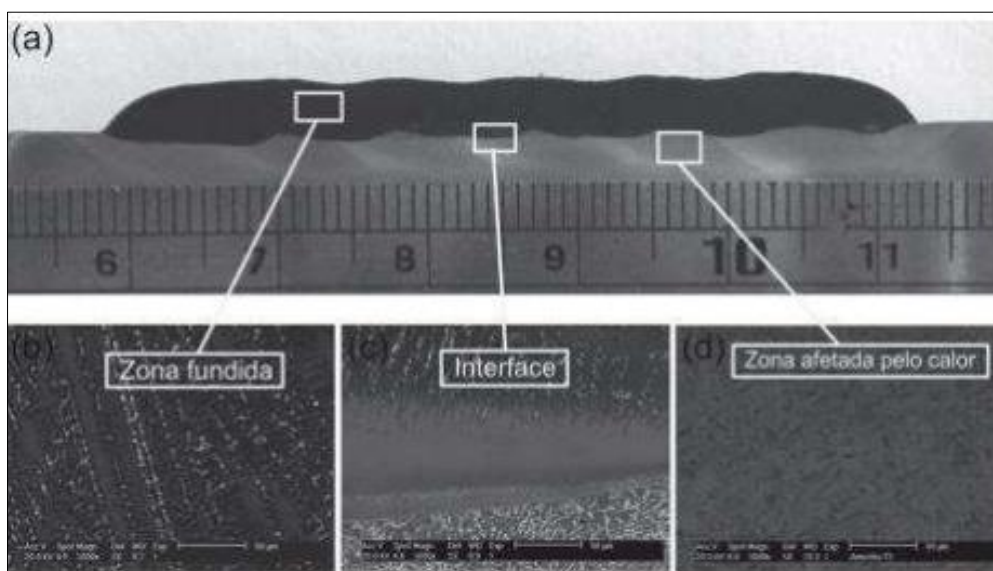
A faixa composicional do metal de solda em termos percentuais da classificação ERNiCrMo-3 conforme o ASME II é de 61% de níquel, 22% de cromo, 9% de molibdênio, 3,5% de nióbio e tântalo. O metal de adição dessa classificação também é usado para soldagem similares de ligas Ni-Cr-Mo, como também na soldagem dissimilar empregando ligas de níquel depositadas sobre substratos de aços. Recomenda-se esse metal de adição em aplicações cujas temperaturas de serviço vão desde temperaturas criogênicas a altas temperaturas, em torno de 540°C (FILHO, 2007).

Sendo o Inconel 625 uma solução sólida de matriz FCC. Deve-se, principalmente ao processo de solubilização o qual essa liga é submetida após sua manufatura, a formação de carbeto do tipo MC e M<sub>6</sub>C (com altos teores de níquel, nióbio e molibdênio). Adicionalmente, aparece no material solubilizado e exposto a baixas temperaturas o carboneto de cromo M<sub>23</sub>C<sub>6</sub> (SPM, 2018).

Segundo SILVA et al (2012), as excelentes características apresentadas pelo Inconel 625 devem-se, especialmente, aos elevados percentuais de elementos de liga, tais como o níquel (60%), cromo (20%), molibdênio (9%); em contrapartida com percentuais baixos de ferro e carbono, propiciando ao Inconel propriedades de resistência à corrosão localizada, principalmente em componentes submetidos a

soldagem, uma vez que ocorre a redução na precipitação do ferro nos contornos de grão. A Figura 1 apresenta os perfis micro e macroestruturais de uma camada de revestimento com Inconel 625 como metal de adição, pode-se observar em (a) a macrografia da secção transversal da interface entre o metal de base e o revestimento soldado, em (b) a micrografia do Inconel 625 na região da zona fundida, em (c) a interface entre o revestimento Inconel 625 e o metal de base e em (d) a zona termicamente afetada (ZTA).

Figura 1. (a) Macrografia da secção transversal de um revestimento depositado por soldagem TIG com a liga Inconel 625 (b) Micrografia da ZF do Inconel 625 (c) Interface do Inconel 625 e o MB (d) Micrografia da ZTA.



Fonte: SILVA et al. (2012, p.4).

## 2.2 AÇOS INOXIDÁVEIS

Os aços inoxidáveis são ligas de ferro com teores de cromo superiores a 10,5% em peso (SILVA, 2005). A adição desse elemento confere propriedades de resistência à corrosão superior aos aços carbono em vários meios onde esses materiais são empregados. Para atingirem a condição que os torna inoxidáveis, os aços inoxidáveis formam um filme de óxido de pequena espessura à superfície do metal, invisível e aderente (ASM HANDBOOK, 2002).

A adição de elementos de liga visa conferir aos aços inoxidáveis propriedades como resistência à corrosão, resistência mecânica, além de outras. Enquanto alguns

são adicionados intencionalmente, outros são inerentes do processo de obtenção das ligas (SMITH 1981).

Os aços inoxidáveis austeníticos incluem, principalmente, ligas Fe-Cr-Ni, que apresentam, em sua maioria, cerca de 18% de cromo e 10% de níquel. Apresentam estrutura predominantemente austenítica, não sendo endurecíveis por tratamento térmico (MODENESI, 2001).

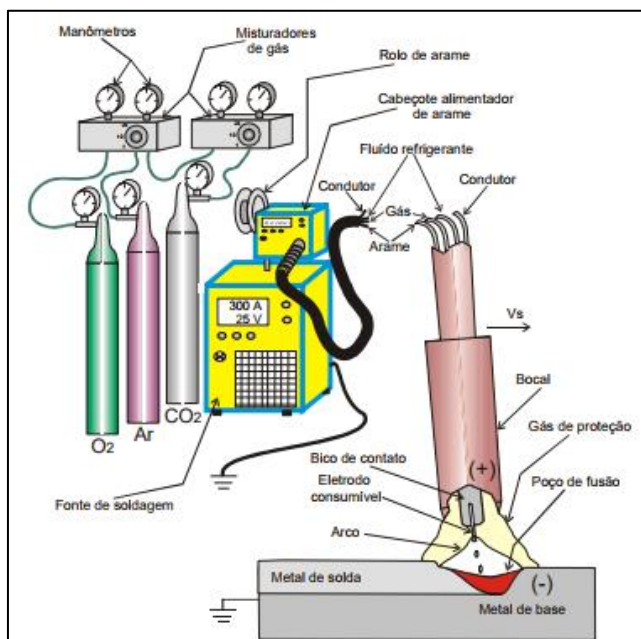
## **2.3. PROCESSOS DE SOLDAGEM**

### **2.3.1. Soldagem MIG**

Soldagem é um processo de fabricação, do grupo dos processos de união, que visa o revestimento, a manutenção e/ou a união de materiais, em escala atômica, com ou sem o emprego de pressão e/ou com ou sem a aplicação de calor (BARRA, 2003).

O processo MIG/MAG (Metal Inerte Gas/Metal Active Gas), GMAW (Gas Metal Arc Welding) ou, ainda, "Soldagem a Arco Metálico com Atmosfera Gasosa (SAMG)", observado esquematicamente na Figura 2, é um processo de soldagem, por fusão, caracterizado pela abertura e manutenção do arco elétrico entre o metal de base (poça de fusão quando em regime) e o metal de adição (arame maciço alimentado continuamente). Como o arame/eletrodo não apresenta revestimento (comum no processo Eletrodo Revestido) torna-se necessário à inserção de uma proteção gasosa (inerte "MIG" ou ativa "MAG"), externa, suprida com pressão e vazão adequadas. Tal inserção é justificada na necessidade de, ao mesmo tempo, viabilizar a proteção da gota metálica e da poça de fusão contra a atmosfera vizinha ao arco voltaico e, além disso, auxiliar na formação e manutenção do arco elétrico (BARRA, 2003).

Figura 2 - Descrição genérica do processo MIG/MAG.



Fonte: BARRA (2003).

### 2.3.2 Variáveis do Processo de Soldagem MIG

Maior sensibilidade a mudanças dos parâmetros elétricos operacionais do arco de soldagem é uma das principais limitações do processo MIG, influenciando diretamente na qualidade do cordão de solda depositado, além da necessidade de um maior rigor no ajuste de parâmetros para obtenção de determinadas características para o cordão de solda. A determinação destes parâmetros é dificultada pela forte interdependência destes e por sua influência no resultado final da operação (MARQUES, 2009).

A correta utilização do processo MIG dependerá do perfeito entendimento de como as diversas variáveis envolvidas na operação de soldagem podem influenciar na estabilidade do arco e na qualidade final do depósito (BARRA, 2003).

Dentre as inúmeras variáveis empregadas nos procedimentos de soldagens MIG as principais são a corrente de soldagem ( $I_s$ ), tensão de soldagem ( $U_s$ ), velocidade de soldagem ( $V_s$ ), extensão livre do eletrodo (*stick out*), a proteção gasosa e o ângulo de soldagem (SMAT, 1986; BARBEDO, 2011).

No procedimento de soldagem a corrente de soldagem ( $I_s$ ) influencia diretamente na penetração do metal de adição sobre o substrato, na energia de soldagem, na transferência metálica, em aspectos geométricos e qualitativos do cordão de solda. No processo MIG a corrente de soldagem tem relação direta com a

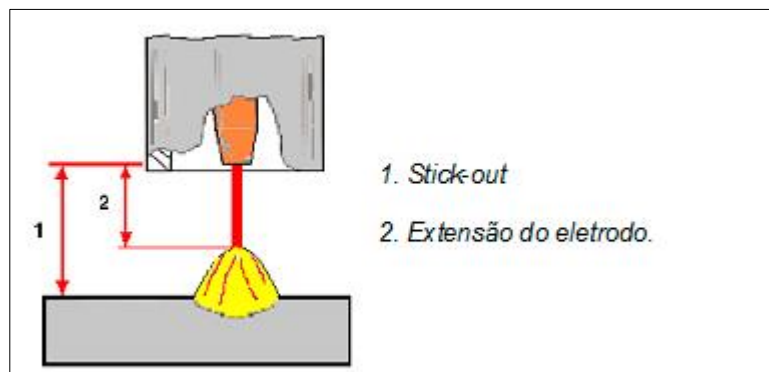
velocidade de alimentação do arame, logo quando a velocidade de alimentação é alterada, a corrente de soldagem varia na mesma proporção e sentido (MARQUES, 2009).

A Tensão de soldagem ( $U_s$ ) exerce grande influência no comprimento do arco, no modo de transferência de metal e no formato do cordão. Para altos valores de  $U_s$  obtêm-se em maiores espessuras do cordão depositado e tendência a formação de respingos. Para baixos valores de  $U_s$ , a transferência por curto-circuito é favorecida e instabilidade do arco também é mais intensa. Esta, por sua vez, facilita a absorção de gases da atmosfera, que pode resultar em porosidade ou outros problemas associados (MARQUES, 2009).

A velocidade de soldagem ( $V_s$ ) é representada pela taxa linear em que o arco se move ao longo da junta soldada. Ela influencia a energia de soldagem e, assim, a quantidade de calor cedido à peça; controlando também o tamanho do cordão e a penetração, sendo uma variável independente da intensidade de corrente (BARBEDO, 2001; MARQUES, 2009; PONTES, 2012).

O “Stick out” (Figura 3), é considerado como a distância entre o último ponto de contato elétrico, que geralmente é a do bico de contato da tocha e a extremidade do arame em contato com o arco. Quanto maior for essa distância, maior será o aquecimento do arame por efeito Joule e, portanto, menor a corrente necessária para fundir o arame, mantida a velocidade de alimentação. Inversamente, quanto maior o “stick out”, maior a taxa de deposição e instabilidade do arco voltaico, se mantida a corrente de soldagem (BARBEDO, 2001; MARQUES, 2009; PONTES, 2012).

Figura 3 - Desenho esquemático do arco elétrico.

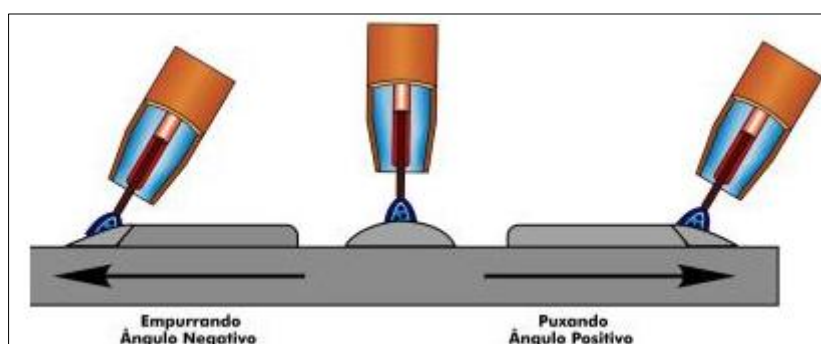


Fonte: ESAB (2005).

A vazão de gás protetor deve ser tal que proporcione uma proteção eficiente contra a contaminação do arco e da solda pela atmosfera. Em geral, quanto maior a corrente, maior a poça de fusão e a área a proteger e, portanto, maior vazão necessária. Na soldagem MIG os gases inertes que são utilizados, podem ser o argônio e o hélio, misturas dentro de um controle também são admitidas. Não ocorre nenhuma reação metalúrgica entre o gás inerte e a poça de fusão, tendo apenas o gás inerte a função de proteger as regiões soldadas perante a atmosfera externa e no auxílio da abertura e manutenção do arco voltaico (CAMPOS, 2005; COSTA, 2008; MARQUES, 2009).

Os aspectos geométricos do cordão de solda: largura, altura e penetração, são fortemente influenciados pelo ângulo de soldagem. De acordo com a direção da soldagem, o cordão produzido pela tocha torna-se mais ou menos espesso, aumentando ou não a penetração. Conforme apresentado na Figura 4; no procedimento de soldagem onde se tem o tracionamento da solda, a alimentação do arame é realizada no sentido oposto ao do deslocamento do arco, proporcionando uma maior taxa de transferência de calor para a peça, elevando a penetração para ângulos de até 25°. Em condições de empurrar a solda, a tocha é posicionada de forma que o arame é alimentado no mesmo sentido do deslocamento do arco, proporcionando uma redução na penetração e o surgimento de cordões de solda mais largos e planos (PONTES, 2012).

Figura 4 - Posições longitudinais da tocha.



Fonte: ESAB (2005)

### 2.3.3 Soldabilidade dos Aços

São vários os problemas decorrentes do processo de soldagem dos aços, dentre os quais destacam-se um decréscimo na tenacidade das zonas termicamente

afetadas ou na zona fundida, bem como o surgimento de trincas induzidas pelo hidrogênio; associados a estes, observa-se a formação de uma estrutura de grãos grosseiros e o surgimento de trincas de solidificação em materiais contaminados ou no processo de soldagem com a formação de martensita na soldagem para baixos aportes térmicos, ou com altos aportes térmicos. Erros na seleção dos consumíveis ou na execução do projeto resultam em problemas de trincas, ausência de fusão, porosidade, mordeduras, corrosão, dentre outros. Uma solução adequada seria que o revestimento soldado apresentasse boas propriedades mecânicas de ductilidade, tenacidade, resistência à fadiga e à corrosão uniformes ao longo do revestimento e propriedades similares às do metal de base. Na grande maioria dos procedimentos de soldagem, sua produção está associada ao uso de calor e/ou deformação plástica, resultando em uma estrutura metalúrgica diferente entre o metal de adição (MA) e o metal de base (MB). Visando evitar tais problemas, torna-se necessário o conhecimento dos respectivos problemas que os materiais, principalmente os aços, apresentam ao serem soldados. Para isso, deve-se considerar as variáveis de material, onde os MA e MB são fortemente influenciados; de projeto e dos parâmetros de soldagem, de modo a entender como essas variáveis afetam e influenciam na vida em serviço do componente revestido por soldagem (MODENESI, 2008).

Uma correta seleção dos níveis críticos de dureza tomarão por base resultados mensurados principalmente através de cálculos de carbono equivalente (CE). Para os aços carbono ou baixa liga em geral, fórmulas de carbono equivalente são comumente usadas para estimar a necessidade de cuidados especiais na sua soldagem. No processo de soldagem, o CE é empregado de modo a assimilar como os diferentes elementos de liga afetam o parâmetro de dureza do componente soldado, sendo este, diretamente ligado ao conceito de soldabilidade. As adições de carbono e outros elementos de liga, tais como manganês, molibdênio, cromo, silício, vanádio, cobre e níquel, tendem a aumentar a dureza, a temperabilidade e diminuir a soldabilidade. Cada um destes elementos tendem a influenciar na dureza e na soldabilidade do aço em diferentes magnitudes, no entanto, faz-se necessário um método de comparação para julgar a diferença de dureza entre as duas ligas feitas de diferentes elementos de liga (BRUNEAU *et al.*, 1998; GINZBURG *et al.*, 2000). Existem algumas equações para o cálculo do CE, sendo as mais comumente empregadas a da American Welding Society (AWS) e da International Institute of Welding (IIW).

Segundo a AWS, para percentuais de CE superiores à 0,40 existe uma condição propícia à formação de trincas na ZTA de componentes soldados.

$$CE_{AWS} = \%C + \left(\frac{\%Mn+\%Si}{6}\right) + \left(\frac{\%Cr+\%Mo+\%V}{5}\right) + \left(\frac{\%Ni+\%Cu}{15}\right) \quad (\text{Eq. 1})$$

Outra equação é a de Dearden e O'Neill, que foi adotada pelo IIW em 1967 (LANCASTER, 2013). Esta equação tem sido considerada adequada para a previsão de temperabilidade em uma grande variedade de aços-C e aços C-Mn, mas não para aços ARBL ou aços Cr-Mo baixa-liga. A equação é definida da seguinte forma:

$$CE_{IIW} = \%C + \left(\frac{\%Mn}{6}\right) + \left(\frac{\%Cr+\%Mo+\%V}{5}\right) + \left(\frac{\%Ni+\%Cu}{15}\right) \quad (\text{Eq. 2})$$

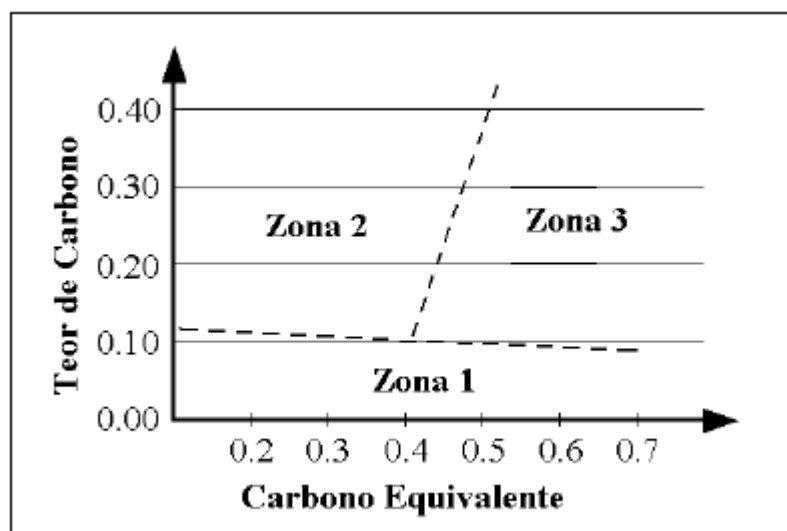
A Japan Welding Engineering Society (JWES) adotou o parâmetro de metal crítico (PCM) para trincas por soldagem, que foi baseada no trabalho de Ito e Bessyo:

$$CE_{PCM} = \%C + \left(\frac{\%Si}{30}\right) + \left(\frac{\%Cr+\%Mn+\%Cu}{20}\right) + \left(\frac{\%Ni}{60}\right) + \left(\frac{\%Mo}{15}\right) + \left(\frac{\%V}{10}\right) + 5B \quad (\text{Eq. 3})$$

O CE deve ser calculado preferencialmente para a composição real do aço. Não conhecendo essa composição química, os teores máximos na faixa da especificação do material devem ser considerados por critérios de segurança, tendo em vista que cada elemento químico contribuirá de modo a suscetibilizar o componente soldado à fenômenos deletérios durante e após o processo de soldagem. Um MB é considerado facilmente soldável com o processo SMAW quando  $CE < 0,40$ . Acima deste nível, cuidados especiais são necessários. Processos de soldagem de baixo hidrogênio devem ser usados e pode ser necessário pré-aquecer a junta. Quando  $CE > 0,60$ , deve-se usar pré-aquecimento para juntas com espessura acima de 20 mm. Quando  $CE > 0,90$ , um pré-aquecimento a uma temperatura elevada é absolutamente necessário para todos os casos, exceto para juntas de muito pequena espessura (MODENESI, 2011).

Conforme apresentado na Figura 5 pelo diagrama de Graville, existem três regiões que estão relacionadas à fenômenos de trincas a frio, tendo como parâmetros os percentuais de carbono e resultados de carbono equivalente (CE), para metais empregados nos procedimentos de soldagem.

Figura 5 – Diagrama de Graville adotado pela AWS para a definição do método a usar na prevenção de trincas a frio.



Fonte: *Welding Handbook* (1998).

A soldagem de metais cuja combinação entre o teor de carbono e o CE localizam-se na Zona 1, esta, não se submete à fenômenos de trincas a frio, exceto para teores elevados de hidrogênio. Portanto, apresentando boa soldabilidade.

Na Zona 2 os metais encontram-se mais susceptíveis à fenômenos de trincas a frio em comparação aos situados na Zona 1, e, desse modo, apresentando média soldabilidade. Uma metodologia de controle dos níveis de dureza torna-se necessário para a obtenção de uma microestrutura não susceptível ao trincamento a frio.

Os metais situados na Zona 3 apresentam elevada temperabilidade, sendo assim, fenômenos de trincamentos a frio são bastante recorrentes (WANG, 1993; KOU, 2003).

### 2.3.4 Soldagem de Revestimento

A soldagem de revestimento é a técnica pela qual se deposita, sobre um substrato, uma camada com propriedades especiais. A soldagem de revestimento não tem por objetivo unir duas peças, mas sim proporcionar ao material de base

características especiais através da deposição, por soldagem, de um revestimento sobre o substrato (AWS, 1991).

A nomenclatura soldagem de revestimento usualmente está relacionada com a deposição de uma camada relativamente espessa de um metal de adição com finalidade de proporcionar em sua superfície, uma resistência à corrosão, ao desgaste e restauração dimensional; mantendo as propriedades físicas, químicas e metalúrgicas do metal de base na transição de juntas de metais dissimilares (ASM, 1993).

