



*Universidade Federal da Paraíba  
Centro de Tecnologia  
Programa de Pós-Graduação em Engenharia Mecânica  
Mestrado-Doutorado*

**CARACTERIZAÇÃO MICROESTRUTURAL DO AÇO AISI 4130 AMANTEIGADO  
COM LIGAS DE NÍQUEL**

**por**

**Daniel Milanês Beltrão**

*Dissertação de mestrado apresentada à Universidade Federal da Paraíba para obtenção do  
Grau de Mestre*

**JOÃO PESSOA**

**2017**

**DANIEL MILANÊS BELTRÃO**

**CARACTERIZAÇÃO MICROESTRUTURAL DO AÇO AISI 4130 AMANTEIGADO  
COM LIGAS DE NÍQUEL**

**Dissertação apresentada ao programa de  
pós-graduação em engenharia mecânica da  
Universidade Federal da Paraíba, em  
cumprimento as exigências para a obtenção  
do grau de mestre.**

**Orientador: Prof. Dr. José Hilton Ferreira da Silva**

**JOÃO PESSOA**

**2017**

# CARACTERIZAÇÃO MICROESTRUTURAL DO AÇO AISI 4130 AMANTEIGADO COM LIGAS DE NÍQUEL

por

**Daniel Milanês Beltrão**

*Dissertação aprovada em 28 de julho de 2017*



**Prof. Dr. JOSÉ HILTON FERREIRA DA SILVA**  
*Orientador – UFPB*



**Prof. Dr. CLAUDIO ALVES DE SIQUEIRA FILHO**  
*Examinador Interno - UFPB*



**Prof. Dr. EDGARD DE MACEDO SILVA**  
*Examinador Externo – IFPB*

## **AGRADECIMENTOS**

Primeiramente a Deus, pelo dom da vida.

Aos meus pais Rivaldo Cavalcanti Beltrão e Luciece Coelho Milanês Beltrão pela dedicação e empenho na minha formação pessoal e profissional. Serei eternamente grato por todos os sacrifícios.

Aos meus irmãos Renato Milanês Beltrão e Marília Milanês Beltrão que por mais difícil que fossem as circunstâncias, sempre estiveram ao meu lado.

A minha avó Sônia, minha tia Luciana e a todos os familiares e amigos que contribuíram na elaboração desse trabalho.

A minha noiva Scarllet por sua compreensão e apoio em todos os momentos.

Ao professor e orientador Dr. José Hilton Ferreira da Silva, pela oportunidade e orientação deste trabalho e, principalmente, pela amizade e confiança durante esse período.

Aos amigos da Pós-Graduação que juntos trilhamos esse árduo caminho, em especial: Antônio Marcos, Roneles, Esdras, Adiana, Edleuson, Daniel Lira e Josimar.

Enfim, a todos aqueles que estiveram presentes na minha vida e de alguma forma contribuíram para o desenvolvimento deste trabalho.

# CARACTERIZAÇÃO MICROESTRUTURAL DO AÇO AISI 4130 AMANTEIGADO COM LIGAS DE NÍQUEL

## RESUMO

*Nesse trabalho foi realizado um estudo para analisar o comportamento microestrutural da interface de soldas de amanteigamento do aço AISI 4130 com diferentes ligas de níquel. O processo de soldagem MIG foi utilizado para depositar o amanteigamento. As variáveis de influencia foram os arames eletrodo Inconel 625 (AWS ERNiCrMo-3) e Inconel 725 (AWS ERNiCrMo-15); os modos de corrente convencional e pulsada e o tratamento térmico de alívio de tensões (TTAT). Como variáveis de respostas foram analisadas a macro e microestruturas e a microdureza na interface do amanteigamento com a Zona Termicamente Afetada (ZTA). Os resultados mostraram que o modo de corrente convencional apresenta um arco mais instável, conseqüentemente foi observado a presença de respingos, já no modo de corrente pulsada, foi observado um arco estável, com ausência total de respingos. As análises macroestruturais mostraram que o amanteigamento realizado com corrente pulsada apresentou menores níveis de diluição em relação ao modo de corrente convencional mesmo com maiores níveis de energia de soldagem. Além disso, verificou-se nas análises micrograficas que a interface do amanteigamento com o modo de corrente pulsado promoveu maior controle das zonas parcialmente diluída (ZPD), minimizando a formação de zonas frágeis. Foi observado também que o TTAT foi eficaz em reduzir a microdureza da ZTA.*

**Palavras-chave:** Soldagem, amanteigamento, ligas de níquel, microestrutura.

# MICROSTRUCTURAL CHARACTERIZATION OF STEEL AISI 4130 BUTTERING WITH NICKEL ALLOYS

## ABSTRACT

In this work a study was carried out to analyze the microstructural behavior of the braze weld interface of AISI 4130 steel with different nickel alloys. The MIG welding process was used to deposit the buttery. The influence variables were the Inconel 625 (AWS ERNiCrMo-3) and Inconel 725 (AWS ERNiCrMo-15) electrodes; The conventional and pulsed current modes and the stress relief thermal treatment (TTAT). As response variables the macro and microstructures and the microhardness were analyzed in the interface of the buttery with the Thermally Affected Zone (ZTA). The results showed that the conventional current mode has a more unstable arc, therefore the presence of spatter was observed. In the pulsed current mode, a stable arc was observed, with total absence of spatter. The macrostructural analysis showed that the buttery performed with pulsed current had lower levels of dilution than the conventional current mode even with higher levels of welding energy. In addition, it was verified in the micrographic analyzes that the interface of the buttery with pulsed current mode promoted greater control of partially diluted zones(ZPD), minimizing the formation of fragile zones. It was also observed that TTAT was effective in reducing the microhardness of ZTA.