Segundo SALVINO (2013), revestimentos obtidos por soldagem são caracterizados pela composição variável e por uma cinética de solidificação que influenciam na microestrutura do depósito. A soldagem de revestimento pode ser definida como a deposição sobre uma superfície metálica (substrato) de um metal dissimilar (revestimento); visando a obtenção de propriedades distintas às do substrato (LINNERT, 1995). Essa soldagem pode ter diversas aplicações, como na reconstrução de determinado componente, para reparo na forma ou ajuste dimensional (BARRA et al., 1998), endurecimento superficial para aumento da resistência ao desgaste (LIMA, 2008), amantecimento de superficial de um metal de base (ELIAS, 2013), ou ainda a modificação química da camada superficial do material de base visando a obtenção de propriedades dissimilares (SILVA, 2010).

Na soldagem de revestimento com metais dissimilares a geometria do cordão tais como, reforço, largura e penetração da solda tornam-se fatores importantes na avaliação dos parâmetros do processo, assim como a diluição. Desse modo, um alto valor de diluição torna-se prejudicial ao desempenho do revestimento pela influência negativa do metal de base, menos nobre que o metal de adição, sobre as propriedades finais do material depositado (SANTOS, 2012).

A taxa de diluição é a principal variável na distinção entre os processos de soldagem de revestimento e por união, ou seja, a quantidade em termos volumétricos do metal de adição que penetra no metal de base durante o procedimento de soldagem na formação da zona fundida. Na soldagem por união tem-se uma profunda penetração do metal de adição no metal de base; diferentemente da soldagem de revestimento, cujo o objetivo é obter uma superfície no metal de base com propriedades que não são constituídas em sua essência através de uma ou mais camadas do metal de adição, formando assim um revestimento (PONTES, 2012; PESSOA, 2009).

### **2.3.5 Soldagem dissimilar de aço carbono com ligas de níquel e/ou aços inoxidáveis**

Existe uma grande facilidade na soldagem de aços carbono comuns e aços microligados com os aços inoxidáveis austeníticos. A utilização desses materiais como metais de adição é conhecida pelo elevado percentual de elementos de liga dos mesmos, de modo que a seleção desses têm o propósito de produzir depósitos capazes de acomodar a diluição do carbono proveniente do substrato, evitando uma sensibilidade estrutural à nucleação e propagação de trincas, possibilitando sua utilização em quaisquer dos processos de soldagem por fusão (PALANI, 2006) e (MURUGAN, 2007).

Segundo PALANI (2006) e MURUGAN (2007), define-se a soldagem de revestimento de aços carbono com aços inoxidáveis, como sendo a deposição de camadas do metal dissimilar sobre superfícies de aços carbono ou aços de baixa liga visando a obtenção de revestimentos com propriedades anticorrosivas. Considerando que o valor dos aços inoxidáveis é, aproximadamente dez vezes maior que o valor dos aços carbono, uma das principais vantagens deste processo relaciona-se ao fato de que camadas anticorrosivas podem ser produzidas a um menor custo, a partir de matérias primas mais baratas, como os aços carbono. Além disso, a utilização da soldagem como processo de fabricação contribui para um processo mais rápido e dinâmico, diminuindo os custos finais dos componentes com material, mão-de-obra e tempo.

Existe a susceptibilidade ao surgimento de trincas devidas à solidificação nas ligas de níquel, sendo uma ocorrência clássica em metais e ligas nas quais a solidificação ocorra sob a forma austenítica primária. Essas susceptibilidades a falhas associam-se à presença de fases líquidas nos contornos de grãos ao longo durante o processo de solidificação, promovendo a diminuição da tensão de escoamento (ASM, 1993) e (GOULD, 2010).

Durante a solidificação na soldagem, em virtude dos diferentes valores de solubilidade, existe a formação de fases segregadas que podem gerar fases com baixo ponto de fusão, favorecendo a ocorrência de fenômenos de trincas durante o processo de solidificação. Elementos químicos tais como o enxofre e fósforo, aumentam as chances da ocorrência de trincas de solidificação em diversas ligas, como consequência da convergência em aumentar o intervalo de temperatura de

solidificação. Estes elementos que tendem a segregar no líquido durante o processo de solidificação, atuando de modo a diminuir a energia na interface sólido-líquido, provocando um espalhamento dos filmes líquidos ao longo dos contornos de grãos e gerando tensões residuais durante o procedimento de soldagem, desse modo, aumentando a probabilidade das trincas de solidificação, com o emprego de metais de adição à base de níquel (BUSO, 1999) e (GOULD, 2010).

Segundo FERRIERE *et al.* (2006), o emprego de metais dissimilares no procedimento de soldagem de revestimento sobre aços-C, representam uma boa solução para os problemas na elaboração de componentes que combinam altos níveis de propriedades mecânicas com boas propriedades anticorrosivas. Conforme proposto por KANNAN e MURUGAN (2006), em relação às propriedades dos revestimentos empregando metais dissimilares, as características desejadas do material depositado apresentam, de forma geral, razoável resistência, boa soldabilidade dos mesmos com o substrato e boas propriedades anticorrosivas.

Conforme exposição anterior, uma das grandes metas da soldagem de revestimento está na obtenção de cordões de solda de acordo com a geometria desejada, esse fator se dá sempre com o ajuste adequado do procedimento de soldagem para tal finalidade. Além do mais, no caso de revestimentos de aços carbono com aços inoxidáveis e/ou ligas de níquel, observa-se uma forte influência do percentual de diluição nas propriedades e na qualidade final dos revestimentos. Do mesmo modo, como o grande propósito deste processo está na união de materiais dissimilares, ou seja, materiais com diferenças nas suas composições químicas, existe a possibilidade do comprometimento das propriedades mecânicas e anticorrosivas desse componente em função da mistura dos elementos presentes no substrato com os elementos do metal de adição, o que inviabilizaria este tipo de abordagem. Assim sendo, o controle do percentual da diluição se mostra como um dos mais importantes requisitos da soldagem de revestimento de metais dissimilares (GOMES, 2010).

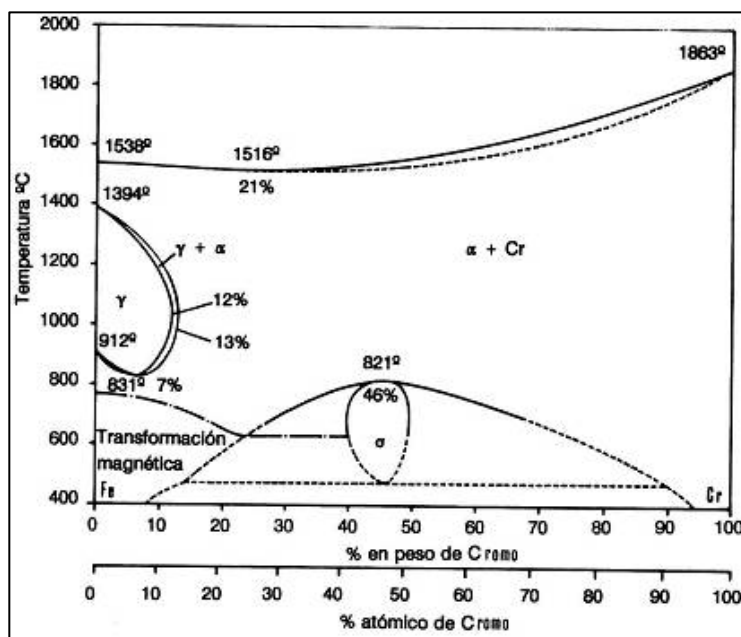
### **2.3.6 Diagramas de Equilíbrio**

Em metalurgia físico-química, diagramas de equilíbrio representam condições onde as taxas de aquecimento e de resfriamento são extremamente baixas, ou seja, próximas ao equilíbrio. Nos processos de soldagem, todavia, têm-se taxas de resfriamento extremamente altas. Desse modo, desvios nos diagramas de equilíbrios

são esperados. Estes desvios devem aparecer, por exemplo, durante a solidificação, na forma de fenômenos de transformação em resfriamentos rápidos, ou na completa ausência destes (FOLKHARD, 1984).

No diagrama de equilíbrio Fe-Cr da Figura 6, observa-se que a formação da ferrita- $\delta$  (CCC) se inicia com o processo de solidificação. O Cromo por ser o elemento alfa-gênico, atua de modo a estabilizar a ferrita- $\delta$  para teores superiores a 13% em peso, restringindo o campo de austenítico ( $\gamma$ ). Para temperaturas abaixo dos 850 °C, atinge-se o ponto de formação da fase- $\sigma$  no diagrama de equilíbrio em ligas com percentuais de cromo variando de 20 – 70%, quando expostas a temperaturas entre 500 e 850°C. Devido aos altos teores de cromo, a fase- $\sigma$  começa se a precipitar a partir da ferrita- $\delta$  em temperaturas próximas de 820°C (PADILHA, 1994).

Figura 6. Diagrama de Equilíbrio Ferro-Cromo.

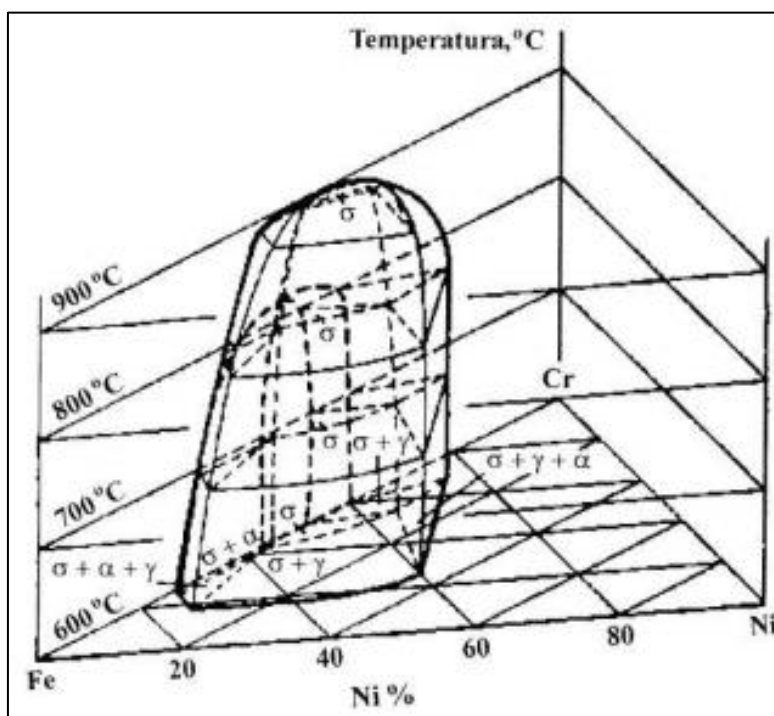


Fonte: KUBASCHEWSKI apud FOLKHARD (1984).

Sistemas ternários Fe-Cr-Ni melhor descrevem a susceptibilidade à formação da fase sigma de alguns aços e ligas, tais como os aços inoxidáveis austeníticos e as ligas de níquel, por possuírem níquel em sua composição. Desse modo, analisando este diagrama na Figura 7, observa-se que basicamente quatro fases sólidas são formadas neste sistema. Três são soluções sólidas: austenita ( $\gamma$ ), com estrutura cristalina (CCC); ferrita ( $\alpha$  ou  $\delta$ ), também com estrutura CCC e  $\alpha'$  (que não é ilustrada nesse diagrama), também CCC, porém rica em Cr. A quarta fase sólida é a fase  $\sigma$ ,

presente para percentuais de Cr cada vez crescentes, porém, deixando de existir para frações crescentes de Ni. Os diagramas binários Fe-Ni e Cr-Ni não formam fase- $\sigma$  (FERREIRA, 2009).

Figura 7. Diagrama Fe-Cr-Ni evidenciando a faixa de temperatura e composições que formam a fase sigma.



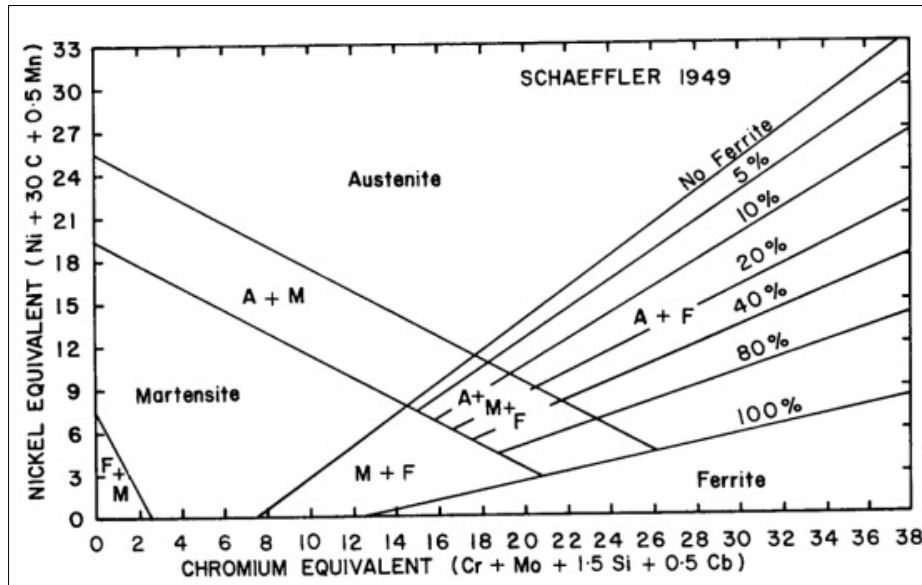
Fonte: Padilha (2002).

### 2.3.7 Diagramas Constitucionais Empíricos

A razão entre os elementos cromo e níquel, bem como a velocidade de resfriamento não são os únicos fatores que influenciam a estrutura do revestimento soldado. Os outros elementos que constituem os metais de adição empregados como revestimento depositados sob o substrato também afetam a estabilidade relativa das fases. Pode-se diferenciar estes elementos em alfacênicos (estabilizadores da ferrita), tais como Cr, Mo, Si, Nb e Al e gamagênicos (estabilizadores de austenita), tais como Ni, C, N e Mn. A influência desses elementos na formação de uma fase ou outra é, em geral, expresso em termos de cromo e níquel equivalentes, de modo que suas combinações estão representadas em diagramas constitucionais empíricos. O diagrama de Schaeffler, torna possível a previsão da microestrutura da zona fundida

tendo como base a composição química da liga, não se restringindo aos aços inoxidáveis austeníticos, Figura 8 (MODENESI, 2001).

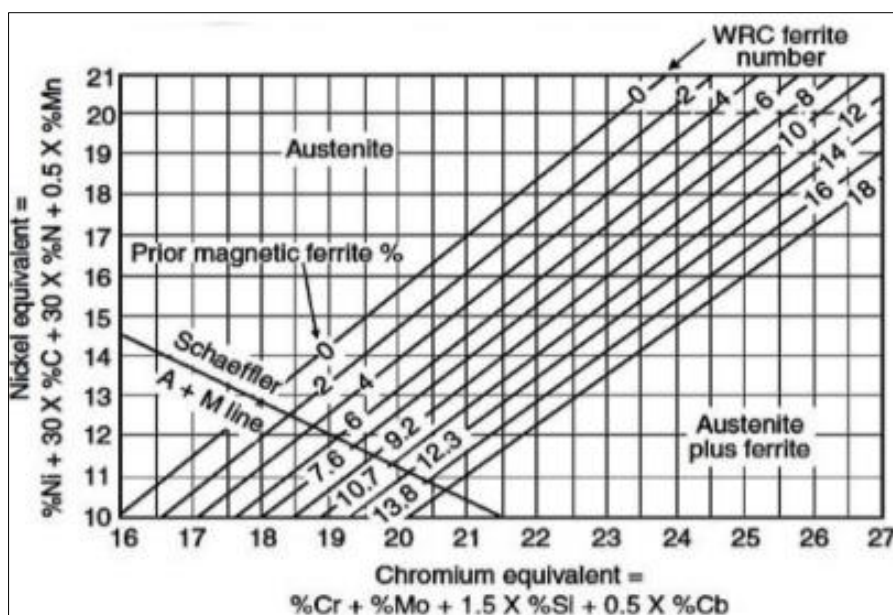
Figura 8 - Diagrama de Schaeffler.



Fonte: MODENESI (2001).

O diagrama de DeLong é uma ferramenta similar ao diagrama de Schaeffler, diferindo-o em considerar o efeito do nitrogênio, cuja a influência está em estabilizar a austenita, Figura 9.

Figura 9 - Diagrama de DeLong.

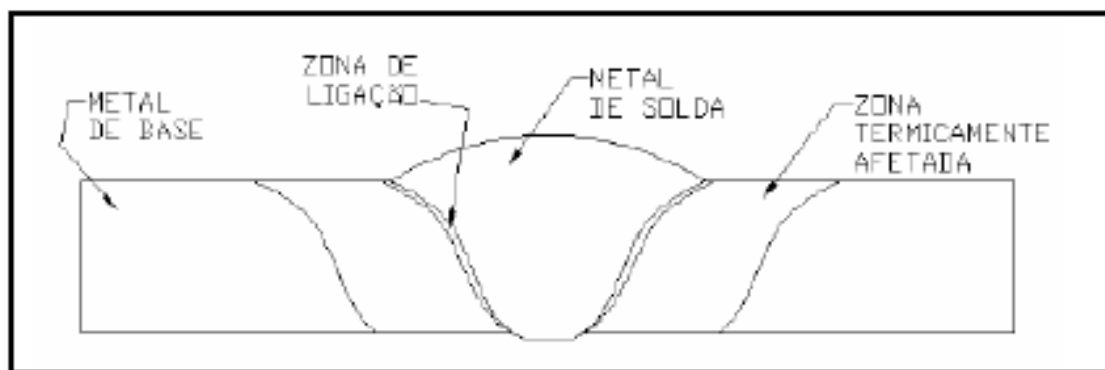


Fonte: MODENESI (2001).

## 2.4 METALURGIA DA SOLDAGEM

No processo de soldagem de revestimento de materiais metálicos, tem-se a formação de regiões características que se formaram devido principalmente ao processamento, características e interação desses materiais. Na Figura 10, tem-se a representação das três principais regiões características de componentes submetidos ao processo de soldagem: zona fundida (ZF), zona termicamente afetada (ZTA) e a zona de ligação (ZL); que representa a interface entre a zona fundida e a zona termicamente afetada.

Figura 10 - Regiões de uma junta soldada.



Fonte: CAMPOS (2005).

### 2.4.1 Zona Fundida

Denomina-se solidificação um fenômeno de transformação de fases que se rege pelos princípios da nucleação e crescimento de um sólido através do avanço da interface sólido-líquido. Ao longo dos anos, correlações entre os processos de soldagem e fundição têm sido amplamente empregados. Desse modo, são aplicados à solidificação do metal de solda muitos dos princípios fundamentais de fundição, tais como nucleação, crescimento, segregação, instabilidade da interface, dentre outros (EASTERLING, 1991; FOLKHARD, 1988; KOU, 2003; NELSON e LIPPOLD, 1999).

A nucleação e posterior crescimento de partículas sólidas, caracterizam o modo de formação da microestrutura em metais e ligas metálicas em momentos sucessivos de tal modo que aspectos cinéticos, térmicos, químicos e termodinâmicos estão fortemente relacionados (REIS, 2009).

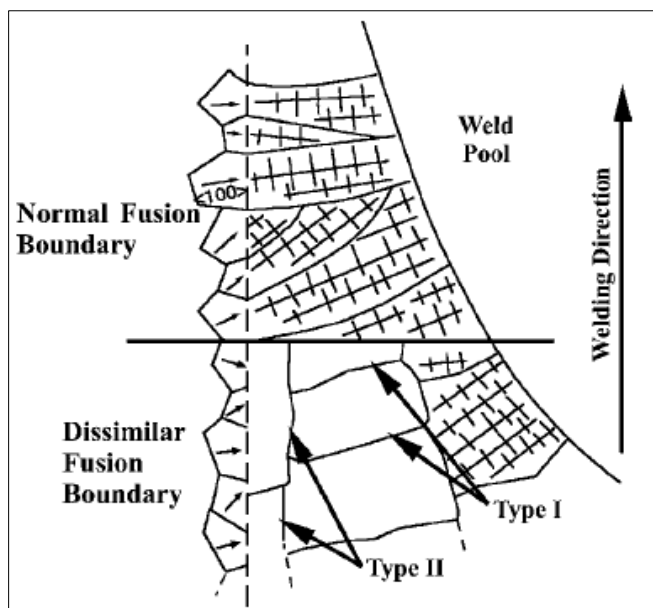
### 2.4.2 Região de Transição e a Linha de Fusão

Segundo KOU (2003), características metalúrgicas dos metais de adição e dos substratos sofrem grande influência e são alteradas devido o ciclo térmico imposto pelo arco voltaico. Uma dessas mudanças é observada com a formação da zona termicamente afetada (ZTA). Esta, sofre grandes transformações relacionadas ao aumento no tamanho dos grãos, que se deve ao fluxo térmico no procedimento de soldagem.

A evolução microestrutural ao longo da linha de fusão em soldas com metais dissimilares pode ser bastante complexa. Em situações na qual o substrato é ferrítico e o metal de solda é austenítico, normalmente o crescimento epitaxial pode ser suprimido. Isso pode resultar na formação de contornos do tipo II, que correm aproximadamente paralelos a linha de fusão. Estes se contrastam com os contornos do tipo I, que resultam do crescimento colunar de grãos do substrato no metal de adição, e são orientados aproximadamente perpendiculares à linha de fusão (PAN *et al.*, 1990).

Um esquema da formação na linha de fusão de uma solda é mostrado na Figura 11 em condições “normais” (superior) e a situação em que o substrato e o metal adição têm diferentes estruturas cristalinas (CCC versus CFC) na região de solidificação.

Figura 11. Representação esquemática da formação de contornos do tipo II quando o metal de solda austenítico se solidifica em contato com o metal de base ferrítico.



Fonte: NELSON et al. (2000)

É possível observar que limites distintos estão presentes nas diferentes soldas, os contornos do tipo I ficam mais ou menos perpendiculares à linha de fusão (ao longo da direção de solidificação original) e os contornos do tipo II paralelos à linha de fusão. Os contornos do tipo II não existem sob condições normais de solidificação em que o substrato e os metais de adição apresentam composições similares (NELSON *et al.*, 1999).

Os contornos do tipo II são de interesse especial devido um considerável número de ocorrências de falhas em serviço, às vezes denominado “descolamento”, tem sido associado a eles. Como mostrado na Figura 11, um contorno do tipo II é essencialmente um contorno que corre aproximadamente paralelo à linha de fusão, mas localizado a uma curta distância (alguns microns) na zona de ligação. Segundo NELSON *et al.* (2000), o mecanismo de formação de contornos do tipo II em revestimentos de aços ferríticos com metais austeníticos (CFC), ocorre quando no substrato (aço baixa liga) existe ferrita  $\delta$  à temperatura em que a liga do revestimento (CFC) se solidifica. Este mecanismo suprime a nucleação epitaxial normal ao longo da linha de fusão, sendo necessária a nucleação heterogênea do metal de adição austenítico.

No resfriamento, com a solidificação, o substrato de aço carbono muda seu arranjo cristalino de ferrítico para austenítico nas adjacências da linha de fusão.

Desse modo, a linha de fusão, anteriormente uma interface CCC muda para CFC, tornando-se uma região com considerável discrepância de orientação. A linha de fusão torna-se então um limite de alta energia. A mudança no arranjo cristalino na região de fronteira promovida pelo revestimento de níquel (CFC) a uma curta distância é impulsionada pelo gradiente de temperatura, de composição química e pela energia de deformação produzida por diferenças nos parâmetros de rede entre a liga CFC do revestimento e o parâmetro de rede CFC do substrato. Esta transformação, é então travada quando o metal de adição esfria e a migração cessa (NELSON *et al.*, 2000).

### 2.4.3 Diluição

Dentre os fenômenos que apresentam influência sobre os revestimentos aplicados por soldagem, pode-se citar a diluição.

A diluição é um dos principais fatores que afetam a qualidade e as propriedades dos revestimentos resistentes à corrosão aplicados por soldagem (BRANDIM *et al.*, 1999; ZEEMANN, 2003; MURUGAN e PALMAR, 1997; BRANTIS e TREVISAN, 1993; SILVA *et al.*, 2004; CROOK, 1993; WILSON *et al.*, 1987).

A diluição é um efeito de mudança na composição química do metal de solda e do metal de base misturados entre si, ocasionados pelo calor e por processos de convecção do metal líquido (CANTARIN, 2011).

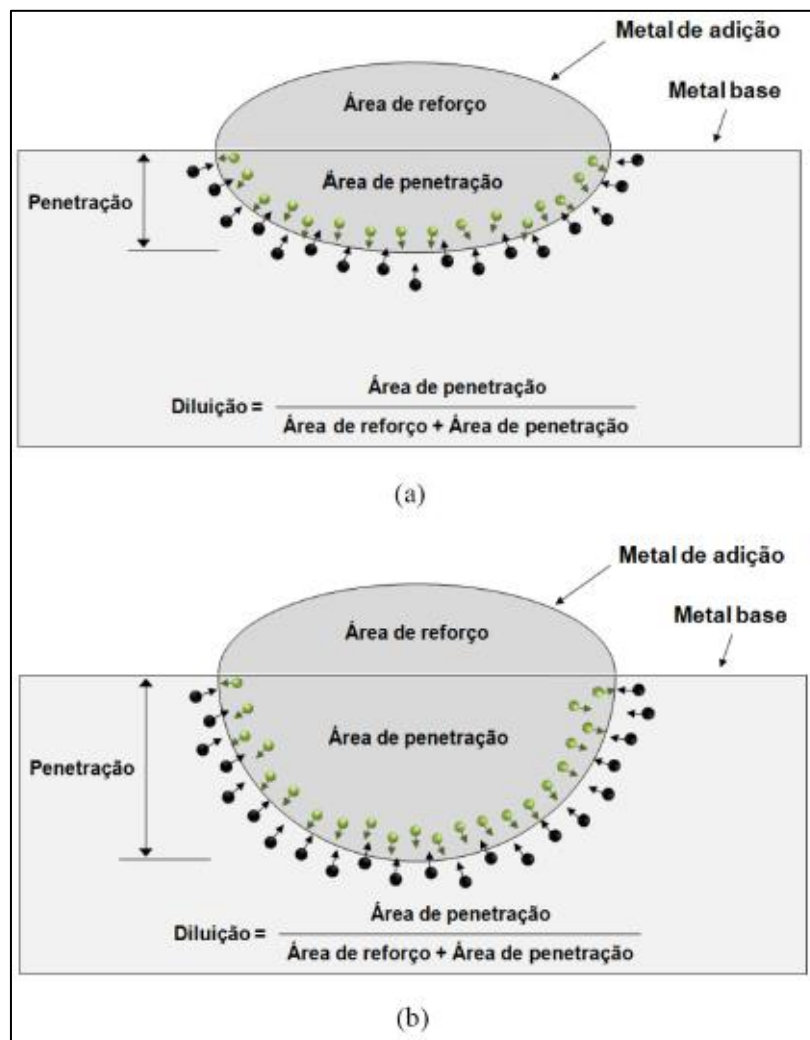
Na soldagem de revestimento, como são utilizadas ligas com características diferentes, o produto obtido após a soldagem de revestimento por fusão será composto pela composição química intermediária entre as duas ligas, o substrato e o metal de adição. A composição final do depósito e suas propriedades irão depender das composições e propriedades individuais de cada liga e da mistura que acontecerá entre elas durante a fusão. A Figura 12 mostra de maneira simples e esquemática um único cordão de solda depositado sobre um substrato de composição química diferente. O grau de mistura ilustrado nesse caso é definido como a porcentagem de diluição, D (DuPONT e MARDER, 1996).

Técnicas de controle da diluição têm sido amplamente empregadas como ferramenta de otimização em revestimentos soldados. Um método comumente utilizado é a de restringir o elemento prejudicial ao desempenho do revestimento. Em ligas NiCrMo percentuais de até 5% de ferro nas camadas superficiais têm sido considerados desejáveis em aplicações de revestimento, em vista disso, consumíveis com percentuais de ferro inferiores a 2%, têm sido propostos como vantajosos na

obtenção de revestimentos soldados com porcentagens inferiores a 5% de ferro na superfície (GITTO e GOOCH, 1996).

Conforme a ilustração da Figura 12, a diluição é uma variável a ser controlada que se encontra intimamente ligada na relação entre a penetração do metal depositado e área da seção transversal do cordão de solda. Assim, incrementos na penetração têm como consequências o aumento na fração das chamadas zonas parcialmente diluídas (ZPD's) no componente soldado, deste modo, favorecendo uma maior difusão entre os elementos presentes na composição química dos respectivos materiais empregados na soldagem dissimilar. Observa-se na Figura 12, que a união de metais dissimilares e, conseqüentemente, com composições químicas diferentes tende a difundir elementos entre o substrato e o metal de adição, podendo resultar na formação de novos compostos, conforme Figura 12 (a). Sendo assim, conforme apresentado na Figura 12 (b), para maiores penetrações, a diluição aumenta proporcionalmente, bem como a interface entre os materiais também aumenta, resultado de uma maior difusão entre os elementos (GOMES, 2010).

Figura 12 – Esquema da diluição em uma solda de revestimento com passe único. Aumento da difusão entre os elementos do metal de base e do metal de adição em função do aumento do nível de diluição. (a) Devido a menor penetração do cordão depositado tem-se um menor percentual de diluição; (b) Devido a maior penetração do cordão depositado tem-se um maior percentual de diluição.



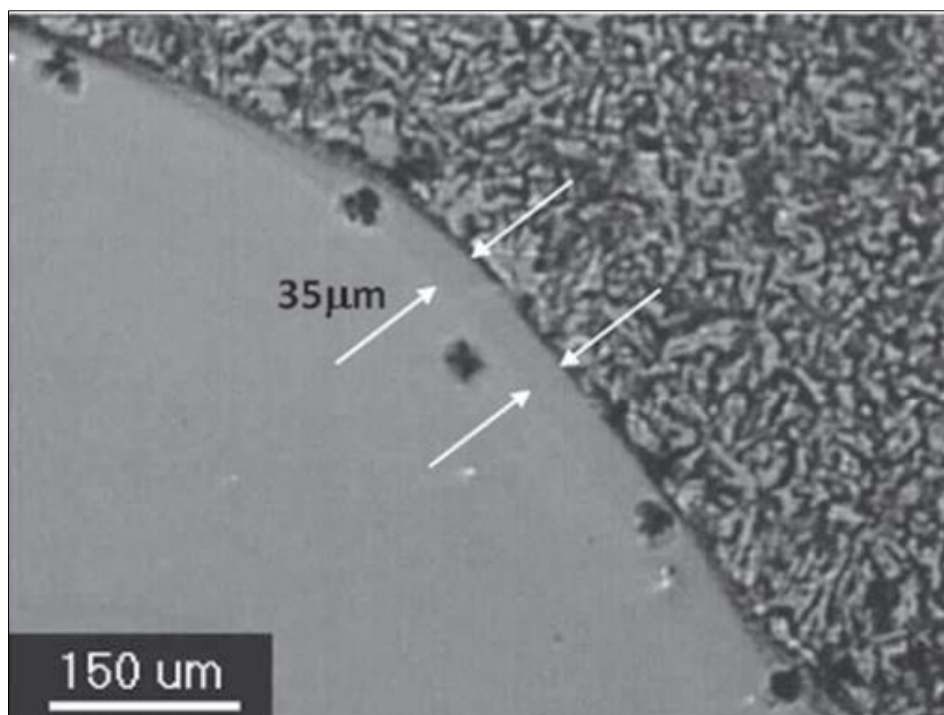
Fonte: GOMES (2010).

Com baixos valores de diluição, a composição final do revestimento depositado por soldagem será próxima da composição do metal de adição com propriedades resistentes à corrosão, sendo assim as propriedades desejadas do revestimento serão mantidas (DuPONT e MARDER, 1996). Sempre é importante ressaltar que deverá existir uma quantidade mínima de diluição requerida para que exista união metalúrgica entre o revestimento soldado e o metal de base. A diluição mínima recomendada é de 10 a 15% (MURUGAN e PARMAR, 1997).

### 3.4.4 Zonas Parcialmente Diluídas (ZPD)

Na soldagem empregando metais dissimilares, na interface que se forma ao longo da Zona de Ligação (ZL) observa-se a formação de regiões descontínuas em pequenas frações de ordem micrométrica, duras e frágeis. Estas apresentam uma variação composicional química específica e intermediária entre o substrato e o revestimento, denominadas de Zonas Parcialmente Diluídas (ZPD). A presença desta fica evidenciada no momento do ataque químico para revelar a microestrutura na região soldada, podendo, deste modo, provocar alterações das propriedades mecânicas na interface da junta com metais dissimilares. Na Figura 13, se vê a presença da ZPD na ZL (CANTARIN, 2011).

Figura 13. Micrografia da região interfacial de uma soldagem dissimilar com destaque para a formação da ZPD.



Fonte: SILVA (2010).

Metalurgicamente, o processo de obtenção de revestimentos dissimilares empregando metais ferríticos/austeníticos ( $\alpha/\gamma$ ) contribuem para a formação de pequenas regiões de descontinuidade microestrutural e de elementos químicos ao longo da linha de fusão, estas apresentam características de elevada fragilidade e dureza. Medindo dimensões micrométricas, as composições químicas dessas regiões

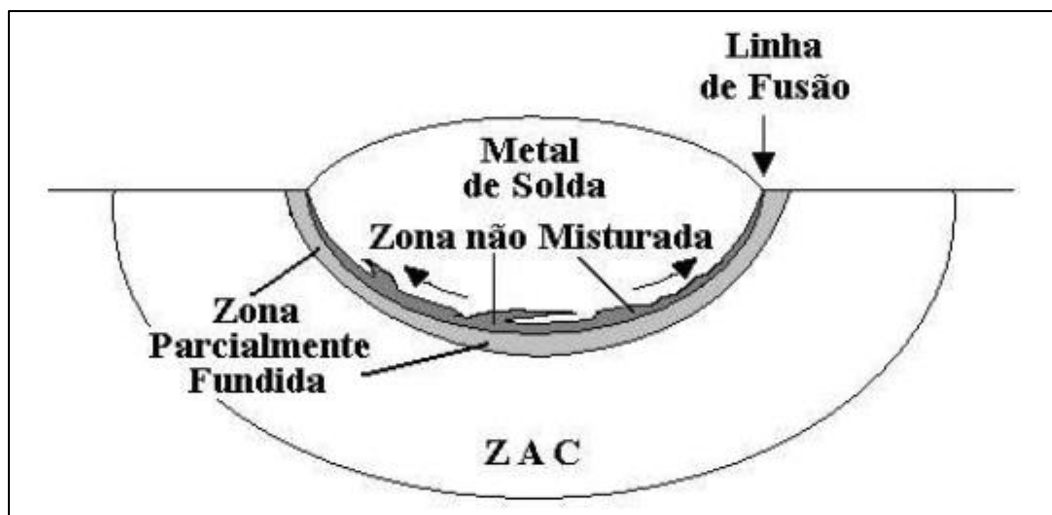
diferem entre si, apresentando uma composição intermediária entre o revestimento e o metal de base, as quais medidas de diluição não podem estima-las. Técnicas de microanálise permitem determinar o perfil composicional químico do componente soldado. Nas ZPD's, os valores medidos de dureza situam-se em sua grande maioria na ordem dos 400 HV, ou seja, numa faixa de dureza característica das microestruturas martensíticas, que são superiores aos 340 HV (DOODY, 1992).

As zonas parcialmente diluídas podem contribuir para a fragilização de um componente revestido por soldagem, provocando a susceptibilidade destas à fenômenos de corrosão sob tensão (CST) em atmosferas onde o H<sub>2</sub>S esteja presente, corrosão por "pitting", fenômenos de fragilização por hidrogênio, perda das propriedades mecânicas, especialmente resistência ao impacto e falhas por fadiga (KEJELIN, 2006).

#### **3.4.5 Formação das ZPD's**

Pesquisas anteriores propuseram que no procedimento de soldagem empregando metais dissimilares existam quatro regiões com características próprias. Estas são a porção do metal de adição na qual ocorre a mistura hidrodinâmica dos metais do revestimento e o metal de base, possuindo uma composição química uniforme; as regiões de metal "não-misturadas" a qual possui mesma composição de elementos químicos do substrato, resultado de uma camada fundida estagnada do substrato que não foi misturada ao revestimento durante o procedimento de soldagem, apresentando partes reduzidas da massa metálica fundida e resolidificada; as zonas termicamente afetadas e as zonas parcialmente diluídas, a Figura 14 se observa estas quatro regiões (CANTARIN, 2011).

Figura 14. Modelo esquemático da região de fusão mostrando regiões de uma solda heterogênea.



Fonte: SAVAGE (1980).

O perfil composicional químico final, relacionada com a taxa de resfriamento exigida pelos parâmetros de soldagem aplicados, geram a formação de ZPD's em valores entre 80 à 99% logo após a solidificação da solda fragilizando bruscamente a mesma. São utilizados processos diretos de análise química para examinar a microestrutura junto ao diagrama de *Schaeffler*, pois os cálculos relacionados as áreas de diluição não informam precisamente a composição química destas áreas (KEJELIN, 2006).

Segundo estudos apresentados por KEJELIN et al. (2005); SILVA (2010); KOU (2007) e DUPONT (2007), ZPD's não são regiões de simples identificação. Entretanto, ficou evidente a existência de uma região de transição química e microestrutural a partir da linha de fusão em direção ao metal de adição. Alguns dos parâmetros anteriormente observados são: variação entre o arranjo cristalino do substrato (CCC) e o revestimento (CFC); movimentação difusional dos elementos de liga e impurezas originados na solda (ZPD); e diluição alterada no substrato alterando o gradiente composicional ao longo da linha de fusão.

### 3.4.6 Características das ZPD's

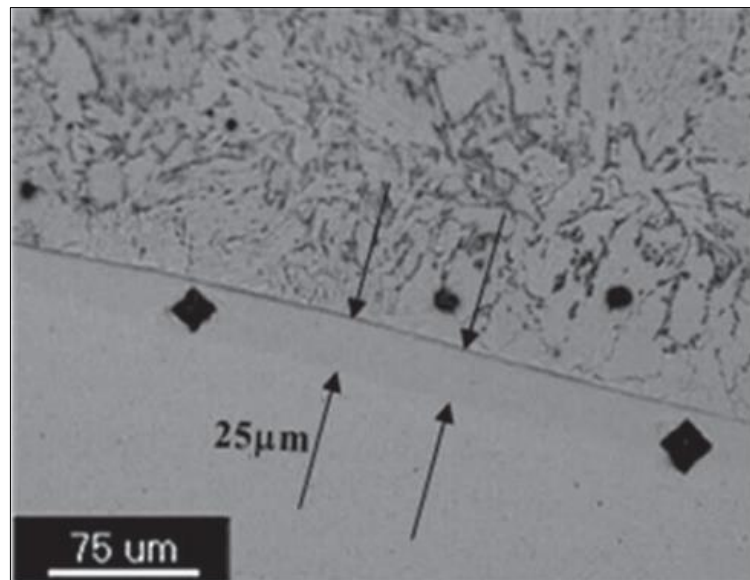
A variação de composição química no metal de adição próximo a linha de fusão é considerada como uma macrosegregação ao invés de microsegregação, uma vez que esta última ocorre numa escala correspondente ao espaçamento entre braços de dendritas ou entre células, que em geral é da ordem de 10 a 20  $\mu\text{m}$ . No

entanto, as macrosegregações podem ocorrer numa escala muito maior como, por exemplo, camadas de 100 a 200  $\mu\text{m}$  de espessura ao longo da linha de fusão ou mesmo distante 1 a 2 mm da mesma (KOU e YOUNG, 2007).

Segundo LUNDIN (1982); KEJELIN (2005) e BEAUGRAND (2009), ZPD's apresenta-se sob diferentes morfologias e tamanhos, apresentando morfologias irregulares, possuindo algumas das classificações:

ZPD com morfologia tipo “*Praias*” –faixas de baixa espessura ao longo da zona de ligação entre os dois metais dissimilares ou em regiões dispersas na região interfacial, Figura 15.

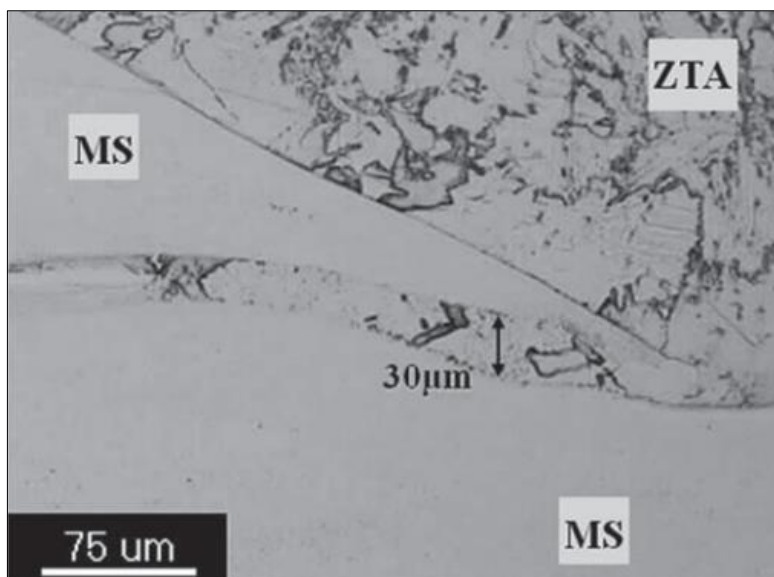
Figura 15. Micrografia da região interfacial de uma soldagem dissimilar com destaque para a formação da Zona Parcialmente Diluída (ZPD) tipo “praia”.



Fonte: SILVA (2010).

ZPD com morfologia de “*Baías*” – Frações de área do substrato parcialmente circundadas pelo revestimento, nas quais geralmente observa-se elevados valores de dureza, conforme pode ser visualizado na Figura 16.

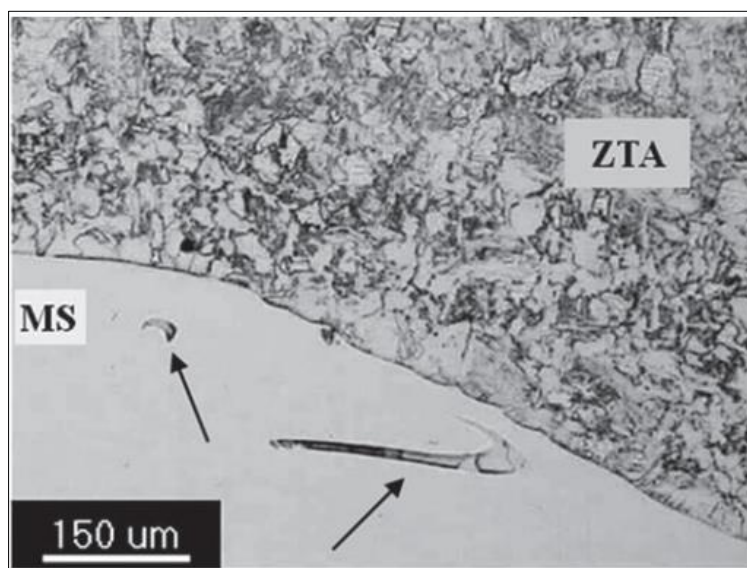
Figura 16. Micrografia da região interfacial de uma soldagem dissimilar com destaque para a formação da ZPD tipo baía ou península.



Fonte: SILVA (2010).

ZPD com morfologia de “*Ilhas*” – frações de área do substrato integralmente circundado pela massa de revestimento, estas regiões que se desprendem com formatos abaulados não são identificadas na região interfacial entre o revestimento e o substrato, conforme se observa na Figura 17.

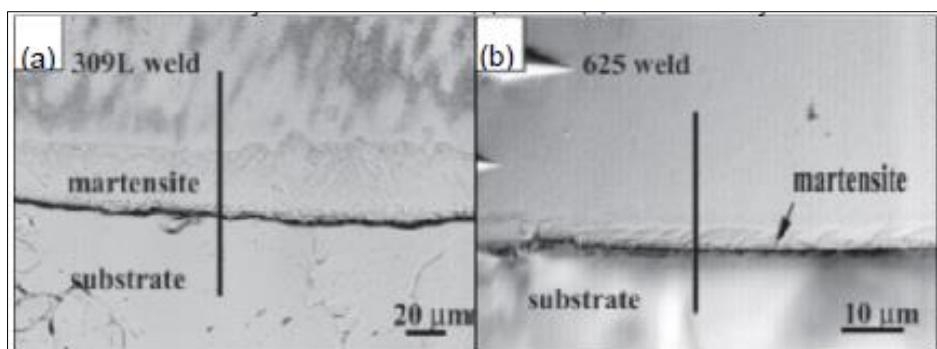
Figura 17. Micrografia da região interfacial de uma soldagem dissimilar com destaque para a formação da Zona Parcialmente Diluída tipo ilha, onde se observa uma fração do substrato em meio a massa do revestimento soldado.