**Key-words:** *Welding*, buttering, nickel alloys, Microstructure

## LISTA DE FIGURAS

Figura 2.1	Representação esquemática de uma solda de amanteigamento	4
Figura 2.2	Diagrama de transformação tempo-temperatura liga 625 (SHOEMAKER, 2005)	9
Figura 2.3	Diagrama de transformação tempo-temperatura liga 725 (SHOEMAKER, 2005)	9
Figura 2.4	Regiões de uma junta soldada (ALBURQUERQUE, 2010)	10
Figura 2.5	Representação esquemática da diluição numa junta soldada	11
Figura 2.6	Correlação entre microestrutura e distribuição de temperatura na ZTA (RODRIGUES,2010)	12
Figura 2.7	Influência do preaquecimento na largura e na dureza da ZTA; caso 1 - sem preaquecimento onde (B-A) corresponde à largura da ZTA. caso 2 - com preaquecimento onde (C-A) corresponde à largura da ZTA (CAMPOS, 2005).	13
Figura 2.8	Microestruturas encontradas na região da interface de uma junta soldada dissimilar (BEAUGRAND <i>et al.</i> ,2009).	15
Figura 2.9	Corrente-tensão versus tempo típico do ciclo de curto-circuito	20
Figura 2.10	Representação esquemática da transferência metálica globular	20
Figura 2.11	Representação esquemática da transferência metálica goticular.	21
Figura 2.12	Oscilograma de corrente pulsada $I_p=300A$ ; $t_p=3,9ms$ ; $I_b=50 A$ ; $t_b = 23 ms$ . (MOTTA, 2002)	23
Figura 3.1	Célula de soldagem utilizada na soldagem de amanteigamento	25
Figura 3.2	Fluxograma das etapas realizadas no trabalho.	27
Figura 3.3	Beneficiamento do aço AISI 4130. a) Limalha de ferro fundido cinzento e b) Disposição das chapas na caixa para tratamento térmico.	28
Figura 3.4	Ciclos térmicos para o tratamento térmico do aço aisi 4130.	29
Figura 3.5	Sistema de aquisição de dados.	29
Figura 3.6	Chapas com abas antes do processo de amanteigamento.	32
Figura 3.7	Etapas utilizadas na metodologia da pesquisa: a) corpo de prova fixado no suporte b) peça em pré-aquecimento.	33

Figura 3.8	Sobreposição utilizada no amanteigamento.	33
Figura 3.9	Amanteigamento com inconel 625: a) corrente pulsada b) corrente convencional.	34
Figura 3.10	Amanteigamento com inconel 725: a) corrente convencional b) corrente pulsada.	35
Figura 3.11	Preparação dos corpos de provas para caracterização microestrutural: a) Corte com serra de fita, b) fresamento, c) corte por eletro-erosão a fio e d) corpo de prova demarcado o corte da amostra.	36
Figura 3.12	Ciclo térmico de alívio de tensões para o aço aisi 4130.	37
Figura 3.13	Representação do perfil de ensaio de microdureza.	39
Figura 4.1	Oscilograma de corrente para a solda de amanteigamento com Inconel 625 e corrente pulsada.	40
Figura 4.2	Oscilograma de corrente para a solda de amanteigamento com Inconel 625 e corrente convencional.	40
Figura 4.3	Oscilograma de corrente para a solda de amanteigamento com Inconel 725 e corrente pulsada.	41
Figura 4.4	Oscilograma de corrente para a solda de amanteigamento com Inconel 725 e corrente convencional.	41
Figura 4.5	Macroestrutura da seção transversal do amanteigamento com Inconel 625 sem TTAT: a) corrente convencional; b) corrente pulsado.	42
Figura 4.6	Macroestrutura da seção transversal do amanteigamento com inconel 725 sem TTAT: a) corrente convencional; b) corrente pulsada.	43
Figura 4.7	Interface dissimilar da solda de amanteigamento inconel 725/AISI 4130: a) corrente convencional e b) corrente pulsada.	44
Figura 4.8	Microestrutura da interface dissimilar do aço AISI 4130 amanteigado com inconel 625 no modo MIG pulsado, sem TTAT.	45
Figura 4.9	Microestrutura da interface dissimilar do aço AISI 4130 amanteigado com inconel 625 no modo MIG convencional,	46

	sem TTAT.	
Figura 4.10	Microestrutura da interface dissimilar do aço AISI 4130 amanteigado com inconel 625 no modo MIG pulsado, com TTAT.	46
Figura 4.11	Microestrutura da interface dissimilar do aço AISI 4130 amanteigado com inconel 625 no modo MIG convencional, com TTAT.	47
Figura 4.12	Microestrutura da interface dissimilar do aço AISI 4130 amanteigado com inconel 725 no modo MIG pulsado, sem TTAT.	47
Figura 4.13	Microestrutura da interface dissimilar do aço AISI 4130 amanteigado com inconel 725 no modo MIG convencional, sem TTAT.	48
Figura 4.14	Microestrutura da interface dissimilar do aço AISI 4130 amanteigado com inconel 725 no modo MIG pulsado, com TTAT.	48
Figura 4.15	Microestrutura da interface dissimilar do aço AISI 4130 amanteigado com inconel 725 no modo MIG convencional, com TTAT.	49
Figura 4.16	Região de grãos grosseiros na interface do “amanteigamento” do inconel 625; a) MIG convencional sem TTAT; b) MIG pulsado sem TTAT; c) MIG convencional com TTAT; d) MIG pulsado com TTAT.	50
Figura 4.17	Região de grãos grosseiros na interface do “amanteigamento” do inconel 725; a) MIG convencional; b) MIG pulsado; c) MIG convencional com TTAT; d) MIG pulsado com TTAT.	51
Figura 4.18	Microdureza ao longo da interface dissimilar amanteigada com inconel 625: a) MIG Convencional sem TTAT; b) MIG Convencional com TTAT; c) MIG Pulsado sem TTAT; d) MIG Pulsado com TTAT.	52
Figura 4.19	Microdureza ao longo da interface dissimilar amanteigada com inconel 725: a) MIG convencional sem TTAT; b) MIG convencional com TTAT; c) MIG pulsado sem TTAT; d)	53