Fonte: SILVA (2010).

DUPONT et al. (2009), argumentaram a formação de uma fração de martensita localizada na adjacência à ZPD, onde se encontra uma variação composicional contínua do substrato ao revestimento, Figura 18.

Figura 18. Micrografia apresentando uma camada de martensita observada na região interfacial entre o revestimento e o metal de base, empregando o aço inoxidável 309L (a) e o Inconel 625 (b).



Fonte: DUPONT (2006).

A presença de martensita adjacente à interface de tais soldas foram bem documentadas na literatura (THIELSCH, 1952; GITTOS e GOOCH, 1992). A camada de martensita é localizada dentro da Zona Parcialmente Diluída (ZPD) da solda onde a composição varia continuamente a partir do aço ferrítico ao metal de adição. A formação de martensita dentro da ZPD ocorre devido à composições intermediárias de elementos químicos na região interfacial entre o MB e o MA, que aumentam a teperabilidade e, conseqüentemente, a dureza nestas regiões submetidas ao resfriamento rápido do ciclo térmico de soldagem. A formação desta região martensítica leva a formação de um gradiente microestrutural e de propriedades mecânicas em toda a interface da solda, sendo parcialmente responsável por falhas prematuras de soldas dissimilares em temperaturas elevadas (GITTOS e GOOCH, 1992; NELSON et. al., 1998).

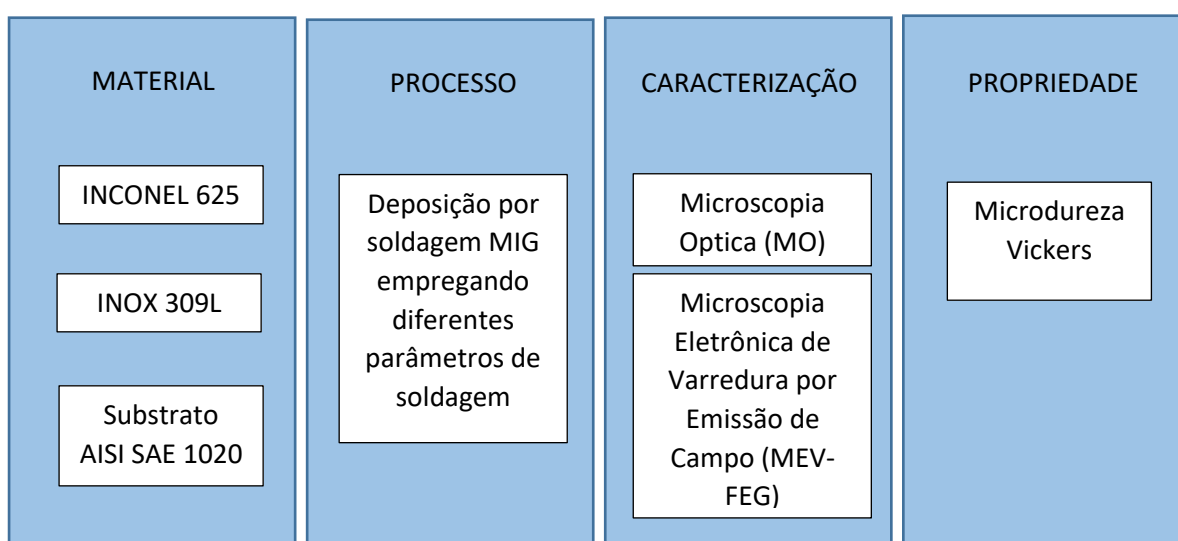
Os metais de adição à base de níquel são frequentemente usados para prolongar a vida em serviço de revestimentos austenítico-ferríticos em soldas dissimilares. O uso de níquel como metal de adição produz camadas de martensita mais finas em comparação com aço inoxidável, essa redução na espessura da camada de martensita pode ser atribuída a diferenças nos gradientes de concentração das ZPM (DUPONT e KUSKO, 2007).

## CAPÍTULO III

### 3. MATERIAIS E MÉTODOS

Uma vez que o aporte térmico afeta no grau de interação da liga de deposição com o substrato, por meio da diluição, variações nas microestruturas e propriedades são esperadas. A Figura 19 mostra o fluxograma geral detalhando a metodologia aplicada ao estudo.

Figura 19. Fluxograma experimental adotado para avaliação dos revestimentos da liga Inconel 625 e Inox 309L.



Fonte: Elaborada pelo autor.

#### 3.1 CARACTERIZAÇÃO DOS MATERIAIS UTILIZADOS

Foram empregadas as ligas Inconel 625 e Inox 309L na forma de arame com diâmetro de 1,2 mm para deposição dos mesmos sob a forma de revestimento sobre substratos do aço AISI 1020, com dimensões de 200 x 150 x 10mm. A composição dos materiais utilizados encontra-se descrita na Tabela 1.

Tabela 1 - Composição química dos materiais empregados.

Material	Função	Composição química (% peso)									
		C	Si	Mn	P	Cr	Mo	Ni	Nb	Fe	S
SAE 1020 <sup>1</sup>	Substrato	0,2		0,45							
Inconel 625 <sup>2</sup>	Revestimento	0,05	0,3	0,15		21	8,5	58	3,3	3	
Inox 309 L <sup>3</sup>	Revestimento	0,029	0,805	1,093	0,02	22,7	0,1	12,7			0,007

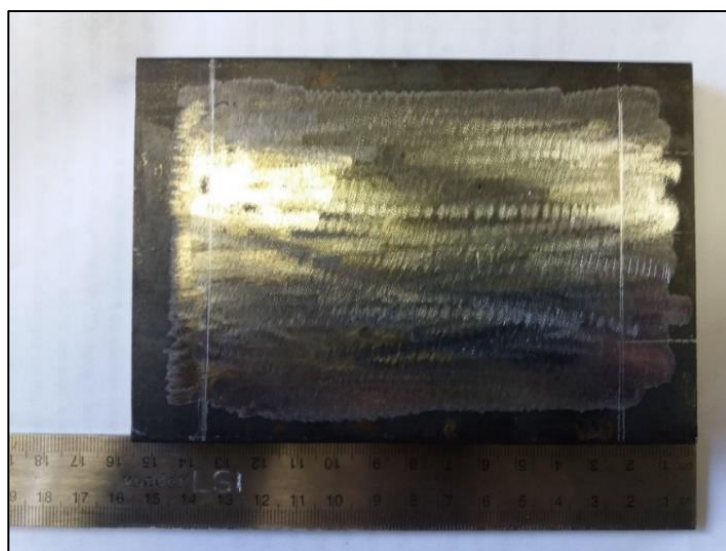
Fontes: (1) e (2) - Villares Metals; (3) - ESAB.

O arame Inconel 625 possui altos teores de Ni, Cr, Mo e Nb, favorecendo ao Inconel excelentes propriedades de resistência à corrosão, altas temperaturas de trabalho e soldabilidade, quando utilizados metais ferrosos como metal de base. Do mesmo modo, o arame Inox 309L trata-se de um arame ligado ao Cr-Ni, com baixo teor de carbono, sendo indicado para soldagem dissimilar, apresentando excelente soldabilidade com pouco respingo, arco estável e, similar ao Inconel 625, o mesmo apresenta excelentes propriedades de resistência a corrosão, justificando o emprego dos mesmos como revestimento em componentes de aço submetidos a ambientes corrosivos.

### 3.1.1. Preparação das Amostras

Para estudar o efeito dos parâmetros de soldagem, bem como a diluição sobre a microestrutura e propriedades das ligas Inconel 625 e Inox 309L depositados pelo processo MIG, foram revestidas chapas de aço AISI 1020 com dimensões de 200 mm x 150 mm x 10 mm, Figura 20. A superfície das chapas (substratos) foi preparada a partir de esmerilhamento para remoção da oxidação superficial, que inviabiliza a deposição e prejudica a abertura de arco elétrico, gerando defeitos na soldagem.

Figura 20. Corte do substrato durante a preparação para a deposição dos revestimentos pelo processo MIG.



Fonte: Elaborada pelo autor.

### 3.1.2 Equipamentos e o Procedimento de Soldagem MIG

O equipamento de soldagem MIG utilizado para a deposição da liga de Níquel INCONEL 625 e INOX 309L está instalado no Laboratório de Soldagem e Inspeção (LS&I) do Departamento de Engenharia de Materiais (DEMAT) na Universidade Federal do Rio Grande do Norte (UFRN), Figura 21.

A fonte de soldagem utilizada nos ensaios foi a DigiPlus A7 da IMC Soldagem. Foi utilizada uma unidade de refrigeração UPR-7500, também da IMC Soldagem (IMC SOLDAGEM, 2018).

Figura 21. Bancada e equipamentos empregados na realização dos ensaios. Tocha de soldagem (1); sistema de deslocamento da tocha de soldagem (2); bancada de ensaios (3); sistema de refrigeração (4); fonte de soldagem (5); sistema tracionador de arame (6) e cilindro de gás (7).



Fonte: Elaborada pelo autor.

Conforme pode ser observado na Figura 22, para garantir uma maior precisão na velocidade de soldagem durante a realização dos ensaios foi utilizado um sistema de deslocamento automático de tocha com um grau de liberdade (Tartílope V1). Esse sistema permite a realização de soldas em qualquer posição numa faixa de velocidade de deslocamento de até 160 cm/min. Compõe esse sistema:

- **Unidade de controle**: unidade de processamento de dados com interface para o usuário, onde é ajustada a velocidade de soldagem e o modo de movimentação da tocha;

- Dispositivo mecânico: movimenta-se por um trilho permitindo o avanço da tocha;
- Suporte da tocha: permite a regulagem manual da posição lateral, vertical e em ângulo, permitindo diversas configurações de posicionamento.
- Sistema tracionador de arame: para viabilizar a alimentação do arame, empregou-se o sistema tracionador de arame STA20-2 da IMC Soldagem.

Figura 22. Equipamentos empregados no procedimento automatizado de soldagem. Componente de deslocamento linear (1); fonte do sistema de deslocamento linear de soldagem (2); controlador de variáveis do sistema (3); garra de fixação da tocha (4).



Fonte: Elaborada pelo autor.

### 3.2 MÉTODOS

Os revestimentos das ligas Inconel 625 e Inox 309L foram obtidos pela soldagem MIG na forma de cordões triplos depositados com uma sobreposição de 50% em relação à deposição anterior, Figura 23. Os substratos não sofreram pré-aquecimento para soldagem. Após a finalização de cada passe com 100 mm de comprimento, os passes seguintes eram prosseguidos após resfriamento ao ar da etapa anterior, sem controle da taxa de resfriamento.

Figura 23. Deposição do revestimento Inconel 625 e Inox 309L através da soldagem MIG utilizando o TARTÍLOPE V1.



Fonte: Elaborada pelo autor.

Foram realizados ensaios de deposição sobre chapas utilizando condições controladas fixas, de modo a permitir a avaliação do efeito da variação da velocidade de soldagem ( $V_s$ ) nas propriedades físico-metalúrgicas no componente soldado, Tabela 2.

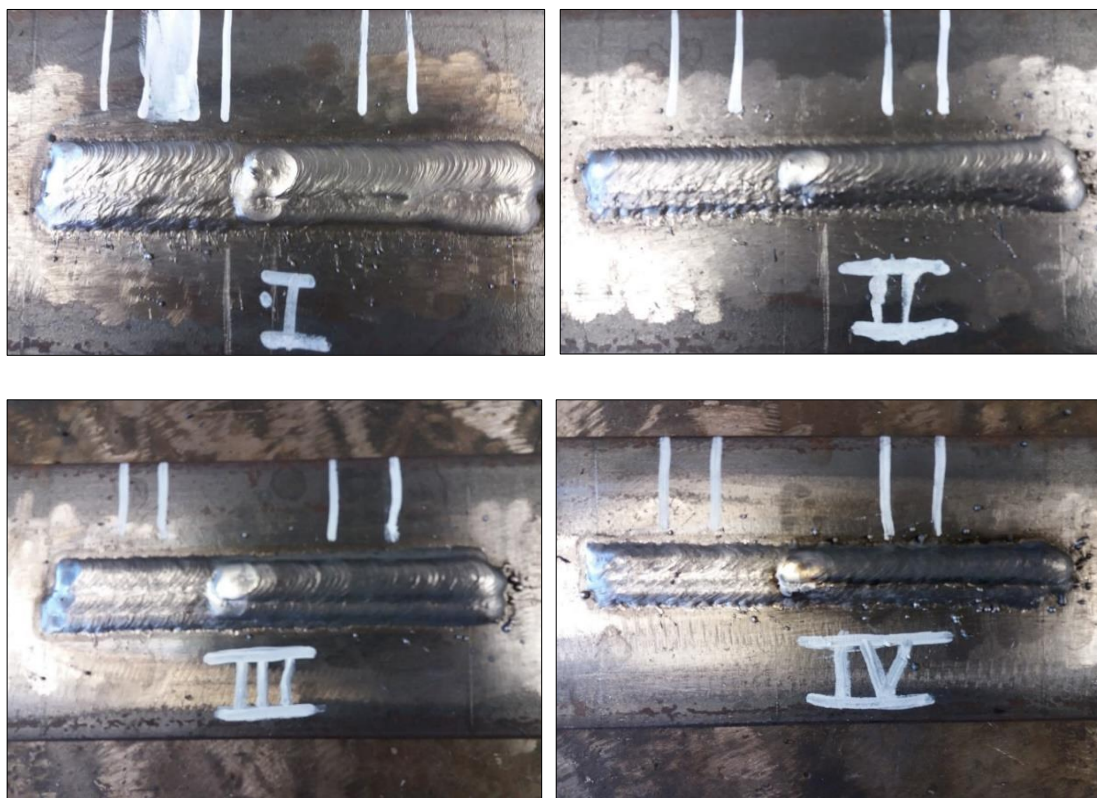
Tabela 2 - Parâmetros de deposição empregados para a produção dos revestimentos de Inconel 625 e Inox 309L.

<b>PARÂMETROS</b>	<b>VALOR</b>
Velocidade de Soldagem ( $V_s$ )	<b>3,125 e 8,7 mm/s</b>
Heat Input	<b>1536 e 550 J/mm</b>
Vazão do Gás de Proteção	12 l/min
Corrente de Soldagem ( $I_s$ )	200 A
Tensão de Soldagem ( $U_s$ )	30 V
Velocidade de Alimentação ( $V_a$ )	5,0 mm/min
Distância Tocha/Substrato ("Stick out")	10 mm
Diâmetro do Arame	1,2 mm
Gás Utilizado	Argônio

Fonte: Elaborada pelo autor.

Após a realização dos ensaios de soldagem MIG, pode-se verificar as características superficiais dos corpos-de-prova para os dois metais empregados como revestimento, Figura 24.

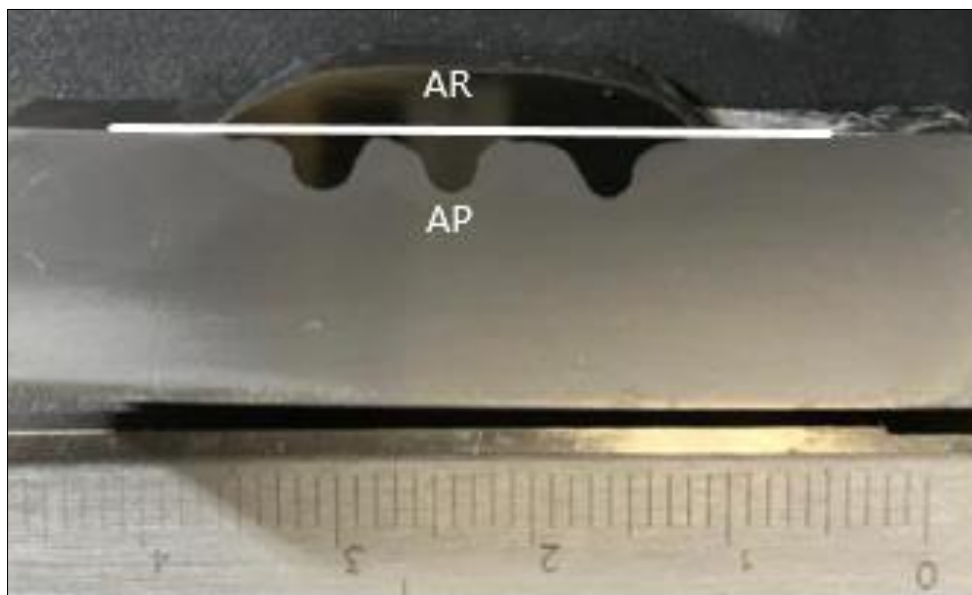
Figura 24. Revestimentos soldados pelo processo MIG. Em I e II têm-se os revestimentos de Inconel 625 em passe triplo com Vs de 3,125 mm/min (I) e 8,7 mm/min (II); em III e IV têm-se os revestimentos de Inox 309L em passe triplo com Vs de 3,125 mm/min (III) e 8,7 mm/min (IV).



Fonte: Elaborada pelo autor.

Amostras dos cordões de solda depositados em diferentes condições foram selecionados e submetidos a preparação metalográfica. A avaliação macrográfica do componente soldado foi realizada a partir de registros fotográficos, onde, com o auxílio de uma régua como parâmetro de escala, tornou-se possível o cálculo do percentual da diluição (Figura 25), correlacionando as áreas de penetração (área fundida do metal de base) e de reforço.

Figura 25. Macrografia da secção transversal do revestimento depositado em três passes, utilizada para avaliação geométrica e cálculo da diluição. Onde, (AR) é a área de reforço e (AP) área de penetração.



Fonte: Elaborada pelo autor.

A diluição foi calculada a partir da razão entre a área de penetração (AP) e a área fundida total (AR + AP), medidas na secção transversal dos depósitos, conforme Figura 23 e Equação 2.

$$D [\%] = \frac{\text{Área fundida do substrato}}{\text{Área fundida total}} \times 100 = \frac{AP}{(AR + AP)} \times 100 \quad (2)$$

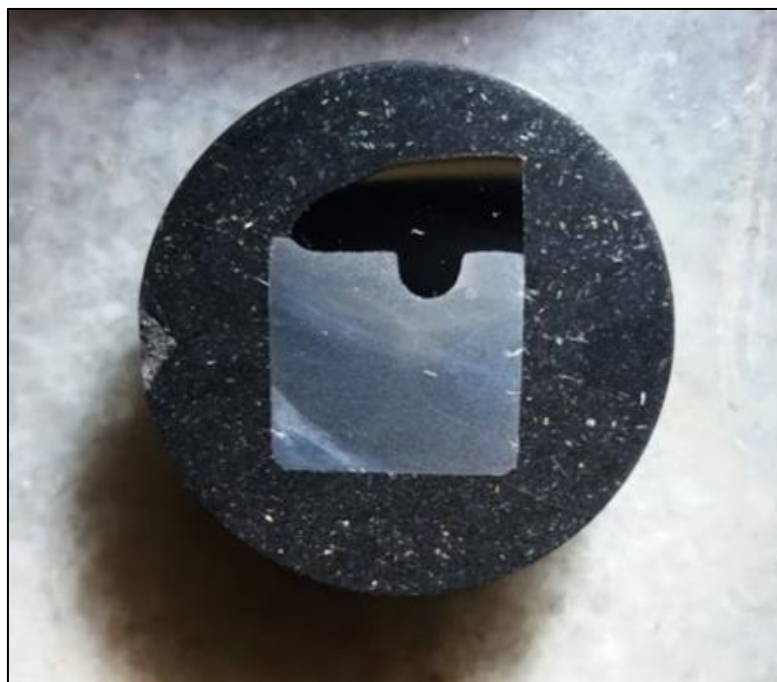
As áreas foram mensuradas com o auxílio do software ImageJ. Foram descartados 20 mm das extremidades dos corpos-de-prova, tomando a região central do revestimento para as análises qualitativas e quantitativas deste trabalho.

Após separação da região de interesse, os componentes revestidos com os metais de adição Inconel 625 e Inox 309L, depositados pelo processo de soldagem MIG, foram submetidos a análises visuais para inspeção do componente soldado quanto a defeitos superficiais ao longo da secção transversal da amostra; seguido de preparação para as análises via MO, MEV-FEG e microdureza, realizadas no Laboratório de Caracterização dos Materiais (LCM/UFRN). A partir do embutimento feito com baquelite, iniciou-se o lixamento das amostras partindo da lixa com

granulometria de 120 até a 1200; em seguida foi realizado o polimento em suspensão de diamante com as granulometrias de 6, 3 e 1  $\mu\text{m}$ , finalizando o polimento com alumina de 0,5  $\mu\text{m}$  em suspensão; a última etapa da preparação metalográfica foi o ataque químico das amostras empregando o reagente Nital 5%, com a imersão da amostra por aproximadamente 5 segundos.

As análises metalográficas foram realizadas no Laboratório de Caracterização Estrutural dos Materiais (LCEM/UFRN); partindo das amostras previamente embutidas, lixadas, polidas e atacadas, considerando cada condição proposta: mudança na velocidade de soldagem ( $V_s$ ) e metal de adição (Inconel 625 e Inox 309L), Figura 26.

Figura 26. Fotografia da amostra embutida em baquelite para caracterização estrutural da região de interface (ZL).



Fonte: Elaborada pelo autor.

Os revestimentos produzidos foram analisados via Microscopia Óptica (MO) e Microscopia Eletrônica de Varredura por Emissão de Campo (MEV-FEG) com EDS (Espectrometria por Energia dispersiva) para caracterização microestrutural, bem como verificação do perfil de composição química ao longo da secção transversal do componente soldado.

Ensaio de microdureza Vickers foram realizados para avaliar a influência das condições de deposição, como também a relação dos metais de adição com a

formação das zonas parcialmente diluídas (ZPD) e formação de microconstituintes metaestáveis. As análises de microdureza foram executadas segundo os parâmetros estabelecidos pela norma ASTM E384. Para cada indentação, foi aplicada uma carga de 0,981 N por 15 segundos num total de 10 indentações regularmente espaçadas em valores próximos de 0,86 mm, montando um perfil de microdureza na seção transversal do componente soldado.