	MIG pulsado com TTAT.	
Figura 4.20	Imagens do MEV da zona $\Phi$ na interface do “amanteigamento” do inconel 625; a) MIG Convencional; b) MIG Pulsado; c) MIG Convencional com TTAT; d) MIG Pulsado com TTAT.	54
Figura 4.21	Imagens do MEV da zona $\Phi$ na interface do “amanteigamento” do inconel 725; a) MIG Convencional; b) MIG Pulsado; c) MIG Convencional com TTAT; d) MIG Pulsado com TTAT.	55
Figura 4.22	Microdureza ao longo da interface dissimilar amanteigada com inconel 625: a) MIG Convencional sem TTAT; b) MIG Convencional com TTAT; c) MIG Pulsado sem TTAT; d) MIG Pulsado com TTAT.	56
Figura 4.23	Microdureza ao longo da interface dissimilar amanteigada com inconel 725: a) MIG convencional sem TTAT; b) MIG convencional com TTAT; c) MIG pulsado sem TTAT; d) MIG pulsado com TTAT.	57
Figura 4.24	Perfil de composição química ao longo da interface do "amanteigamento" com Inconel 625 com ênfase a Zona $\phi$ .	58
Figura 4.25	Perfil de composição química ao longo da interface do "amanteigamento" com Inconel 725 com formação de ilhas.	58
Figura 4.26	Interface dissimilar do inconel 725/4130 capturadas no mev indicando a zona m: a) modo convencional e b) modo pulsado.	60
Figura 4.27	Microdureza ao longo da interface dissimilar amanteigada com inconel 625: a) MIG convencional sem TTAT; b) MIG convencional com TTAT; c) MIG pulsado sem TTAT; d) MIG pulsado com TTAT.	61
Figura 4.28	Microdureza ao longo da interface dissimilar amanteigada com inconel 725: a) MIG convencional sem TTAT; b) MIG convencional com TTAT; c) MIG pulsado sem TTAT; d) MIG pulsado com TTAT.	62

Figura 4.29	Perfil de microdureza Vickers para a amostra “amanteigada” com inconel 625 no MIG convencional sem TTAT.	63
Figura 4.30	Perfil de microdureza Vickers para a amostra “amanteigada” com Inconel 625 no MIG convencional com TTAT.	63
Figura 4.31	Perfil de microdureza Vickers para a amostra “amanteigada” com inconel 625 no MIG pulsado sem TTAT.	64
Figura 4.32	Perfil de microdureza Vickers para a amostra “amanteigada” com inconel 625 no MIG pulsado com TTAT.	64
Figura 4.33	Perfil de microdureza Vickers para a amostra “amanteigada” com inconel 725 no MIG convencional sem TTAT.	65
Figura 4.34	Perfil de microdureza Vickers para a amostra “amanteigada” com inconel 725 no MIG convencional com TTAT.	65
Figura 4.35	Perfil de microdureza Vickers para a amostra “amanteigada” com inconel 725 no MIG pulsado sem TTAT.	66
Figura 4.36	Perfil de microdureza Vickers para a amostra “amanteigada” com inconel 725 no MIG pulsado com TTAT.	66

## LISTA DE TABELAS

Tabela 3.1. Composição química do aço AISI 4130 de acordo com o fabricante	24
Tabela 3.2. Composição química do inconel 625 (% massa) segundo fabricante.	24
Tabela 3.3. Composição química do inconel 725 (% massa) segundo o fabricante.	25
Tabela 3.4. Parâmetros para o amanteigamento do aço AISI 4130 com o inconel 625	32
Tabela 3.5. Parâmetros para o amanteigamento do aço AISI 4130 com o inconel 725	33
Tabela 4.1. Microdureza média nas interfaces das soldas de amanteigamento	69

## SUMÁRIO

<b>CAPÍTULO I</b> .....	1
<b>1. INTRODUÇÃO</b> .....	1
<b>1.1. OBJETIVOS</b> .....	2
<b>1.1.1. Objetivo Geral</b> .....	2
<b>1.1.2. Objetivos Específicos</b> .....	2
<b>CAPÍTULO II</b> .....	3
<b>2. FUNDAMENTAÇÃO TEÓRICA</b> .....	3
<b>2.1. SOLDAGEM DE REVESTIMENTO</b> .....	3
<b>2.1.1. Soldagem de amanteigamento</b> .....	3
<b>2.1.2. Ligas de Níquel</b> .....	5
<b>2.1.2.1. Liga de níquel Inconel 625</b> .....	7
<b>2.1.2.2. Liga de níquel Inconel 725</b> .....	8
<b>2.1.3. Caracterização metalúrgica-mecânica de soldas de amanteigamento</b> .....	10
<b>2.1.4. Regiões de juntas soldadas dissimilares</b> .....	13
<b>2.2. AÇOS DE ALTA RESISTÊNCIA E BAIXA LIGA (ARBL)</b> .....	16
<b>2.2.1. Soldabilidade dos aços de baixa liga</b> .....	17
<b>2.3. REVESTIMENTOS POR PROCESSOS DE SOLDAGEM</b> .....	18
<b>2.3.1. Transferência metálica no processo MIG convencional</b> .....	19
<b>2.3.1.1. Transferência por curto circuito</b> .....	19
<b>2.3.1.2. Transferência globular</b> .....	20
<b>2.3.1.3. Transferência goticular</b> .....	21
<b>2.3.2. Transferência metálica no processo MIG pulsado</b> .....	21
<b>CAPÍTULO III</b> .....	24
<b>3. MATERIAIS E MÉTODOS</b> .....	24
<b>3.1. MATERIAIS</b> .....	24
<b>3.2. EQUIPAMENTOS</b> .....	25
<b>3.2.1. Célula de soldagem</b> .....	25
<b>3.2.2. Equipamentos de usinagem</b> .....	26
<b>3.2.3. Equipamentos para microscopia</b> .....	26
<b>3.2.4. Microdurômetro</b> .....	26
<b>3.3. METODOLOGIA EXPERIMENTAL</b> .....	26
<b>3.3.1. Preparação dos Corpos de Prova</b> .....	28

3.3.2.	Ajuste dos parâmetros de soldagem .....	29
3.3.3.	Preparação para soldagem.....	32
3.3.4.	Soldagem de amanteigamento .....	33
3.3.4.1.	Soldagem de amanteigamento com o arame ERNiDrMo-3 (Inconel 625) .....	34
3.3.4.2.	Soldagem de amanteigamento com o arame ERNiCrMo-15 (Inconel 725) .....	34
3.3.5.	Usinagem dos corpos de provas amanteigados .....	35
3.3.6.	Aplicação do tratamento térmico de alívio de tensões.....	36
3.3.7.	Preparação das amostras para caracterização .....	37
3.3.8.	Caracterização metalúrgica e mecânica .....	38
<b>CAPÍTULO IV .....</b>		<b>40</b>
4.	<b>RESULTADOS E DISCUSSÃO .....</b>	<b>40</b>
4.1.	<b>OSCILOGRAMA CORRENTE VERSUS TEMPO .....</b>	<b>40</b>
4.2.	<b>ANÁLISES MACROGRÁFICAS .....</b>	<b>42</b>
4.2.1.	Amanteigamento com o arame ERNiCrMo-3 (Inconel 625) .....	42
4.2.2.	Amanteigamento com o arame ERNiCrMo-15 (Inconel 725) .....	43
4.3.	<b>CARACTERIZAÇÃO MICROESTUTURAL NAS INTERFACES DOS AMANTEIGAMENTOS .....</b>	<b>44</b>
4.3.1.	Interface do amanteigamento do aço AISI 4130 com Inconel 625 e 725 .....	45
4.3.2.	A Zona $\Delta$ .....	49
4.3.3.	A Zona $\Phi$ .....	53
4.3.4.	A Zona M.....	59
4.4.	<b>PERFIL DE MICRODUREZA.....</b>	<b>62</b>
4.5.	<b>CONSIDERAÇÕES FINAIS .....</b>	<b>67</b>
<b>CAPÍTULO V .....</b>		<b>69</b>
5.	<b>CONCLUSÕES E SUGESTÕES.....</b>	<b>69</b>
5.1.	<b>CONCLUSÕES .....</b>	<b>69</b>
5.2.	<b>SUGESTÕES PARA FUTUROS TRABALHOS.....</b>	<b>70</b>
<b>CAPÍTULO VI .....</b>		<b>71</b>
6.	<b>REFERÊNCIAS .....</b>	<b>71</b>

## CAPÍTULO I

### 1. INTRODUÇÃO

O petróleo e gás natural são fontes de energia de grande importância na sociedade moderna, representando a maior porção das matrizes energéticas mundial, além de ser fonte de matéria prima para várias indústrias. Esses números tendem a aumentar com as descobertas de novas reservas no mundo ocidental, como é o caso do petróleo encontrado na camada do pré-sal brasileiro.

Com a descoberta do pré-sal, a Petrobras está cada vez mais investindo nas explorações de petróleo em águas profundas e ultras profundas, exigindo o emprego de tecnologias de última geração e de elevado custo para sua exploração e produção. Baseado neste contexto, a Petrobras vem investindo a maior parte do setor de pesquisa e desenvolvimento (P&D) nas áreas de produção e exploração, gerando grandes desafios para pesquisadores de várias universidades e centros de pesquisa brasileiros.

Se ampliou a capacidade de operar em níveis de pressões mais elevadas com o crescimento das exigências no aprimoramento da qualidade de resistência dos dutos. Para isso, foi desenvolvida uma nova classe de aços com alta resistência, o que favoreceu a redução nos custos de transporte e construção, em virtude da redução das paredes destes, sem comprometer os melhores níveis de eficiência quando em operação (CALOI, 2008).

Tempos atrás os interesses estavam voltados para produção de aços que possuíssem a perfeita combinação entre a composição química (elementos de liga e teor de carbono) e os processamentos mecânico e térmico. Nos dias atuais, essa visão está voltada à garantia da junta soldada, cujas propriedades apresentem: alta resistência mecânica, tenacidade e dureza controlada (FONTES, 2008).

O revestimento de estruturas subaquáticas de extração de petróleo é muito praticado para aumentar a resistência a este ambiente agressivo, por outras vezes é utilizado como amanteigamento, atenuando na transição entre juntas de metais dissimilares, devido às diferenças entre os coeficientes de expansão térmica e pontos de fusão, (LINNERT, 1995).