## CAPÍTULO IV

### 4. RESULTADOS E DISCUSSÃO

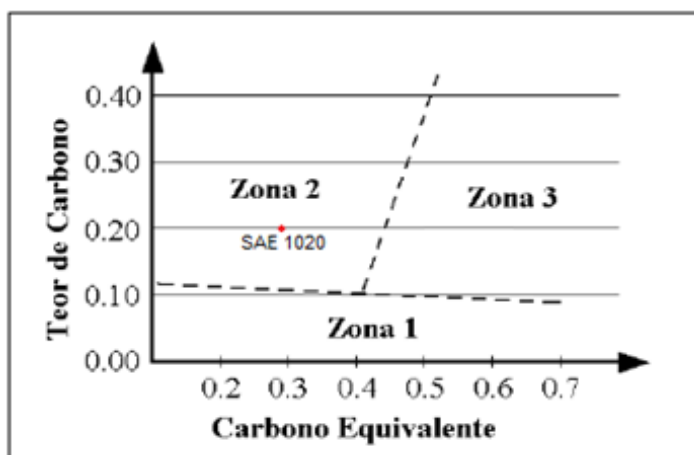
A apresentação dos resultados obtidos neste trabalho se dará em primeiro aspecto em relação à geometria dos cordões, indicando características inerentes à obtenção de componentes revestidos por soldagem. Em seguida, os efeitos dos parâmetros de soldagem e mudanças no tipo de metal de adição empregado sobre a diluição, microestrutura e propriedades serão apresentados.

#### 4.1 GEOMETRIA DOS CORDÕES E DILUIÇÃO

Não foram encontrados defeitos superficiais, tais como trincas, porosidades, mordeduras, falta de fusão e defeitos interfaciais, não colocando em risco o componente soldado, e, portanto, uma evidência da adequação dos parâmetros de processamento empregados. Ou seja, segundo GATTO *et al.* (2004), de acordo com esta avaliação os componentes soldados encontram-se em conformidade com as previsões de boa soldabilidade para as ligas estudadas.

Na Figura 27, estão correlacionados o carbono equivalente ( $CE = 0,29$ ) e o teor de carbono ( $\%C = 0,2$ ), para o aço SAE 1020. Este, situa-se na zona 2, onde encontram-se mais susceptível à fenômenos de trincas a frio e, desse modo, uma metodologia de controle dos níveis de dureza torna-se necessário para a obtenção de uma microestrutura não susceptível ao trincamento a frio.

Figura 27. Diagrama de Graville com identificação da zona onde se encontra o aço SAE 1020.

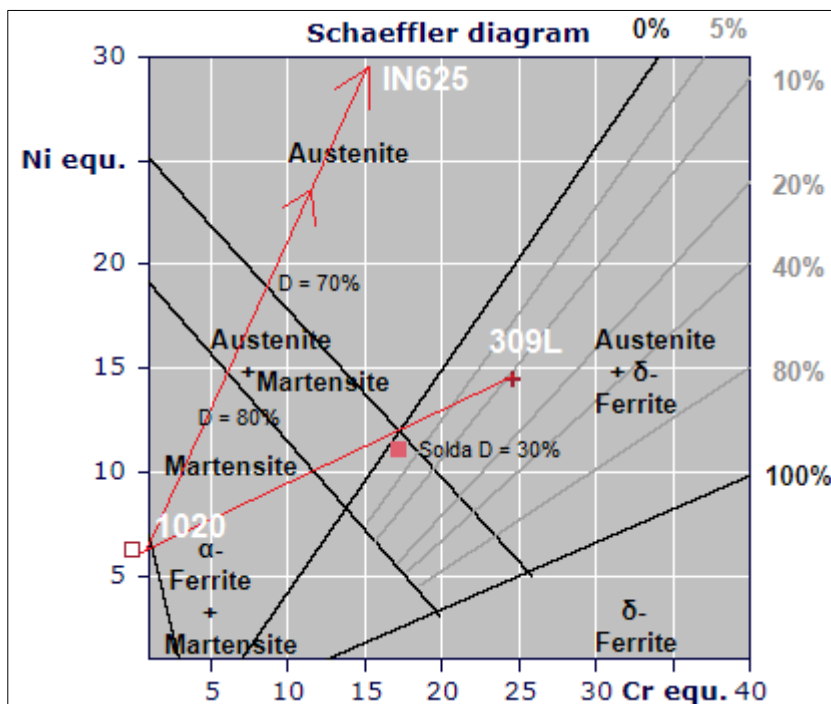


Fonte: Adaptado de *Welding Handbook* (1998)

As diferenças geométricas dos revestimentos foram avaliadas e relacionadas com características intrínsecas dos metais de adição, tais como a dependência do processo MIG com a velocidade de soldagem ( $V_s$ ), influenciando diretamente nas características metalúrgicas e interação substrato/revestimento.

No procedimento de soldagem de um aço baixa liga SAE 1020 com os metais de adição Inconel 625 e inox 309L, com composições apresentadas na Tabela 1. Para o Inconel 625, segundo os dados apresentados pelo diagrama de Schaeffler (Figura 28), o metal de solda será totalmente austenítico até percentuais de diluição elevados ( $D = 70\%$ ); os valores do níquel e cromo equivalentes do Inconel extrapolaram o diagrama, sendo estes indicados por meio das setas. Conforme medições de diluição realizadas, estes valores pré-estabelecidos pelo diagrama da Schaeffler foram bem superiores aos obtidos experimentalmente. Com relação ao Inox 309L, no diagrama, os pontos correspondem ao MB (SAE 1020), MA (Inox 309L) e a solda para uma diluição de 30%. Neste caso, conforme estipulado pelo diagrama, a solda teria cerca de 2,94% de ferrita  $\delta$  em sua estrutura.

Figura 28. Diagrama de Schaeffler para a soldagem dissimilar empregando os metais de adição Inconel 625 e Inox 309L, depositados sobre o aço SAE 1020.

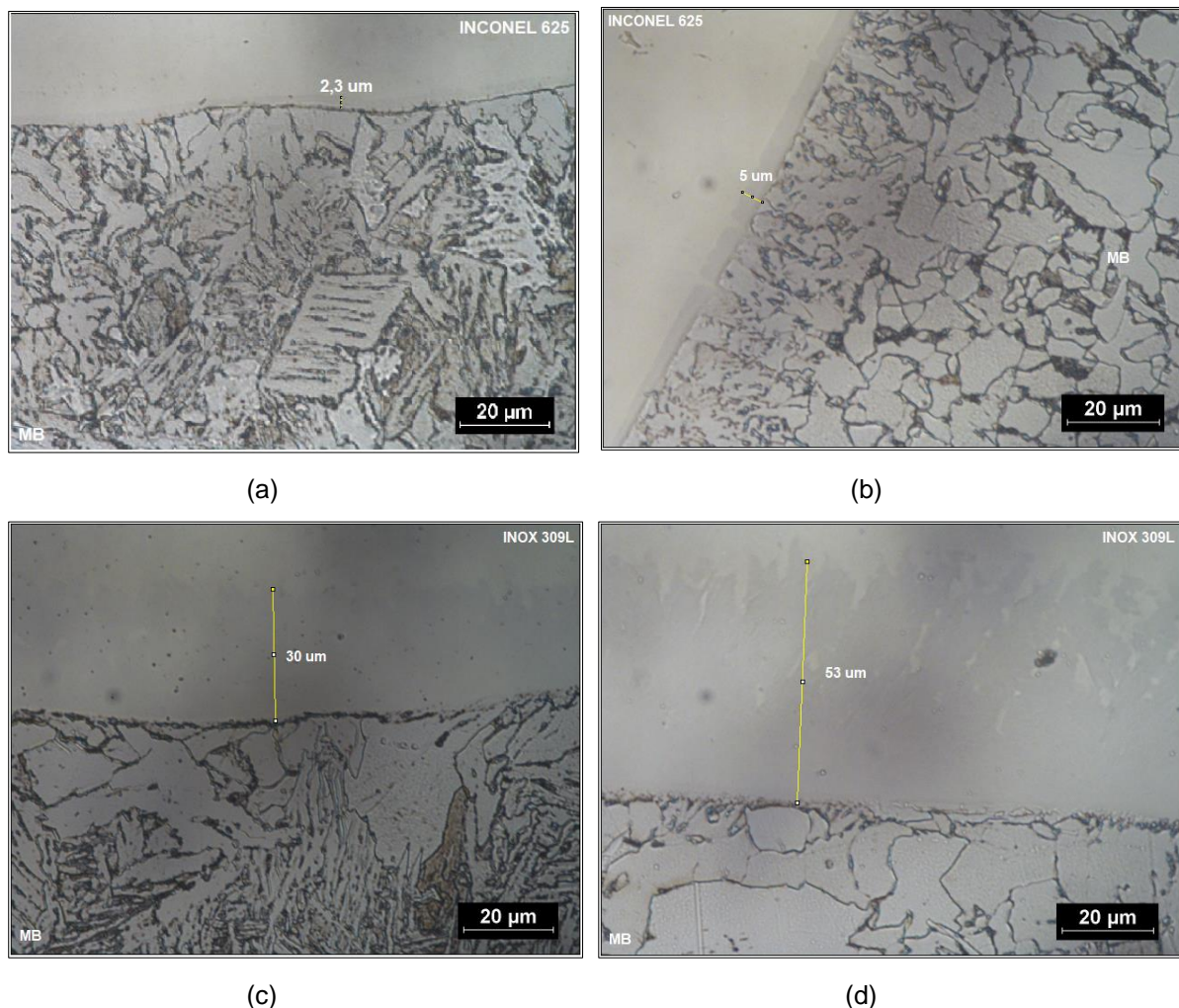


Fonte: Elaborada pelo autor.

Foi observado, que nas condições usuais do procedimento de soldagem, o percentual de diluição máximo ficou em torno dos 30% para o Inconel 625 com aporte térmico de 550 J/mm, ou seja, bastante inferior ao valor de diluição estabelecido pelo diagrama de Schaeffler para o revestimento SAE 1020/Inconel 625, que é de 70% para que se obtenha uma solda completamente austenítica. Com a utilização do Inox 309L, na condição de menor aporte térmico (550 J/mm), o percentual de diluição máximo ficou em torno dos 40% e, portanto, superior ao percentual de diluição de 30% estabelecido pelo diagrama de Schaeffler; desse modo, para esses valores de diluição, o metal de solda acaba por migrar para a região de formação de martensita.

Embora os valores de diluição apresentados pelo diagrama de Schaeffler apresentem certa diferença em relação aos percentuais de diluição medidos experimentalmente, o que foi observado na prática foi a formação das ZPD's, apresentando elevada dureza, posicionadas na região interfacial entre o MA e o MB, conforme pode ser observado na Figura 29, obtida via MO.

Figura 29. Medições das ZPD's dos revestimentos com auxílio do software ImageJ. (a) ZPD de menor espessura na interface do Inconel 625 com  $V_s = 8,7$  mm/s; (b) ZPD de maior espessura na interface do Inconel 625 com  $V_s = 3,125$  mm/s; (c) ZPD de menor espessura na interface do Inox 309L com  $V_s = 8,7$  mm/s; (d) ZPD de maior espessura na interface do Inox 309L com  $V_s = 3,125$  mm/s.



Os resultados mostraram que ZPD's mais espessas foram obtidas com o revestimento Inox 309L, na condição de maior aporte térmico com  $V_s = 3,125$  mm/s, com a espessura média na ordem de 50  $\mu\text{m}$ ; enquanto que para o menor aporte térmico, com  $V_s = 8,7$  mm/s a espessura da ZPD ficou em torno de 30  $\mu\text{m}$ . O revestimento com o metal de adição Inconel 625 apresentou ZPD's mais discretas em comparação com os revestimentos anteriormente apresentados, nestas condições, para menores valores de velocidades de soldagem ( $V_s = 3,125$  mm/s) e maior aporte de temperatura, a espessura na faixa de transição apresentou valores na ordem de 5  $\mu\text{m}$ ; enquanto que para  $V_s = 8,7$  a ZPD apresentou espessura de ZPD por volta de 2  $\mu\text{m}$ .

Com base nestes resultados, observa-se efeitos significativos sob a formação das ZPD's em função do aporte térmico empregado. Nas condições onde a energia de soldagem foi maior ( $V_s = 3,125$  mm/s), para ambos os metais de adição empregados

Observou-se através dos ensaios de deposição dos revestimentos que a área de reforço é uma característica geométrica inversamente proporcional a velocidade de soldagem ( $V_s$ ). Pois, conforme mantiveram-se a tensão ( $U_s$ ) e a corrente ( $I_s$ ) em patamares relativamente estáticos, na medida em que a velocidade de soldagem foi aumentada de 3,125mm/s para 8,7 mm/s, tem-se um decréscimo na quantidade de material depositado ao longo do cordão depositado, diminuindo, desse modo, a área de reforço e, conseqüentemente, influenciando nos valores de diluição do componente soldado. Foi averiguado, que, assim como a área de reforço, a penetração do metal de adição no substrato, também se comportou de modo inverso à velocidade de soldagem, porém, com menos intensidade.

A partir de análises macrográficas, foi observado uma diluição superior para os revestimentos empregando o Inox 309L como metal de adição. Tendo como parâmetro os valores dos aportes térmicos do procedimento de soldagem, na condição de menor aporte térmico ( $E_s = 550$  J/mm), tem-se a condição de maior diluição, ficando em torno dos 41%. Na condição de maior aporte térmico ( $E_s = 1536$  J/mm), a diluição ficou em torno de 26% para o mesmo revestimento. Os revestimentos utilizando o Inconel 625, apresentaram diluição percentuais inferiores em comparação com os revestimentos empregando o Inox 309L, na ordem de 28%, na condição onde o Heat input foi de 550 J/mm, ou seja, de menor energia de soldagem; e uma diluição de 17% para a de maior aporte térmico ( $E_s = 1536$  J/mm).

Relacionando o aspecto da diluição em revestimentos dissimilares, observou-se uma forte dependência do percentual de diluição para ambos os metais de adição em função da velocidade de soldagem e, conseqüentemente, do aporte térmico. Para Palani *et al.* (2006), independentemente do processo de soldagem empregado, a diluição é uma variável fortemente influenciada pelos parâmetros de soldagem empregado, tais como tensão ( $U_s$ ), corrente ( $I_s$ ) e velocidade de soldagem ( $V_s$ ).

Conforme foi averiguado no presente trabalho e segundo resultados apresentados por Kejelin *et al.* (2011), ZPD's formam-se preferencialmente na região inferior do cordão depositado, como também nas regiões de transição de baixa para alta penetração.

## 4.2 MICRODUREZA

As análises de microdureza foram executadas segundo os parâmetros estabelecidos pela norma ASTM E384. A partir da média dos valores obtidos pontualmente, observou-se um incremento nos valores das durezas medidas iniciando no revestimento em direção ao metal de base.

As Tabelas 3, 4, 5 e 6 apresentam, respectivamente, os valores médios e os desvios padrões de microdureza obtidos no último passe para os dois revestimentos empregados. Houve uma tendência de aumento nos valores de microdureza na região de interface, ao longo das zonas parcialmente diluídas, mantendo-se com valores oscilando entre 250 e 450 HV.

Tabela 3 - Valores de microdureza da amostra revestida com Inox 309L e Vs 3,125 mm/s (Es = 1536 J/mm).

N°	Revestimento	ZPD	ZTA	Substrato
1	175	293	260	174
2	178	287	254	183
3	155	294	256	174
4	144	296	261	173
5	163	285	273	181
6	168	312	257	157
7	179	326	264	163
8	184	332	263	172
9	176	345	258	159
10	173	352	355	176
<b>Média</b>	169,5	312,2	270,1	171,2
<b>DP</b>	11,67	23,62	28,75	8,34

Fonte: Elaborada pelo autor.

Tabela 4 - Valores de microdureza da amostra revestida com Inox 309L e  $V_s = 8,7$  mm/s ( $E_s = 550$  J/mm).

<b>N°</b>	<b>Revestimento</b>	<b>ZPD</b>	<b>ZTA</b>	<b>Substrato</b>
1	175	378	345	208
2	178	384	343	184
3	181	386	352	183
4	186	395	355	171
5	197	396	362	178
6	215	408	321	175
7	205	421	327	183
8	195	428	356	181
9	182	419	348	171
10	187	392	355	173
<b>Média</b>	190,1	400,7	346,4	180,7
<b>DP</b>	12,10	16,39	12,46	10,27

Fonte: Elaborada pelo autor.

Tabela 5 - Valores de microdureza da amostra revestida com Inconel 625 e  $V_s = 3,125$  mm/s ( $E_s = 1536$  J/mm).

<b>N°</b>	<b>Revestimento</b>	<b>ZPD</b>	<b>ZTA</b>	<b>Substrato</b>
1	193	345	368	169
2	185	363	375	203
3	187	365	382	194
4	183	356	297	200
5	195	359	312	198
6	193	358	324	185
7	187	315	336	192
8	185	365	329	180
9	186	362	318	174
10	191	378	299	171
<b>Média</b>	188,5	356,6	334	186,6
<b>DP</b>	3,93	15,94	29,33	11,92

Fonte: Elaborada pelo autor.

Tabela 6 - Valores de microdureza da amostra revestida com Inconel 625 e  $V_s = 8,7$  mm/s ( $E_s = 550$  J/mm).

N°	Revestimento	ZPD	ZTA	Substrato
1	213	403	400	200
2	165	407	383	205
3	168	398	374	184
4	214	396	369	201
5	178	412	356	206
6	180	406	371	168
7	198	379	385	175
8	205	398	392	172
9	203	418	364	167
10	221	423	351	164
<b>Média</b>	194,5	404	374,5	184,2
<b>DP</b>	19,17	11,82	14,79	16,25

Fonte: Elaborada pelo autor.

Analisando as tabelas dos resultados de microdureza anteriormente apresentadas, pode-se inferir que, de acordo com os parâmetros propostos, a soldagem de revestimento empregando o Inconel 625 como metal de adição obtiveram resultados superiores de microdureza ao longo das ZPD's e ZTA's, em comparação aos valores apresentados pelos revestimentos depositados com o Inox 309L e, dessa forma, conclui-se que, as características composicionais da liga influenciaram aumentando a dureza nessas regiões, como consequência da interação revestimento/substrato e formação de fases/microconstituintes frágeis e duros, tais como ferrita de widmanstätten e martensita.

Na interface do componente soldado, próxima a LF, obteve-se um aumento considerável nos valores obtidos de microdureza, principalmente no último passe, onde não há influência de passes posteriores, revenindo a microestrutura. Um outro fator que pode contribuir com a elevação nos valores de microdureza apresentados na interface do revestimento/substrato são as possíveis deformações e tensões residuais, que são consequências dos procedimentos de soldagem.

Comparando os valores de microdureza dos revestimentos utilizados em função do aporte térmico empregado (Heat Input), observa-se que na condição onde a velocidade de soldagem é maior ( $V_s = 8,7$  mm/s) e, conseqüentemente o aporte térmico é menor ( $E_s = 550$  J/mm), tendo em vista se tratarem de grandezas inversamente proporcionais, os valores de microdureza na região interfacial ao longo

das zonas parcialmente diluídas (ZPD) e na zona termicamente afetada (ZTA), foi maior para ambos os metais empregados nesta condição. Do ponto de vista individual do revestimento, o Inconel 625 apresentou uma dureza média superior à apresentada pelo Inox 309L na condição de menor energia de soldagem. Em contrapartida, na condição de maior energia de soldagem ( $E_s = 1536 \text{ J/mm}$ ), o Inox 309L obteve resultados de microdureza mais favoráveis, ou seja, inferiores às apresentadas pelo Inconel 625 sob as mesmas condições térmicas.

Nos casos anteriormente apresentados, para os dois metais de adição empregados, valores de dureza na ordem de 400 HV foram verificados nas respectivas ZPD's, da mesma forma na ZTA os valores de microdureza atingiram patamares entre 340 e 370 HV, caracterizando a presença de estruturas martensíticas nestas regiões. Nas regiões onde se situam o revestimento, por apresentarem em ambos os metais empregados estruturas cristalinas austeníticas, os valores de dureza apresentaram-se baixos, por volta de 170 a 190 HV.

O principal problema de ordem metalúrgica observado na soldagem de metais dissimilares  $\alpha$ - $\gamma$  é a formação, na região interfacial ao longo da LF de regiões, que podem atingir elevados valores de dureza, na ordem de 400 HV, indicando a formação de martensita e, desse modo, duras e frágeis. (KEJELIN *et al.*, 2011)

Segundo Durrand-Charre (1997), valores elevados de dureza e o aspecto frágil das fases com tendência a precipitação destas sob a forma de agulhas ou placas finas sob planos definidos, corroboram para uma condição favorável à nucleação, crescimento e propagação de trincas.

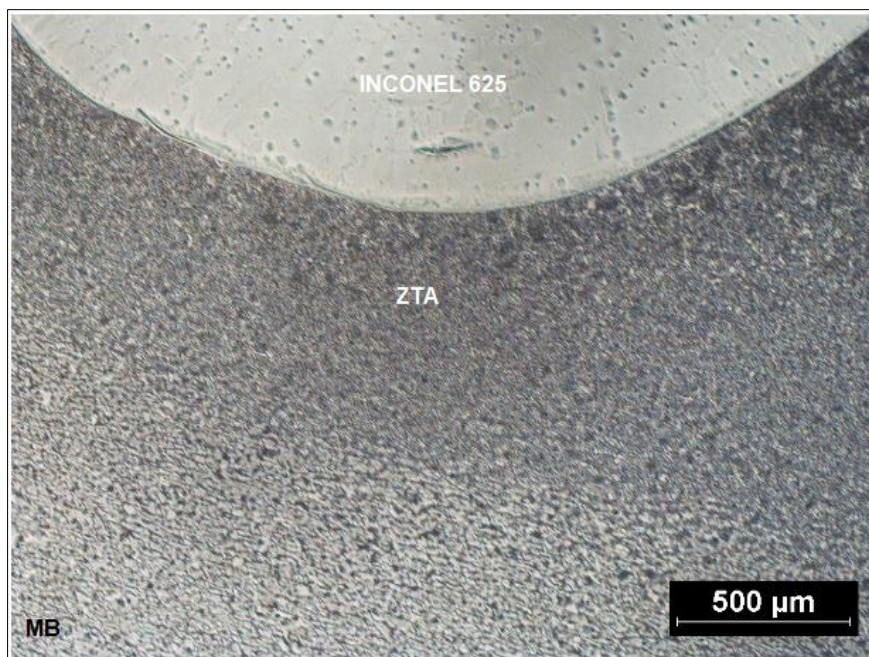
### **4.3 AVALIAÇÃO MICROESTRUTURAL DA INTERFACE**

A investigação sobre a microestrutura dos revestimentos soldados se deu na região interfacial do revestimento/substrato via MO e MEV-FEG; visando a caracterização microestrutural desses componentes e, conseqüentemente, identificação e correlação das fases/microconstituintes com a respectiva condição de soldagem e metal de adição empregado.