Os acidentes ocorridos nas plataformas petrolíferas das regiões do Mar do Norte, em 2001, e Golfo do México, em 2005, apresentaram o mesmo diagnóstico de falhas na soldagem dissimilar. Entre a conexão do equipamento árvore de natal molhada (ANM) e sua linha de fluxo, foram constatadas áreas de clivagem (fácil divisão segundo certos planos), através da

morfologia da fratura. A causa advém da presença de fases com alta dureza (Martensita), áreas com precipitados de segunda fase e pela fragilização por Hidrogênio, entre a interface do aço AISI 8630 com o Inconel 625, utilizado como amanteigamento (CANTARIN, 2011).

Portanto, é de suma importância o entendimento das transformações ocorridas na microestrutura, em especial na interface do substrato com o metal de amanteigamento, com isso, torna-se possível a previsão com maior garantia do comportamento mecânico e metalúrgico da junta soldada.

Devido a isso, surgiu-se a necessidade da realização de novos estudos sobre este fenômeno. Assim, este trabalho utiliza-se o aço de alta resistência e baixa liga AISI 4130 e as ligas de Níquel Inconel 625 e 725, para análise da interface amanteigada.

## **1.1.Objetivos**

### **1.1.1.Objetivo Geral**

Analisar o comportamento microestrutural na interface de soldas de amanteigamento do aço AISI 4130 com ligas de níquel utilizando o processo MIG.

### **1.1.2.Objetivos Específicos**

Os objetivos específicos são:

- Analisar a influência do modo de corrente convencional e pulsada sobre a estrutura da interface do amanteigamento;
- Avaliar o comportamento estrutural dos amantegamentos com diferentes ligas de níquel (Inconel 625 - AWS ERNiCrMo-3 e Inconel 725 - AWS ERNiCrMo-15);
- Estudar a viabilidade do uso de tratamento térmico de alívio de tensão na interface do amanteigamento.

## CAPÍTULO II

### 2. FUNDAMENTAÇÃO TEÓRICA

#### 2.1. Soldagem de Revestimento

O revestimento é obtido através da deposição de múltiplos cordões de solda dispostos lado a lado produzindo uma ou mais camadas de metal com características específicas, proporcionando propriedades desejadas à superfície ou restaurando a dimensão original de uma peça. Vários processos de soldagem têm sido utilizados para a realização do revestimento, dentre eles destacam-se os processos de soldagem a arco com eletrodo revestido, MIG/MAG, arco submerso, arame tubular, TIG com alimentação de arame e plasma com arco transferido (D'OLIVEIRA et al., 2002; KANNAN & MURUGAN, 2006).

A soldagem de revestimento (weld overlay) pode ser classificada de acordo com o objetivo do revestimento a ser depositado em (AWS, 1997; ASM, 1993e):

- **WeldCladding:** deposição de uma ou mais camadas de material resistente a corrosão, com espessura mínima de 3mm.
- **Hardfacing:** o revestimento é realizado com um material duro e resistente ao desgaste. Tem como objetivo reduzir a perda de material por abrasão, erosão, escamação, cavitação ou outro mecanismo de desgaste.
- **Buildup:** deposição de um metal de solda sobre a superfície do metal de base com o objetivo de restaurar suas dimensões.
- **Buttering:** deposição de uma ou mais camadas de metal de solda sobre o metal de base com o objetivo de assegurar alguns aspectos metalúrgicos antes do preenchimento da junta, muito comum na união de materiais dissimilar.

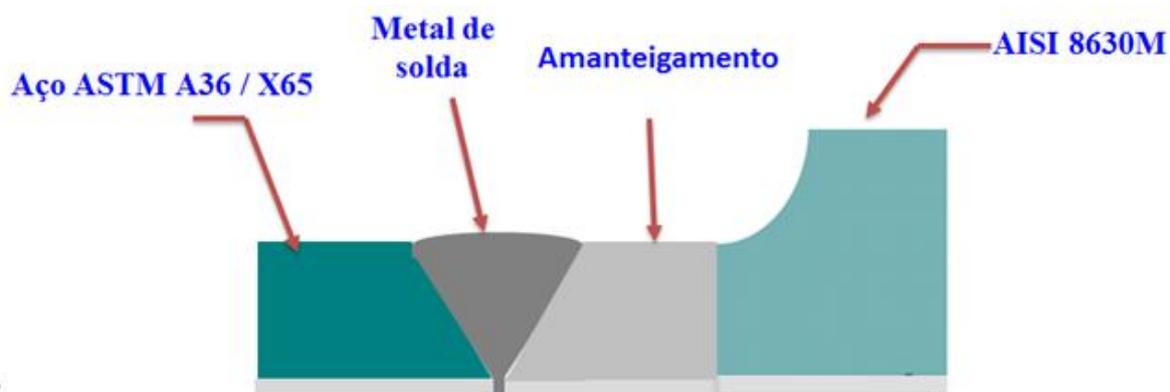
##### 2.1.1. Soldagem de amanteigamento

De acordo com Lima, Silva e Chilque (2010), o amanteigamento é uma camada utilizada para interligar materiais dissimilares, que geralmente apresentam diferenças entre seus coeficientes de expansão térmica e pontos de fusão.

Pontes (2012) e Soares (2009) abordam em seus trabalhos que numa soldagem em juntas dissimilar, geralmente é necessário a deposição de uma camada de solda em um dos materiais para em seguida ser realizada a soldagem. Essa técnica é denominada de “amanteigamento” e é utilizada para acomodar as tensões geradas na interface dos metais de

base e do metal de adição, ou seja, geralmente quando for realizada a soldagem de materiais diferentes, é realizado o amanteigamento de um dos materiais para melhorar as interfaces dos metais de base. Esse procedimento também tem como objetivo dificultar a migração de elementos de liga indesejáveis do metal de base para o metal de solda. Aplicado também como absorvedor de tensões, nos possíveis casos em que estas surgem numa interface sobreposta, cujo material tem alta resistência e baixa ductilidade, a exemplo dos revestimentos duros (liga homogeneamente depositada por soldagem, na superfície de um material de menor dureza) (PONTES, 2012). A Figura 2.1 mostra uma representação esquemática de uma soldagem de amanteigamento.

Figura 2.1. Representação esquemática de uma solda de amanteigamento



Segundo Fratari, Schvartzman e Scotti (2009), o processo de amanteigamento deve possuir algumas características como compatibilidade química com o substrato (por exemplo, não se consegue amanteigar aço com alumínio ou mesmo sobre cobre puro), composição que combinada com a do substrato não resulte em soldas com susceptibilidades a trincas, alta ductilidade (no caso de se procurar reduzir as tensões geradas pelos passes de união entre os dois componentes), baixa diluição, através da seleção de parâmetros (considerando que muitas vezes os custos dos materiais de amanteigamento são superiores ao do substrato) e ZTA no substrato não susceptível a trincas. Conseguida pelo controle dos parâmetros, como, por exemplo, fazendo pré-aquecimento, ou conseguindo o revenimento da região grosseira.

### 2.1.2. Ligas de Níquel

As ligas de níquel compõem uma das mais importantes classes de materiais utilizados em engenharia, sendo esta importância relacionada com a vasta faixa de meios, corrosivos e oxidantes, e aplicações em que estes materiais podem ser submetidos com sucesso. Estas ligas podem ser utilizadas em um elevado número de ambientes agressivos e, além disso, são capazes de manter suas propriedades mecânicas tanto em baixa (aplicação criogênicas) como em alta temperatura (DUPONT et al., 2009).

As ligas de níquel começaram a ser desenvolvidas nos Estados Unidos, nos anos 30. Inicialmente foram aplicadas em turbinas a gás, plantas de conversão de carvão, equipamentos para processos químicos e equipamentos onde se exigia resistência ao calor e a oxidação. Em seguida, foram bastante utilizadas em turbinas de aviões a jato, os quais passaram a se desenvolver após a utilização destas ligas (COUTINHO, 1992).

O níquel puro apresenta uma estrutura cristalina cúbica de face centrada (CFC) estável até seu ponto de fusão sem transformações alotrópicas de fase. Possui solubilidade total ao cobre, e ampla faixa de solubilidade para elementos como cromo e ferro. Sob alguns aspectos, apresenta uma marcante similaridade com o ferro, sendo um pouco mais denso, e tendo propriedades mecânicas e magnéticas bastante similares (DUPONT et al., 2009).

O níquel na sua forma pura apresenta uma densidade de  $8,9 \text{ g/cm}^3$  e ponto de fusão de  $1455 \text{ }^\circ\text{C}$ . Dentre as ligas de níquel existentes as densidades variam entre  $7,79$  e  $9,32 \text{ g/cm}^3$ . A condutividade térmica do níquel é de aproximadamente  $0,089 \text{ (W/mm}^2\text{)/(}^\circ\text{C/mm)}$  e em suas ligas é inferior de 10 %, devido a adição de elementos em altos teores (ASM, 1990).

Conforme seu mecanismo de aumento de resistência ou processo de fabricação, as superligas de níquel podem ser classificadas em (AWS, 1998; SIMS et al., 1987):

- ✓ **Comercialmente pura:** são ligas que contem principalmente níquel com pelo menos 99% em peso. Possui baixa resistência mecânica e dureza, e é utilizada principalmente por sua elevada resistência a corrosão em meios básicos;
- ✓ **Endurecidas por solução sólida:** adição de cobalto, cobre, cromo, ferro, molibdênio e tungstênio contribuem para aumento de resistência da matriz  $\gamma$  através de solução sólida. Geralmente não apresentam maiores problemas de soldabilidade, porem dependendo da liga e da forma de resfriamento, pode-se levar à precipitação de compostos nos contornos de grão e na matriz, que em alguns casos são prejudiciais;

- ✓ **Endurecida por precipitação:** são reforçadas por um controle de temperaturas, que resulta na precipitação de uma segunda fase conhecida como  $\gamma'$ . Cada liga possui um ciclo térmico ótimo para promover o máximo de resistência;
- ✓ **Endurecida por dispersão de óxidos:** podem ter sua resistência mecânica elevada através da dispersão, ao longo da matriz, de partículas finas de óxidos refratários insolúveis, como o  $\text{ThO}_2$ . Isto é feito pela técnica de metalurgia do pó durante a fabricação das ligas. A soldagem por fusão dessas ligas é evitada, sob pena de ser perder a resistência mecânica da liga, pela aglomeração das partículas de óxido;
- ✓ **Ligas fundidas:** projetadas especificamente para o processo de fundição, podendo apresentar ambos os mecanismos de endurecimento, por solução sólida e por precipitação. Entretanto, como geralmente possuem significativa quantidade de silício, para melhorar a fluidez do metal fundido, apresentam problemas de soldabilidade e normalmente não são soldadas por processo com arco elétrico.

Os arames eletrodos Inconel 625 (AWS ERNiCrMo-3) e Inconel 725 (AWS ERNiCrMo-15), utilizadas nesse trabalho, utiliza o mecanismo de aumento de resistência por solução sólida.