#### **4.3.1 Análise via Microscopia Óptica (MO)**

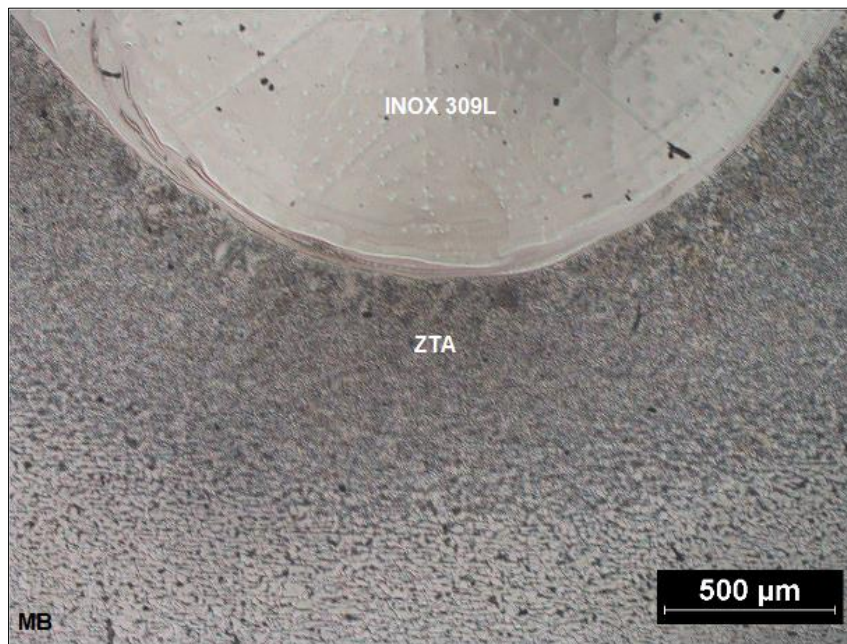
As Figuras 30 e 31 apresentam uma visão em baixa ampliação, da interface entre o metal de base (MB) com os revestimentos de Inconel 625 e Inox 309L.

Figura 30. Imagem da interface Inconel 625/substrato, evidenciando a ZTA no MB;  $V_s = 8,7$  mm/s; Ampliação 50X, ataque com Nital 5%.



Fonte: Elaborada pelo autor.

Figura 31. Imagem da interface Inox 309L/substrato, evidenciando a ZTA no MB;  $V_s = 8,7$  mm/s; ampliação 50X; ataque com Nital 5%.

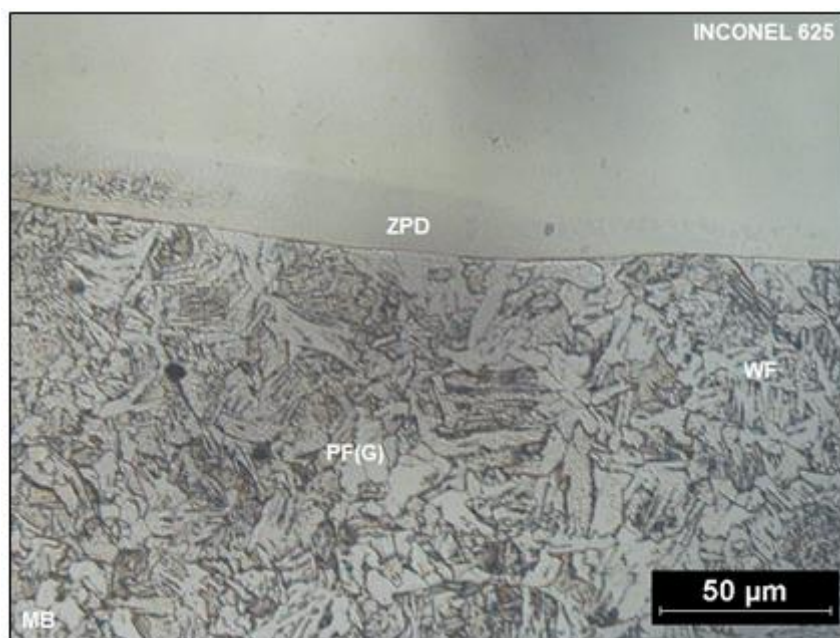


Fonte: Elaborada pelo autor.

Nas imagens anteriormente apresentadas pode ser observada a influência ocasionada pela dissipação do calor oriundo dos processos de soldagem, principalmente relacionadas a variação no tamanho de grão dentro da zona termicamente afetada (ZTA). Nas imagens, também é possível visualizar a completa fusão do MA sobre o substrato; caracterizando, desse modo, um bom componente revestido por soldagem.

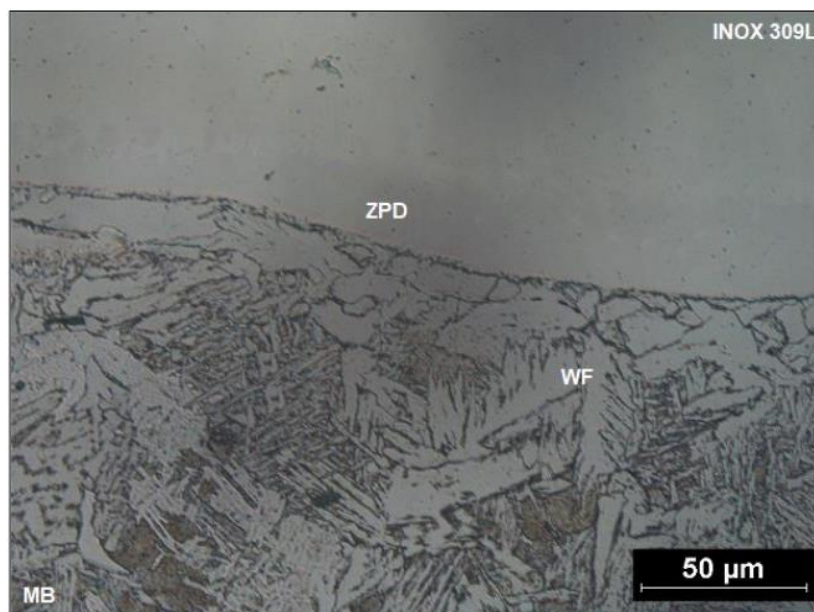
As Figuras 32 e 33 apresentam a microestrutura dos revestimentos com a identificação de alguns dos principais microconstituintes formados nas respectivas ZTA's.

Figura 32. Imagem da interface ao longo da solda dissimilar Inconel 625/substrato, evidenciando a ZL e os microconstituintes na ZTA do MB; Vs = 8,7 mm/s; ampliação 500X; ataque Nital 5%.



Fonte: Elaborada pelo autor.

Figura 33. Imagem da interface ao longo da solda dissimilar Inox 309L/substrato, evidenciando a ZL e os microconstituintes na ZTA do MB; Vs = 8,7 mm/s; ampliação 500X; ataque Nital 5%.



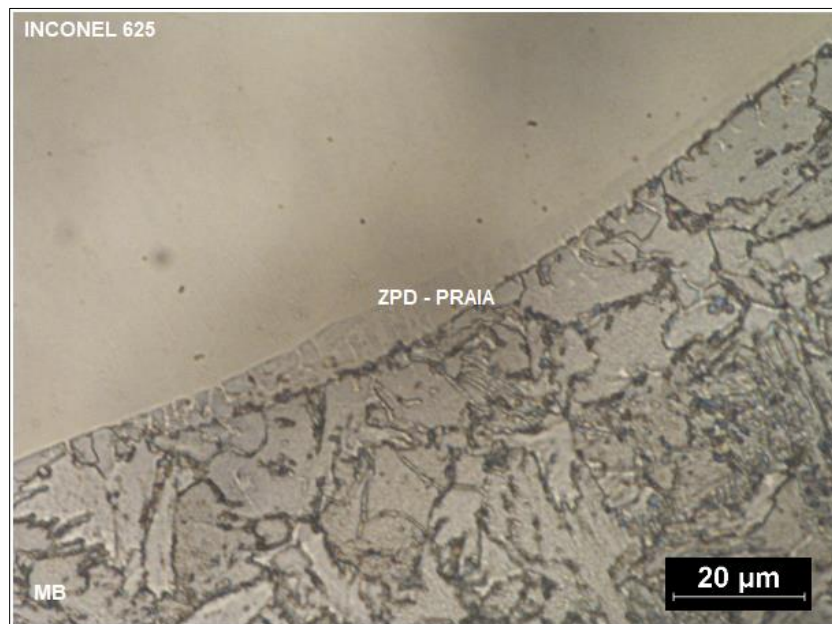
Fonte: Elaborada pelo autor.

Analisando os revestimentos soldados com o aço SAE 1020 empregando os metais de adição Inconel 625 (Figura 32) e Inox 309L (Figura 33), observou-se algumas estruturas aciculares no metal de base, mais precisamente na ZTA do substrato.

Segundo SILVA e MEI (2010) a ferrita acicular (AF) e a bainita (B) apresentam essencialmente os mesmos mecanismos de formação. A diferença é que a bainita nucleia no contorno de grão austenítico e cresce na forma de um feixe de agulhas paralelas e a ferrita acicular nucleia em inclusões não metálicas e cresce radialmente em forma de agulhas.

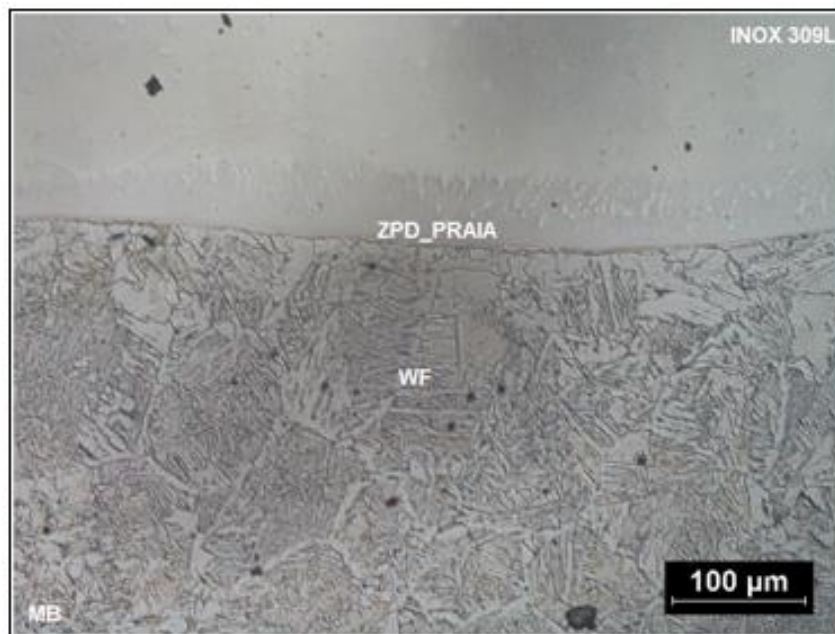
Diversas morfologias de zonas parcialmente diluídas (ZPD's) foram observadas ao longo da zona de ligação (ZL), tais como praias (Figuras 34 e 35), penínsulas (Figuras 36 e 37) e ilhas (Figuras 38 e 39).

Figura 34. Imagem da interface ao longo da solda dissimilar Inconel 625/substrato, evidenciando a ZPD tipo “praia” ao longo da LF; Vs = 8,7 mm/s; ampliação 1000X; ataque Nital 5%.



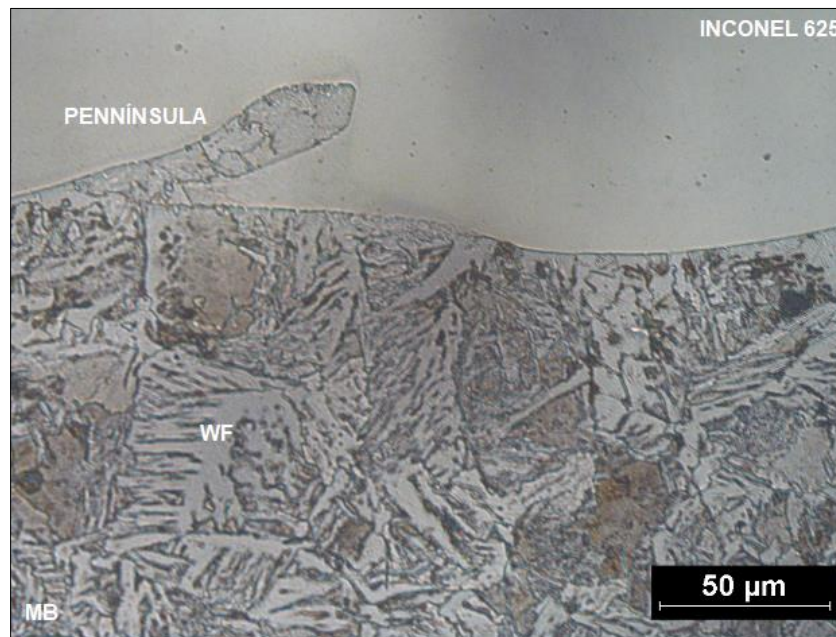
Fonte: Elaborada pelo autor.

Figura 35. Imagem da interface ao longo da solda dissimilar Inox 309L/substrato, evidenciando a ZPD tipo “praia” ao longo da LF; Vs = 8,7 mm/s; ampliação 200X; ataque Nital 5%.



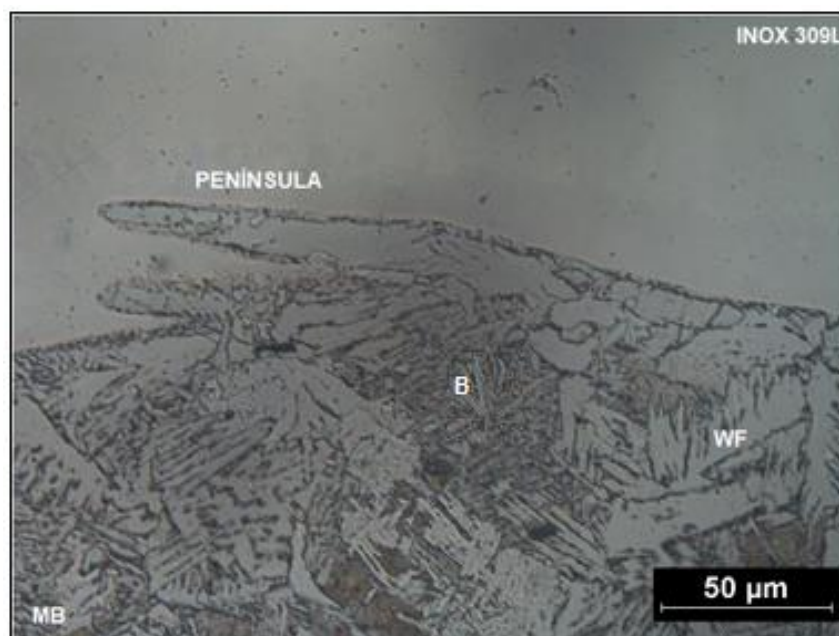
Fonte: Elaborada pelo autor.

Figura 36. Imagem da interface ao longo da solda dissimilar Inconel 625/substrato, evidenciando a ZPD tipo “península” ao longo da LF;  $V_s = 8,7$  mm/s; ampliação 500X; ataque Nital 5%.



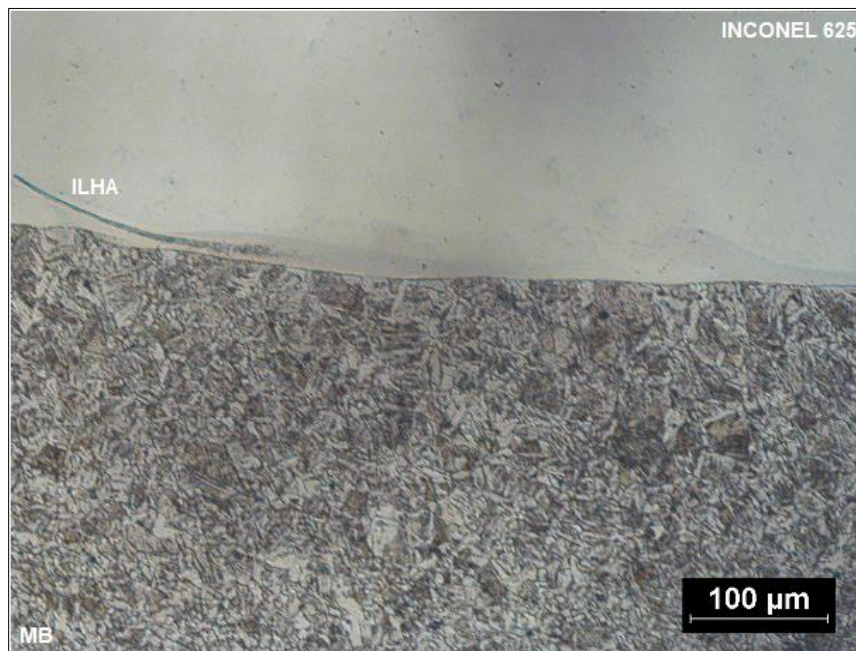
Fonte: Elaborada pelo autor.

Figura 37. Imagem da interface ao longo da solda dissimilar Inox 309L/substrato, evidenciando a ZPD tipo “península” ao longo da LF;  $V_s = 8,7$  mm/s; ampliação 500X; ataque Nital 5%.



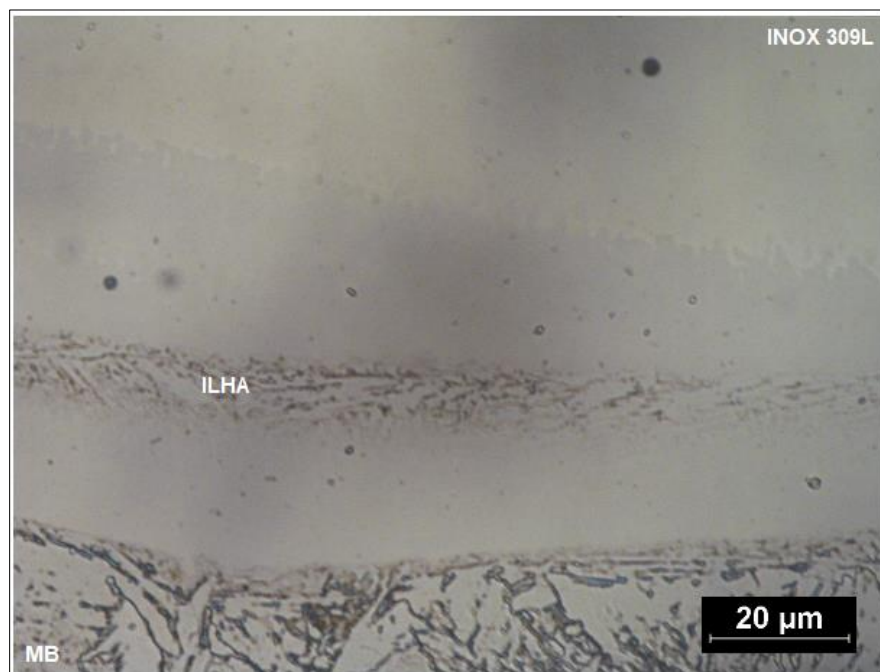
Fonte: Elaborada pelo autor.

Figura 38. Imagem da interface ao longo da solda dissimilar Inconel 625/substrato, evidenciando a ZPD tipo “ilha” ao longo da LF; Vs = 8,7 mm/s; ampliação 200X; ataque Nital 5%.



Fonte: Elaborada pelo autor.

Figura 39. MO da interface ao longo da solda dissimilar Inox 309L/substrato, evidenciando a ZPD tipo “ilha” ao longo da LF; Vs = 8,7 mm/s; ampliação 1000X; ataque Nital 5%.



Fonte: Elaborada pelo autor.

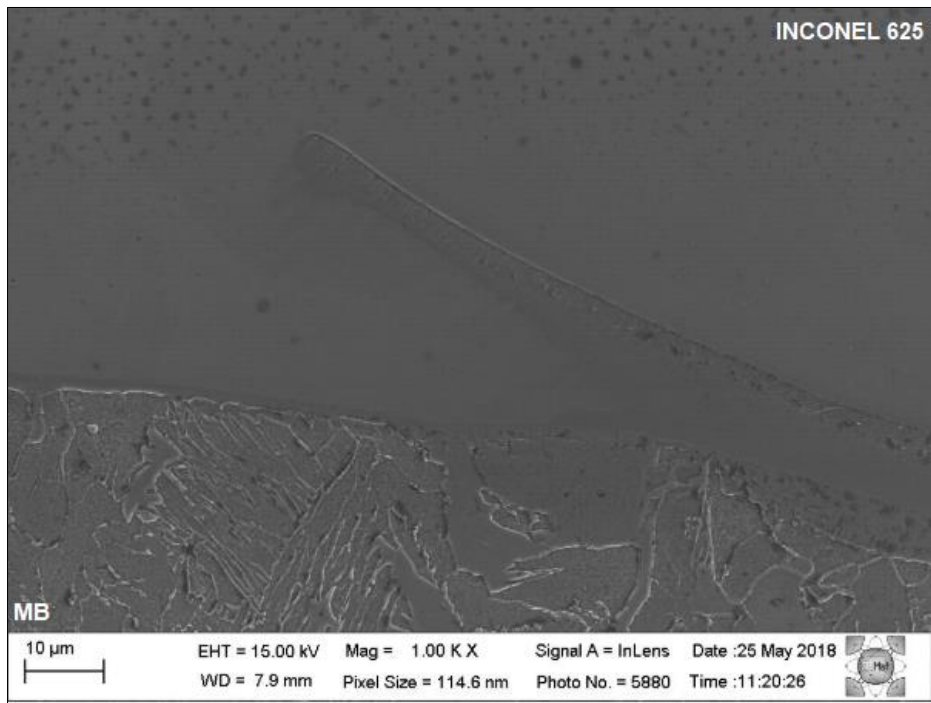
Uma avaliação detalhada dessa região permitiu distinguir com precisão os limites entre os dois metais. Todavia, após a linha de fusão, no interior da massa metálica adicionada como revestimento, ficou claro uma região de transição entre o metal de adição e o substrato, esta, evidenciada por uma faixa clara, cuja extensão percorre toda a linha de fusão, com diferenças em sua espessura da ordem de micrômetros. Na literatura, estas zonas de transição têm recebido diversas nomenclaturas, contudo, no presente estudo estas foram denominadas de Zonas Parcialmente Diluídas (ZPD).

Toda a identificação e caracterização microestrutural do revestimento soldado foi realizado na região interfacial entre o metal de adição e o substrato, considerando a região colunar do penúltimo e último passe, onde foi possível observar além da ferrita primária (PF) delineando os contornos dos grãos anteriormente austeníticos. O resultado da avaliação microestrutural dos cordões do componente revestido apresentou basicamente ferrita primária de contorno de grão - PF (G), bainita – B, e ferrita de Widmanstätten – WF.

#### **4.3.2 Análise por Microscopia Eletrônica de Varredura com Emissão de Campo (MEV-FEG)**

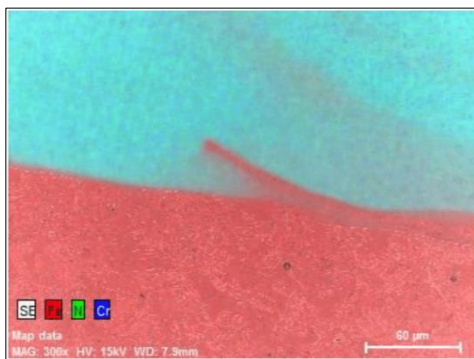
Serão apresentados nas Figuras 40, 41, 42 e 43, análises obtidas via MEV-FEG para avaliação microestrutural e o perfil de composição química ao longo da seção transversal do componente revestido.

Figura 40.3 MEV-FEG da interface da LF da solda dissimilar Inconel 625/substrato.  $V_s = 3,125\text{mm/s}$ . Ampliação: 1000X. Ataque: Nital 5%. (a) ZPD tipo “península”; (b) EDS da área relacionando os elementos Fe, Ni e Cr; (c) EDS da região para o Fe; (d) EDS da área para o Ni; (e) EDS da área para o Cr.

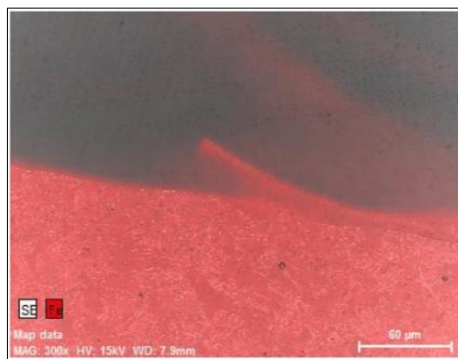


Fonte: Elaborada pelo autor.

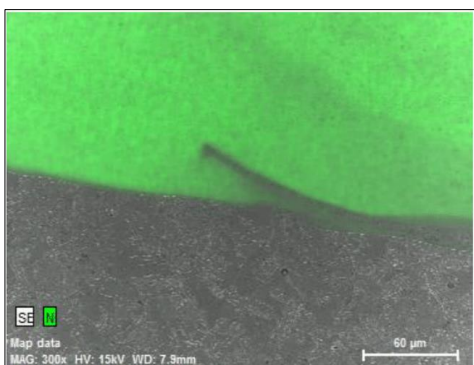
(a)



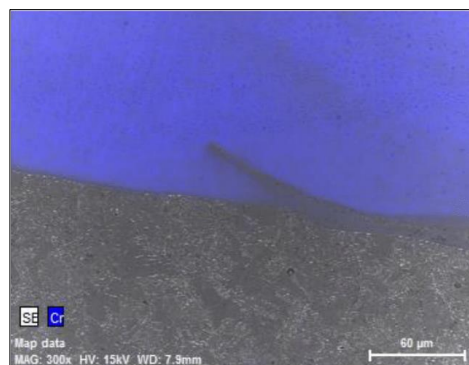
(b)



(c)

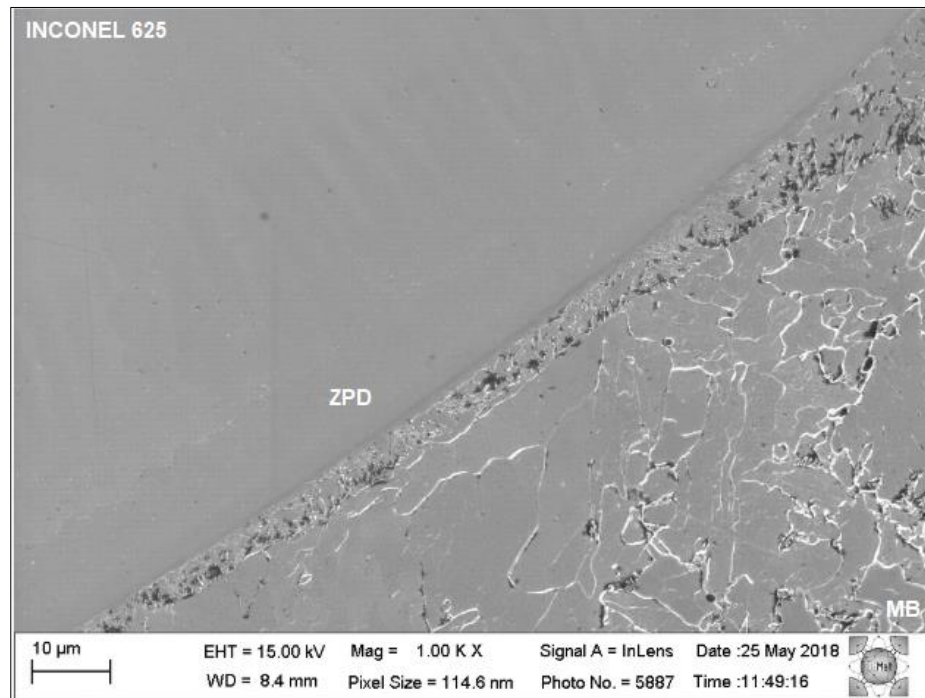


(d)



(e)

Figura 41. MEV-FEG da interface da LF da solda dissimilar Inconel 625/substrato.  $V_s = 8,7$  mm/s  
 Ampliação: 1000X. Ataque: Nital 5%. (a) ZPD tipo “praia”; (b) EDS da área relacionando os elementos Fe, Ni e Cr; (c) EDS da região para o Fe; (d) EDS da área para o Ni; (e) EDS da área para o Cr.

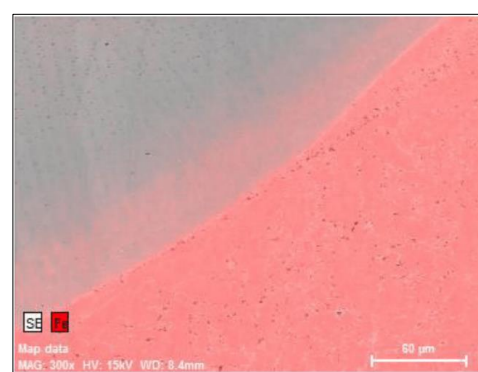


Fonte: Elaborada pelo autor.

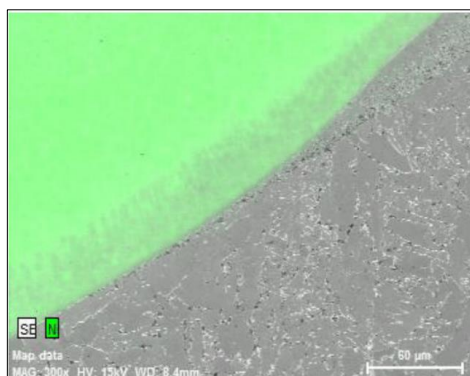
(a)



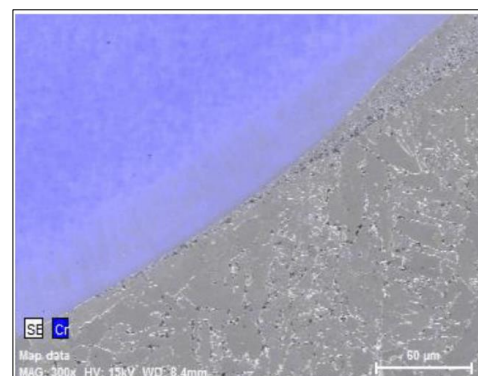
(b)



(c)

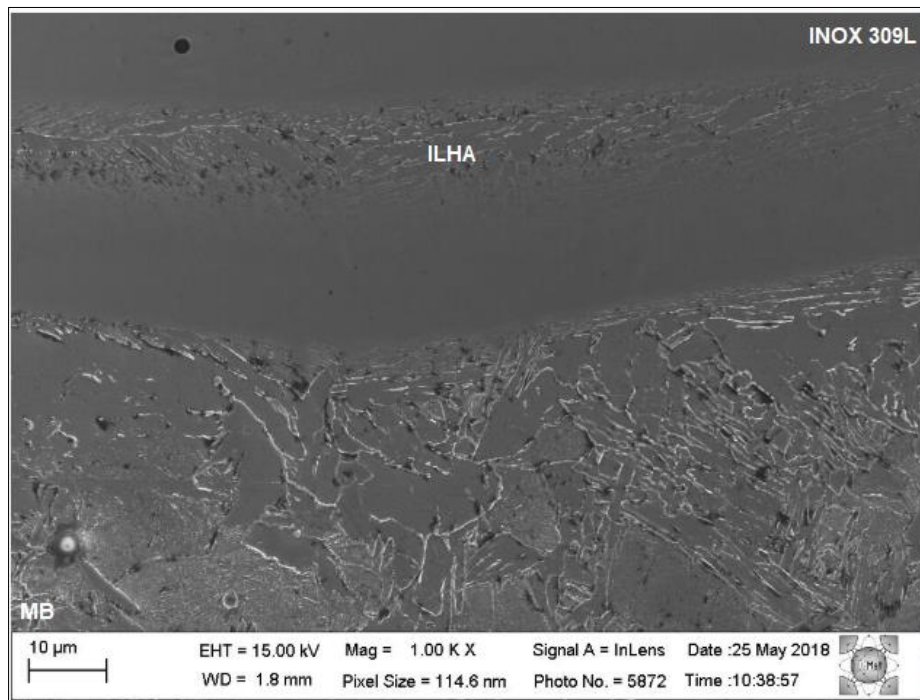


(d)

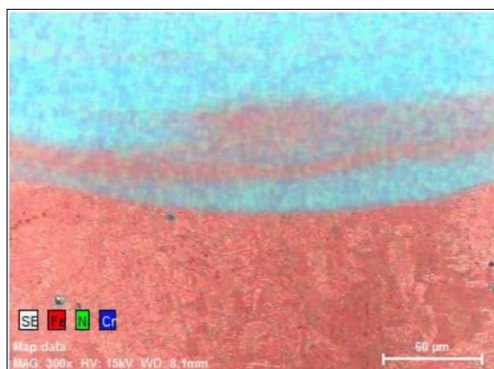


(e)

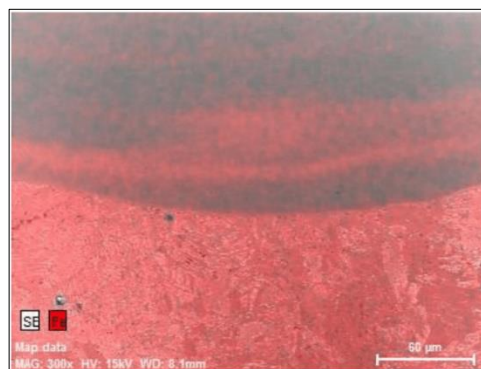
Figura 42 – MEV-FEG da interface da LF da solda dissimilar Inox 309L/substrato. Vs = 3,125 mm/s  
 Ampliação: 1000X. Ataque: Nital 5%. (a) ZPD tipo “ilha”; (b) EDS da área relacionando os elementos Fe, Ni e Cr; (c) EDS da região para o Fe; (d) EDS da área para o Ni; (e) EDS da área para o Cr.



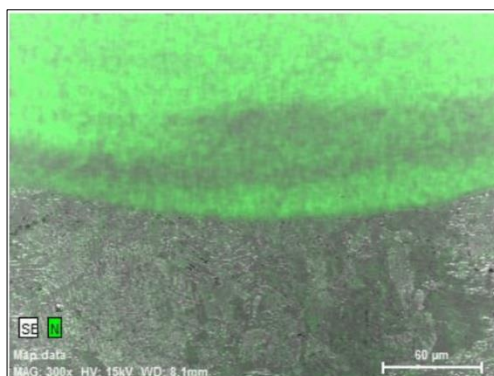
Fonte: Elaborada pelo autor. (a)



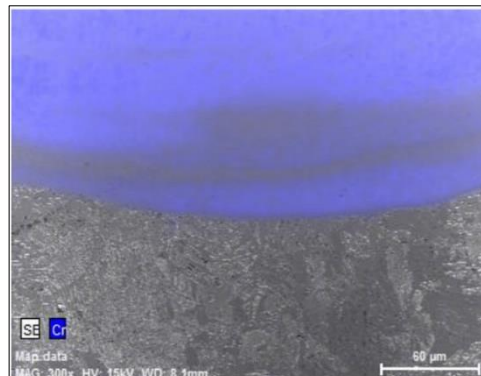
(b)



(c)

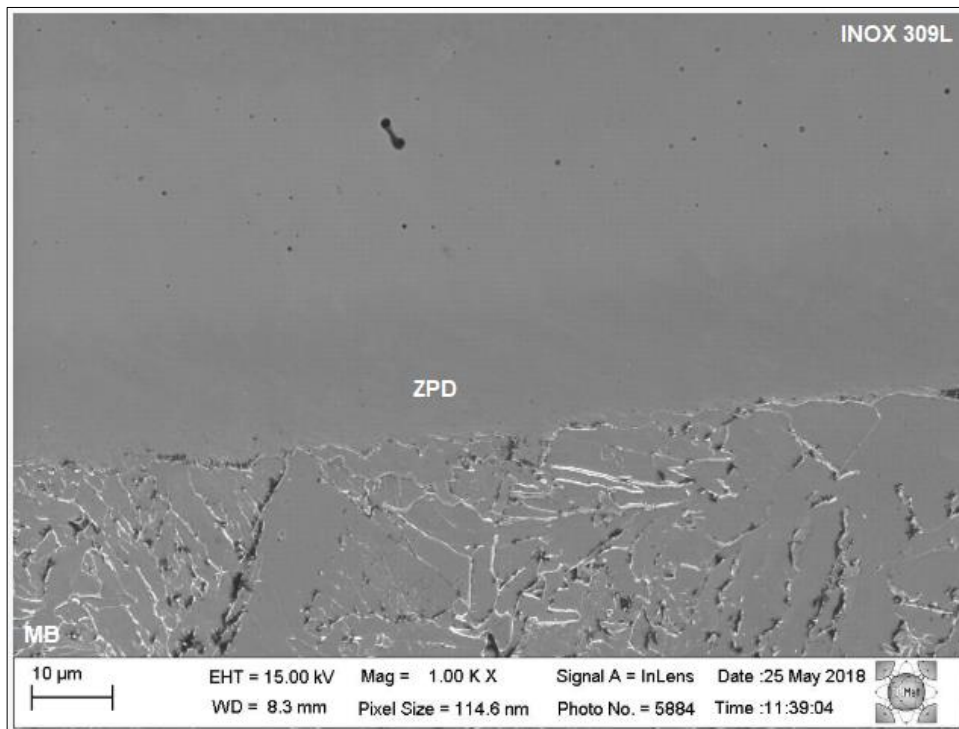


(d)



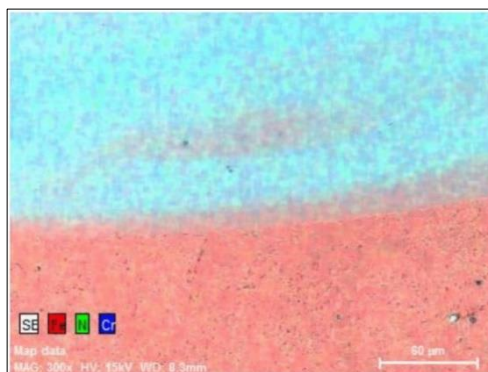
(e)

Figura 43. MEV-FEG da interface da LF da solda dissimilar Inox 309L/substrato. Vs = 8,7 mm/s  
Ampliação: 1000X. Ataque: Nital 5%. (a) ZPD tipo “praia”; (b) EDS da área relacionando os elementos Fe, Ni e Cr; (c) EDS da região para o Fe; (d) EDS da área para o Ni; (e) EDS da área para o Cr.

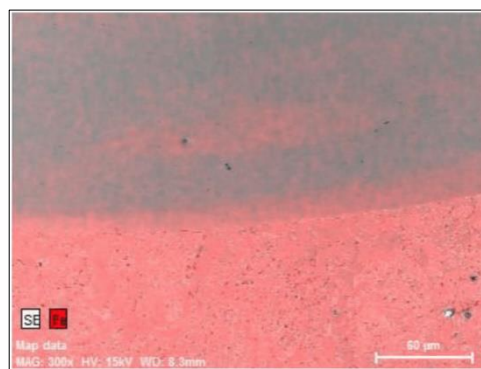


Fonte: Elaborada pelo autor.

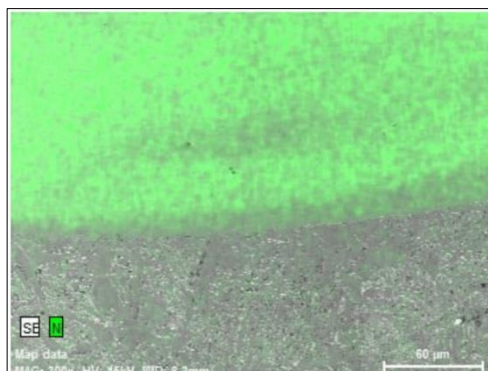
(a)



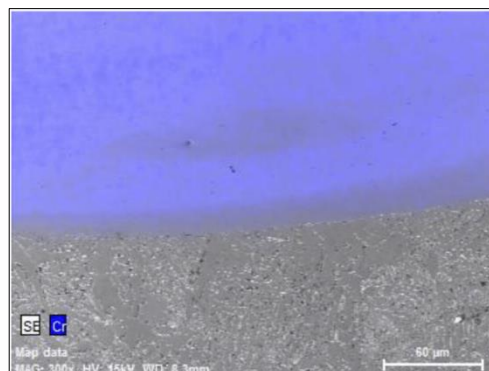
(b)



(c)



(d)



(e)

Os resultados obtidos via análises utilizando o MEV-FEG para avaliação microestrutural dos componentes dissimilares, referem-se ao levantamento do perfil composicional dos elementos químicos ao longo da secção transversal do componente soldado; tendo como foco a análise qualitativa do ferro, considerando que o mesmo, conforme observado nas análises via EDS, difunde na direção do revestimento depositado, seja ele o Inconel 625 ou o Inox 309L, contribuindo na formação das zonas parcialmente diluídas (ZPD's). Outro elemento que se destaca nessas análises é o níquel, cuja a presença influencia os perfis de microdureza das zonas termicamente afetadas (ZTA) e a zonas parcialmente diluídas (ZPD).

De acordo com os resultados de microanálise via EDS, as zonas parcialmente diluídas podem ser caracterizadas com um perfil composicional, causado pelo ciclo térmico dos passes de revestimento depositados pelo processo de soldagem MIG, estas, apresentam um gradiente composicional intermediário entre o substrato, com baixo teor de elementos de liga e o metal de adição (revestimento), com elevados percentuais de elementos de liga; conforme pode ser observado na Figura 39-b e nas outras imagens obtidas com o auxílio do EDS. Dessa forma, foi possível diferenciar claramente a interface dos dois materiais. Todavia, em virtude das dimensões reduzidas, estas zonas de transição não são facilmente caracterizadas em termos de suas propriedades físicas.

Em uma rápida avaliação da parte inferior das análises das Figuras 40 (a) e (b), 41 (a) e (b), 42 (a) e (b) e 43 (a) e (b), pode ser observado o metal de base, cuja composição química tem o ferro como elemento químico predominante. Avançando no sentido do revestimento, pode ser observado uma faixa de transição, aqui denominada ZPD; onde claramente nessas regiões o percentual de ferro diminui, passando a coexistir outros elementos, antes de exclusividade do metal de adição, tais como o Cr e Ni, porém em frações inferiores às do MA.

Ao se realizar o mapeamento dos elementos químicos via EDS, verificou-se a ocorrência de elementos que compõem o metal de adição, tais como o níquel a exemplo da Figura 41 (d), presentes no substrato, mais precisamente na ZTA, acredita-se que houve a migração deste elemento para o substrato, e, como consequência, observa-se um aumento significativo na região adjacente à linha de fusão.

Conforme apresentado por SILVA (2010), diversas zonas com características particulares têm sido observadas na soldagem dissimilar. Entretanto, zonas que elevam a dureza devido a formação de martensita têm atraído holofotes nesse campo de estudo. Devido à diversidade de elementos químicos nestas zonas, elementos de liga em frações inferiores às dos metais de adição, tornam instáveis o equilíbrio da estrutura austenítica, o suficiente para promover a transformação da martensita nas ZPD's.

Um dos problemas encontrados na soldagem dissimilar entre ligas de Ni e aços C-Mn e baixa liga é a formação de uma região com alta dureza, localizada preferencialmente na interface revestimento/substrato, cuja microestrutura é geralmente martensítica, mas a presença das fases  $\sigma$  e  $X$  também têm sido reportadas (KEJELIN *et al.*, 2007).

Segundo proposto por SILVA *et al.* (2012) independentemente dos percentuais de diluição, esta não tem relação direta com a formação das ZPD martensíticas. Conforme conclusões dos autores, a agitação da massa líquida nas adjacências da região interfacial e o movimento convectivo da poça de fusão, são os principais fatores responsáveis pela formação das ZPD's.

### 4.3.3. Discussão Geral

Para as condições de soldagem utilizadas no presente trabalho, os percentuais de diluição dos revestimentos soldados foram estimados por volta de 28 a 41% para componentes depositados com velocidade de soldagem de 8,7 mm/s, condição de menor aporte térmico ( $E_s = 550 \text{ J/mm}$ ), e em torno de 17 a 26% para os revestimentos depositados na condição de maior energia de soldagem ( $E_s = 1536 \text{ J/mm}$ ).

Foi observado que as formações das ZPD's são fortemente influenciadas pelo tipo de metal de adição empregado, de modo a promover uma maior ou menor interação substrato/revestimento e, como resultado o percentual de diluição do componente.

Em certas combinações dissimilares, a martensita pode estar presente ao longo da linha de fusão, devido à transição na composição entre o MB e o MA rico em elementos químicos, tais como o Cr e Ni. O Diagrama Schaeffler pode ser usado para prever a presença de martensita, a exemplo do apresentado pela Figura 28, onde mostra o esquema de uma soldagem dissimilar empregando o Inconel 625 e o Inox 309L depositados sob um substrato de aço carbono (SAE 1020). Estas regiões estreitas apresentam alta dureza em relação ao metal de solda diluído adjacente à ZTA.