Cada um dos elementos utilizados na composição das ligas a base de níquel confere a elas diferentes propriedades, o que se torna importante saber quais são os efeitos que os principais elementos utilizados nas ligas proporcionam nas suas propriedades físicas e/ou químicas, seja proporcionando maior resistência mecânica, melhor resistência à corrosão ou melhorando a soldabilidade. Os principais elementos que compõe estas ligas e seus efeitos estão listados:

- ✓ **Alumínio:** além de favorecer a resistência a corrosão, pela formação de óxidos de  $\text{Al}_2\text{O}_3$ , aumenta a resistência nas ligas em que predominam a precipitação da fase  $\gamma'$ .
- ✓ **Cromo:** principal efeito é o aumento da resistência à corrosão, porém também melhora as propriedades mecânicas da matriz pelo endurecimento por solução sólida. Teores inferiores a 20 % normalmente não contribuem efetivamente para o aumento da resistência à oxidação das superligas de níquel em altas temperaturas. Somente acima deste teor a camada passivante de  $\text{Cr}_2\text{O}_3$  adquire espessura, aderência, densidade e consistência necessárias para impedir o avanço dos átomos de oxigênio em difusão. (TANCRET et al., 2003)

- ✓ **Ferro:** aumenta a solubilidade do Carbono no Níquel, melhorando assim a resistência a altas temperaturas. É utilizado também para reduzir custos, visto que o componente ferro-cromo é uma fonte mais acessível de cromo . (TANCRET et al., 2003)
- ✓ **Manganês:** possui afinidade com o enxofre, sendo um importante controlador dos efeitos nocivos da segregação de compostos sulfurados. (RAMIREZ E LIPPOLD, 2004)
- ✓ **Nióbio:** Controla a segregação durante as reações finais de solidificação. Forma a fase  $\gamma''$ , alguns tipos de carbonetos e promove mudanças nos contornos de grão. (AWS, 1996; DUPONT et al., 2003; RAMIREZ E LIPPOLD, 2004).
- ✓ **Silício:** Nas ligas comerciais é mantido em teores abaixo de 0,4%, por problemas de soldabilidade, e quando presente tem efeito desoxidante e melhora a fluidez do líquido fundido no caso de ligas fundidas. (TANCRET et al., 2003)
- ✓ **Titânio:** efeito similar ao alumínio na formação de precipitados, quando estes dois elementos estão presentes é necessário um ajuste em suas composições para melhorar a interface  $\gamma / \gamma'$ . (TANCRET et al., 2003) Também está presente nos metais de adição para se combinar com nitrogênio e evitar formação de porosidade. (AWS, 1996).
- ✓ **Tungstênio:** Induz aumento de resistência por solução sólida na matriz  $\gamma$  e nos precipitados  $\gamma'$ , além disso, é um forte formador de carbonetos, o que pode resultar na redução da precipitação de carbonetos ricos em cromo e indiretamente melhorar a resistência a corrosão das ligas de níquel (TANCRET et al., 2003).

### 2.1.2.1.Liga de níquel Inconel 625

A liga de Níquel-Cromo-Molibdênio Inconel 625 é uma marca registrada da SpecialMetals Corporation e suas subsidiárias. A liga recebe comercialmente vários nomes, sendo os mais comuns Inconel 625, Alloy 625, Nickel 625, Chornin 625, Altemp 625, Nickelvac 625 e Haynes 625. A designação da liga, conforme o UnifiedNumbering System (Sistema de Numeração Unificado) é UNS N06625 (ANTOSZCZYSZYN, 2014).

O Inconel 625 utiliza o mecanismo de aumento de resistência por solução sólida, através da adição dos elementos carbono, cromo, molibdênio e nióbio. O cromo e molibdênio são os maiores contribuintes para resistência mecânica e à corrosão, enquanto que a adição de nióbio aumenta significativamente a resistência à fluência. Já os elementos alumínio e titânio aumentam a estabilidade térmica.

Estas ligas também podem estar presentes em algumas aplicações que requerem a combinação de resistência à tração e resistência à corrosão, como: na fabricação de tubos,

vasos de reação, colunas de destilação, trocadores de calor, tubulações de transferência e válvulas (SPECIAL METALS, 2013). Dentre as principais aplicações dessas ligas de níquel estão os revestimentos aplicados por processos de soldagem.

Raghavan et al. (1989) analisaram amostras de aços AISI 4130 e do aço ferrítico 2,25Cr-1Mo revestidas com Inconel 625. Os resultados, após a execução de um tratamento térmico de alívio de tensões a 663°C, mostraram que a estrutura da interface apresentou uma fina zona martensítica, não temperada, de espessura entre 0,2 a 0,5  $\mu\text{m}$  e formada quase que continuamente ao longo da interface.