Conforme estudos relacionados ao processo de soldagem dissimilar, constatou-se que o uso de metais de adição à base de Ni, tais como o Inconel 625, resulta na formação de ZPD's de baixa espessura ao longo da linha de fusão MA/MB. Enquanto isso, a ZPD que resulta do processo de soldagem com o aço inoxidável, a exemplo do Inox 309L, é relativamente espessa. As razões para isso foram exploradas por DuPont e Kusko (2007). Segundo os autores, na soldagem empregando metais de adição dissimilares com aços carbono, os gradientes composicionais ao longo da linha de fusão, como consequência da variação nos principais elementos de liga (Fe, Ni e Cr) é mais acentuado para componentes revestidos com o Inconel 625, devido ao aumento percentual do Ni e diminuição no teor do Fe, em comparação ao revestimento depositado com aço inoxidável 309L.

No presente trabalho, a espessura da ZPD com o MA Inox 309L variou de 30 - 50  $\mu\text{m}$ , no revestimento utilizando o Inox 309L; enquanto para o Inconel 625, houve uma variação de apenas 2 - 5  $\mu\text{m}$  de espessura.

Os gradientes de composição química produzem uma variação no início da transformação martensítica (Ms) através do limite de fusão, e as diferenças nas

composições resultantes de Ms entre as duas soldas, podem ser usados para explicar a variação observada nas larguras das ZPD's.

No entanto, o fato de uma ZPD mais fina ser esperada em revestimentos obtidos com o Inconel 625, pode ser atribuído ao maior gradiente de concentração dentro da zona de transição da composição (devido à maior concentração de Ni), que, em por sua vez, estabiliza a austenita em um local mais curto dentro da zona de transição. Deve-se notar que a largura exata da ZPD pode variar dentro de um dado revestimento soldado, devido a variações locais nos gradientes de composição, no comportamento do fluxo da massa fluida e em variações locais na taxa de resfriamento.

ORNATH *et. al.* (1981) sugeriram que a formação de um gradiente composicional de elementos químicos ao longo da região interfacial de um componente soldado com metais dissimilares é resultado da segregação de elementos de liga na massa fundida nos instantes iniciais de solidificação. Este gradiente composicional migra na direção do centro da massa fundida do revestimento, a partir da linha de fusão que delimita os metais de adição e o metal de base, caracterizando as chamadas zonas parcialmente diluídas.

Como resultado dos fundamentos da teoria de solidificação, uma estimativa da espessura da camada das zonas parcialmente diluídas foi proposta a seguinte equação (Eq. 3):

$$\delta = \frac{D_L}{kR} \quad (\text{Eq. 3})$$

Onde:

$\delta$  é a largura da camada;

$D_L$  é a difusividade do átomo na fase líquida para uma dada temperatura;

K é o coeficiente de segregação no equilíbrio;

R é a taxa de solidificação.

Dessa forma, com base na Equação 3 anteriormente apresentada, a espessura das zonas parcialmente diluídas, comporta-se de forma inversamente proporcional à taxa de solidificação "R" empregada no processo, de modo que maiores espessuras das ZPD's serão resultantes de taxas de solidificação inferiores.

De fato, no presente estudo observou-se que maiores valores de velocidade de soldagem ( $V_s$ ), implicam em maiores taxas de solidificação (R), contribuindo assim

para zonas parcialmente diluídas com espessuras mais discretas para ambos os revestimentos empregados. De forma inversa, a formação de ZPD's mais espessas foram observadas para os dois metais de adição empregados na condição onde a velocidade de soldagem era mais baixa ( $V_s = 3,125$  mm/s) e, conseqüentemente, a taxa de solidificação era inferior, comprovando assim o modelo matemático proposto por ORNATH et. al. (1981).

Além disso, a seleção de maiores aportes térmicos ( $E_s = 1536$  J/mm), ou seja, na condição de menor velocidade de soldagem ( $V_s = 3,125$  mm/s), para ambos os metais empregados, promoveu o aumento na espessura das ZPD's e pode ser interpretado como um parâmetro que atua de modo a auxiliar os mecanismos de segregação durante os instantes iniciais de solidificação.

Todavia, se por uma parte maiores velocidades de soldagem ( $V_s = 8,7$  mm/s), que implicam em aportes térmicos mais baixos ( $E_s = 550$  J/mm) é um fator positivo no tocante à formação e espessura das ZPD's; por outro lado, conforme apresentado e discutido pelos resultados obtidos nos ensaios de microdureza, nas condições onde a energia de soldagem foi inferior, esta, por sua vez, favoreceu a obtenção de ZPD's e ZTA com valores de microdureza mais elevados.

## CAPÍTULO V

### 5. CONCLUSÕES

Com base nos resultados experimentais apresentados no presente estudo, sobre as características microestruturais e mecânicas observadas em revestimentos de soldas dissimilares produzidas com a superliga Inconel 625 e o Inox 309L sobre o aço SAE 1020 foi possível concluir que:

- Independentemente do metal de adição empregado (Inox 309L ou Inconel 625), os parâmetros de soldagem neste trabalho empregados resultaram em revestimentos sem grandes defeitos. Apresentando penetração e molhabilidade adequados à obtenção de superfícies revestidas.
- Conforme resultados obtidos via EDS, as Zonas Parcialmente Diluídas (ZPD), constituem uma “faixa de transição”, tendo sua espessura ( $\delta$ ) influenciada pelo revestimento utilizado. Estas, apresentam um gradiente de composição química, desde muito rica em Fe próxima à linha de fusão, até a composição do metal de solda, que corresponde às composições das ligas Inconel 626 e Inox 309L.
- Características dos revestimentos relacionadas com a formação das ZPD's, foram fortemente influenciadas pelo gradiente de composição química dos metais de adição empregados, dessa forma, o Inconel 625 que apresentou um maior gradiente composicional com o substrato, apresentaram ZPD's mais discretas, devido a maior concentração de Ni, que, em por sua vez, estabiliza a austenita em um local mais curto dentro da zona de transição.
- Foi observado uma grande dependência da diluição em revestimentos dissimilares em função da velocidade de soldagem ( $V_s$ ), estas se mostraram interdependentes, de modo que maiores valores na velocidade de soldagem, favoreceram maiores percentuais de diluição; uma vez que um menor volume do metal de adição fora depositado. Além disso, valores de velocidade de soldagem baixos colaboram para o aumento da energia de soldagem por comprimento de solda depositada, favorecendo, de certa forma, no processo

de segregação de elementos de liga no instante inicial de solidificação, contribuindo, desse modo, para a formação das zonas parcialmente diluídas.

- Os resultados de microdureza mostraram que as zonas parcialmente diluídas (ZPD) e ZTA apresentaram níveis de microdureza na ordem dos 400 HV, valores estes na faixa das microestruturas martensíticas.
- Revestimentos com menores valores de microdureza na região interfacial foram obtidos com o emprego de menores velocidades de soldagem ( $V_s = 3,125$  mm/s), e, conseqüentemente, maior aporte térmico ( $E_s = 1536$  J/mm); tanto utilizando o Inconel 625, quanto com o Inox 309L.
- As microestruturas das ZTA, para ambos os metais de adição empregados, apresentaram microconstituintes aciculares em suas estruturas, dentre as principais foram: Bainita e Ferrita de Widmanstätten.

## CAPÍTULO VI

### 6. SUGESTÕES PARA TRABALHOS FUTUROS

Levando em consideração os avanços obtidos a partir da realização dessa dissertação de mestrado, e da relevância das informações relacionadas com o processamento e seus efeitos sobre a microestrutura e propriedades dos revestimentos obtidos com as ligas Inconel 625 e Inox 309L produzidos por soldagem MIG, apontam-se algumas sugestões para continuação, conforme apresentado:

- Investigar a influência da soldagem de revestimento em multicamada na microestrutura do substrato, visando avaliar regiões de reaquecimento promovido através da soldagem multipasse;
- Avaliar a influência do tratamento térmico pós soldagem na ZTA do substrato revestido com os metais de adição Inconel 625 e Inox 309L;
- Revestimentos empregando os metais de adição Inox 309L e Inconel 625 poderão ser avaliados quanto à sua estabilidade em atmosferas corrosivas e a altas temperaturas, visando sua utilização em componentes empregados em condições severas.
- Os revestimentos estudados poderão ser avaliados quanto a processos relacionados à falha de operação, sujeitando-os à ensaios de corrosão sob tensão e fadiga.
- Avaliar a microestrutura dos revestimentos, com uma análise do perfil de solidificação, bem como o estudo da fração de carbonetos interdendríticos e das fases formadas nos revestimentos.
- Verificar a influência da taxa de resfriamento sobre as propriedades e os aspectos microestruturais dos revestimentos, tendo em vista que esta não foi uma característica estudada.

## REFERÊNCIAS

1. ASM Metals Handbook: “*Welding, Brazing, and Soldering – Volume 6*”, ASM International Handbook Committee, 1ª Edição, 1993.
2. ASM Metals Handbook. *Welding, Brazing and Soldering*, v.6, 10th Edition ed; 1993.
3. AWS, AMERICAN WELDING SOCIETY – *Welding handbook*, 8ª Ed. Miami. Volume 2. P. 479. 1991. Welding processes.
4. BARRA, S. R. *Influência do processo MIG/MAG térmico sobre a microestrutura e a geometria da zona fundida*. Tese de Doutorado, UFSC, Florianópolis, 2003.
5. BARRA, S. R.; DUTRA, J. C.; RIBAS, A. C. *Avaliação dos efeitos da variação dos parâmetros/procedimentos de soldagem e automação sobre a planicidade e aspecto superficial dos revestimentos empregados em turbinas hidráulicas*. XXIV Encontro nacional de tecnologia da soldagem: congresso latino-americano e ibero-americano de soldagem, Fortaleza. set., 1998.
6. BRANDIM, A. S; ALCÂNTARA, N. G; PARANHOS, R. *Diluição em soldas de revestimento duro utilizando o processo de soldagem a arco submerso*. In: Encontro nacional de tecnologia de soldagem, XXV, p.7. 1999, Belo Horizonte.
7. BRANTIS, F. C. A; TREVISAN, R. E. *Efeito dos parâmetros do processo de soldagem nas propriedades do revestimento*. In: Encontro nacional de tecnologia de soldagem, XIX, p. 19, 1993, São Paulo.
8. BRUNEAU, M.; UANG, C.; WHITTAKER, A. S. *Ductile design of steel structures*, McGraw-Hill Professional, 1998.
9. BUSO, S.J. Estudos microestruturais e por microanálise para identificação dos precipitados presentes em amostras da liga de níquel 600 (nacional) após processo de soldagem. São Paulo: IPEN; 1999.
10. CANTARIN, T. N. *Caracterizações mecânicas e microestruturais do aço AISI8630 modificado revestido com liga de níquel 625 por soldagem GTAW*. Instituto de Pesquisas Energéticas e Nucleares. São Paulo. 2011.
11. CHIAVERINI, Vicente. *Aços e ferros fundidos: características gerais, tratamentos térmicos, principais tipos*. ABM: São Paulo, 2002.
12. CROOK, P. *The effects of dilution upon the corrosion and wear properties of cobalt-based welds overlays*. Corrosion Science, Vol. 35, p 647-653, 1993.

13. DOODY, Thomas. *Intermediate Mixed Zones in Dissimilar Metal Welds for Sour Service*. Welding Journal, March 1992.
14. DuPONT, J. N.; MARDER, A. R. *Dilution in single pass arc welds*. Metallurgical and Materials Transactions B, Vol. 27B. p. 481-489. June, 1996.
15. DUPONT J. N, KUSKO, C. S.: Technical Note: Martensite Formation in Austenite/Ferritic Dissimilar Alloy Welds. Welding Journal, 86:51-54, 2007.
16. ELIAS, M. S.; *Avaliação metalúrgica da soldagem de revestimento inox austenítico sobre aço SAE 4130*. Dissertação de mestrado, Universidade Estadual do Norte Fluminense Darcy Ribeiro, Rio de Janeiro, 2013.
17. ESAB; Apostila de soldagem MIG/MAG. 2005.
18. EISELSTEIN, H. L.; TILLACK, D. J. *The invention and definition of Alloy 625*. The Minerals, Metals and Materials Society, Huntington, 1991.
19. FILHO, I. G. S. *Estudo da influência dos parâmetros de soldagem de revestimento resistentes à corrosão na diluição pelo processo TIG modalidade arame quente*. Dissertação de mestrado, UFTPR, Curitiba, 2007.
20. FERREIRA, W. E. I.; Influência dos parâmetros de soldagem na sensitização de juntas soldadas em aço inoxidável austenítico AISI 316 soldadas pelo processo TIG. Dissertação de Mestrado. São Luís, 2008.
21. FERREIRA, R. C. *Estudo da formação da fase sigma em aços inoxidáveis austeníticos – Foco nas ligas 317, 317L e 317LN*. Dissertação de Mestrado. Porto Alegre, 2009.
22. FERRIERE, A.; BAUTISTA, C. S.; RODRIGUEZ, G. P. e VAZQUEZ, A. J. Corrosion resistance of stainless steel coatings elaborated by solar cladding process. *Solar Energy*, v. 80, n. 10, p. 1338-1343, 2006.
23. FOLKHARD, E.; *Welding metallurgy of stainless steel*, Springer – Verlag, Austria, pg.229-240,1984.
24. GITTO, M., AND GOOCH, T. 1992. *Welding Journal* 71: 461-s to 472-s.
25. GITTO, M. F; GOOCH, T. G. *Effect of iron dilution on corrosion resistance of Ni-Cr-Mo alloy cladding*. British Corrosion Journal, Vol. 31, nº 4, p. 309-314, 1996.
26. GINZBURG, Vladimir B.; Ballas, Robert (2000), *Flat Rolling Fundamentals* p. 141-142 CRC Press.

27. GOMES, J. H. F.; Análise e otimização da soldagem de revestimento de chapas de aço ABNT 1020 utilização de arame tubular inoxidável austenítico. Dissertação de mestrado, Universidade Federal de Itajubá, Itajubá, 2010.
28. GOULD, E.K. Development of Constitution Diagram for Dissimilar Metal Welds in Nickel Alloys and Carbon and Low Alloy Steels. Ohio: The Ohio State University, 2010.
29. J. N. DUPONT AND C. S. KUSKO. Technical Note: Martensite Formation in Austenitic/Ferritic Dissimilar Alloy Welds, 2007. *Welding Journal*
30. KANNAN, T. e MURUGAN, N. Effect of flux cored arc welding process parameters on duplex stainless steel clad quality. *Journal of Materials Processing Technology*, v. 176, n. 1-3, p. 230-239, 2006.
31. KEJELIN N, Z.; BUSHHINELLI, A.J.A; POPE, A. M.: "Effects of welding parameters on the Partially Diluted Zones Formation at Dissimilar Metal Welds". In: Anais do 18th International Congress of Mechanical Engineering - COBEM: November; Ouro Preto. 2005.
32. KEJELIN N, Z; Influência dos Parâmetros de Soldagem na Formação de Zonas Parcialmente Diluídas em Soldas de Metais Dissimilares; Dissertação de mestrado, Universidade Federal de Santa Catarina, 2006.
33. KOU SY, K.: Fusion-Boundary Macroseggregation in Dissimilar-Filler Welds. *Welding Journal*, Miami 2007, 86.
34. LANCASTER, J. F.; *Metallurgy of welding*, Fifth edition, London: Chapman & Hall, 1983, 389p.
35. LIMA, A. C. *Estudo da aplicação de revestimento duro por soldagem com arames tubulares quanto à resistência ao desgaste de facas picadoras de cana-de-açúcar*. 184f. Tese (Doutorado) – Curso de Engenharia Mecânica, Universidade Federal de Uberlândia, Uberlândia, 2008.
36. LINNERT, G. E. *Welding Metallurgy – Carbon and Alloy Steels*. AWS – American Welding Society, ed 4, p. 628, Miami, 1995.
37. LUNDIN, C. D. *Dissimilar metal welds – Transition joints literature review*. *Welding Journal*, February 1982.
38. MODENESI, P. J. *Soldagem de ligas metálicas*. Departamento de engenharia metalúrgica e de materiais: UFMG, 2001.
39. MODENESI, P. J. *Soldabilidade de algumas ligas metálicas*. Departamento de engenharia metalúrgica e de materiais: UFMG, 2011.

40. MURUGAN, N.; PARMAR, R. S. *Stainless steel cladding deposited by automatic gas metal arc welding*. *Welding Journal*, p. 391-403, 1997.
41. MURUGAN, N e PARMAR, R. S. Effects of MIG process parameters on the geometry of the bead in the automatic surfacing of stainless steel. *Journal of Materials Processing Technology*, v. 41, n. 4, p. 381-398, 1994.
42. NELSON, T. W., LIPPOLD, J. C., AND MILLS, M. J. 1998. *Science and Technology of Welding and Joining* 3: 249 to 255.
43. NELSON, T. W., LIPPOLD, J. C. *Nature and evolution of the fusion boundary in ferritic-austenitic dissimilar metal welds – Part 1: Nucleation and Growth*. American Welding Society. October, 1999.
44. NELSON, T. W., LIPPOLD, J. C. *Nature and evolution of the fusion boundary in ferritic-austenitic dissimilar metal welds – Part 2: On cooling transformations*. American Welding Society. October, 1999.
45. ORNATH, F. *et. Al. Weld pool segregation during the welding of low alloy steels with austenitic electrodes*. *Welding Journal*, November, 1981.
46. PADILHA, A. F. *Aços Inoxidáveis Austeníticos: Microestrutura e propriedades*. Editora Hemus, São Paulo, 1994. pag. 95-100.
47. PADILHA, A.F. & RIOS, P.R. Decomposition of Austenite in Austenite Stainless Steels. *ISIJ Internacional*, 42 (2002) pp. 325-337
48. PALANI, P. K.; MURUGAN, N. *Developement of mathematical models for prediction of weld bead geometry in cladding by flux cored arc welding*. *The International Journal of Advanced Manufacturing Technology*. Vol. 30, p. 669-676, 2006.
49. PESSOA, A. R. P. *Revestimento de Ligas de Níquel pelo processo MIG/MAG com transferência por curto – circuito*. Dissertação (Mestrado em Engenharia e Ciência dos Materiais). Departamento de Engenharia Metalúrgica e de Materiais. Universidade Federal do Ceará, Fortaleza, Ceará, 2009.
50. PONTES, Mariana Karla Gurjão. *Estudo da compatibilidade metalúrgica de juntas soldadas de metais dissimilares utilizados no setor de petróleo e gás*. UFCG: Campina Grande, 2012.
51. PEREZ, G. E. G. *Estabelecimento de critérios para evitar a perfuração na soldagem de tubulações em operação de pequena espessura*. Dissertação (Mestrado em Engenharia Mecânica). Programa de Pós-Graduação em

- Engenharia Mecânica, Universidade Federal de Santa Catarina, Florianópolis, 2005.
52. SAVAGE, W.F., 1980, "Solidification, segregation and weld imperfections", *Welding in the World*, Vol. 18, No. 5-6, p 89-112.
53. SANTOS, M. W. B. *Aspectos metalúrgicos de revestimentos em dutos depositados com a superliga de níquel ERNiCrMo-4 pelos processos MIG convencional e MIG com adição de arame frio*. UFPA: Belém, 2012.
54. SILVA, C. C. *Revestimentos de ligas de níquel depositados pelo processo TIG com alimentação de arame frio – aspectos operacionais e metalúrgicos*. 2010. 355 p. Tese (Doutorado) – Curso de Ciência e Engenharia de Materiais, Universidade Federal do Ceará, Fortaleza, 2010.
55. SILVA M. M., OLIVEIRA, W. C., MACIEL, T. M., SANTOS, M. A.:. *Caracterização de Solda de Revestimento de AWS 317L Depositados por GMAW para Uso na Indústria do Petróleo*. Soldagem e Inspeção - São Paulo 2010.
56. SOUZA, Gisélia Alves de. *Caracterização microestrutural de um aço médio carbono e baixa liga (com microestrutura bainítica/ martensítica) via microscopia ótica*. Faculdade de Engenharia de Guaratinguetá: Universidade Estadual Paulista, 2008.
57. SILVA, A. L. C., MEI, P. R., *Aços e ligas especiais – 3ª Ed.* – São Paulo: Blucher, 2011.
58. SILVA, C. C., et al. *Aspectos metalúrgicos de revestimentos dissimilares com a superliga à base de níquel Inconel 625*. Soldagem e Inspeção, v. 17, p. 251-63, 2012.
59. SILVA, C. C. et al., *Avaliação da resistência a corrosão do metal de solda de eletrodos revestidos AWS E309Mo-16 em meio contendo petróleo pesado*. In: Congresso anual da ABM – Internacional, 59º, p. 352-3520, 2004, São Paulo.
60. SILVA, C. C. *Revestimentos de ligas de níquel depositadas pelo processo TIG com alimentação de arame frio – Aspectos operacionais e metalúrgicos*: 2010. 319p. Tese (Doutorado) – Departamento de Engenharia Metalúrgica e de Materiais, Universidade Federal do Ceará, Fortaleza-CE.
61. SILVA, C.C., MIRANDA, H.C., MOTTA, M.F., FARIAS, J.P., AGUIAR, W.M. *Influence of Welding Operational Conditions on Partial Mixed Zone Formation in Ni-Based Dissimilar Weld Overlay*. In: International Trends of Welding

- Research, 9th, Chicago. Proceedings... Materials Park, OH: ASM international, 2012.
62. SPECIAL METALS CORPORATION. *Inconel Alloy 625*. SPM, disponível em: <<http://www.specialmetals.com/assets/smc/documents/alloys/inconel/inconel-alloy-625.pdf>>. Acesso em 15 de janeiro de 2018.
63. THIELSCH, H. 1952. *Welding Journal* 31: 37-s to 63-s.
64. V.C.M. BEAUGRAND, L.S. SMITH, M.F. GITTOS, Subsea Dissimilar Joints: Failure Mechanisms and Opportunities for Mitigation. In: CORROSION 2009. Atlanta, 2009. Proceedings. Houston, TX: NACE International, 2009.
65. WILSON, R. K.; KELLY, T. J.; KISER, S. D. *The effect of iron dilution on Cu-Ni weld deposits used in seawater*, *Welding Journal*, p. 280-s287-s, 1987.
66. ZEEMANN A.; *Diluição*, Infosolda, Seção artigos, 2003. Disponível em: <<http://www.infosolda.com.br/images/Downloads/Artigos/metaldiluido.pdf>>. Acesso em 15 de janeiro de 2018.4\$