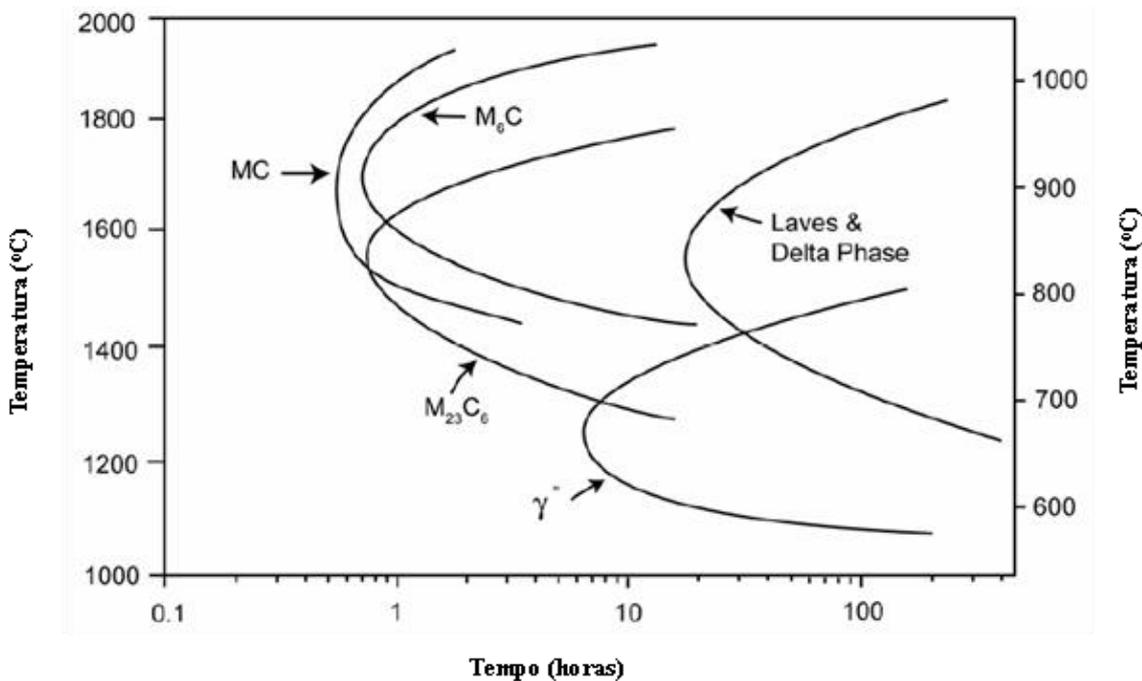
Olden (2003) analisou uma junta de topo soldada utilizando processo TIG automático com múltiplos passes, entre um aço AISI 8630 e o metal de adição Inconel 625. As conclusões foram similares às encontradas por Raghavan et al. (1989). Após o tratamento térmico realizado entre 665°C a 690°C durante 4,5 horas, houve um efeito prejudicial na tenacidade da linha de fusão. A queda na tenacidade foi devido à descarbonetação, à formação de ferrita e ao crescimento de grão próximo a linha de fusão. É citado também que no tratamento térmico pós-soldagem houve difusão do carbono da ZTA para uma região estreita de diluição do lado do Inconel. As durezas encontradas nesta região foram bastante elevadas e foi citado que provavelmente é consequência da formação de martensita de alto carbono.

### **2.1.2.2. Liga de níquel Inconel 725**

A resposta ao tempo de endurecimento da liga 625 foi ainda melhorado pela adição de titânio para produzir uma nova liga denominada liga Inconel 725 (UNS N07725). A liga Inconel 725 exhibe essencialmente a mesma composição química da liga 625, exceto que o teor de titânio é aumentado para cerca de 1,5% para aumentar o endurecimento por precipitação. Assim, exhibe a excelente resistência à corrosão da liga 625. Em essência, a liga 725 oferece as excelentes propriedades de resistência da liga 718 com a resistência à corrosão comprovada da liga 625.

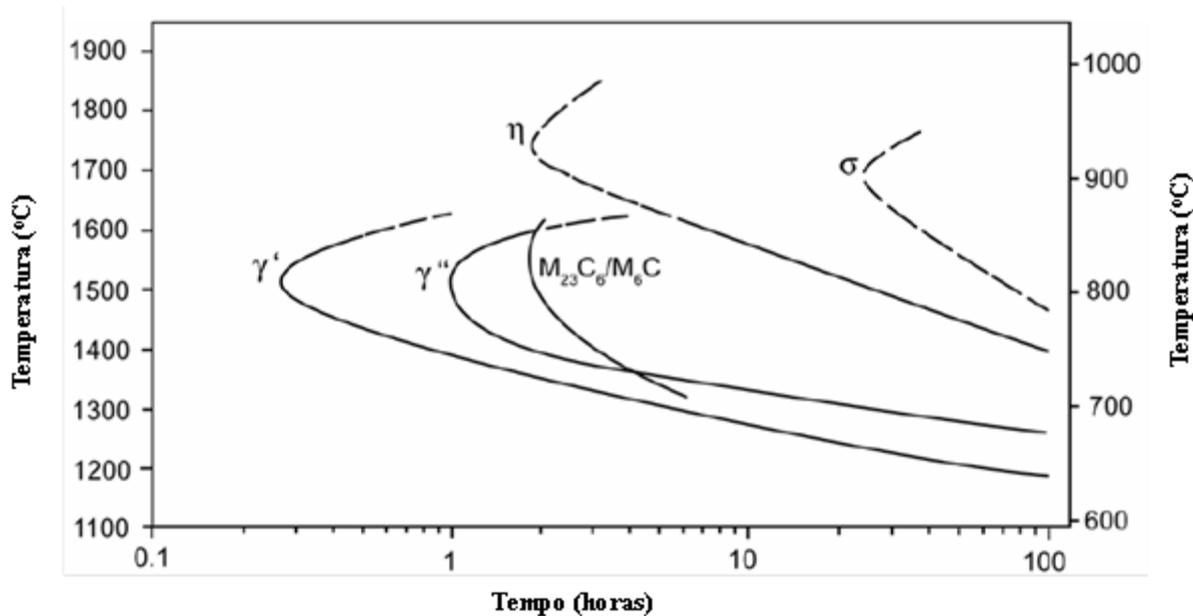
Os diagramas de transformação tempo-temperatura para as ligas Inconel 625 e 725 são apresentados nas Figuras 2.2 e 2.3, respectivamente.

Figura 2.2. Diagrama de transformação tempo-temperatura - liga 625



Fonte: SHOEMAKER, 2005

Figura 2.3. Diagrama de transformação tempo-temperatura - liga 725 .



Fonte: SHOEMAKER, 2005

Pode ser observado nas Figuras 2.2 e 2.3, que os contornos de precipitação para a liga 725 são semelhantes aos da liga 625, exceto que o início da precipitação da fase  $\gamma'$  na liga 725 ocorre antes do que a precipitação da fase  $\gamma''$  na liga 625. Assim, o tratamento de

envelhecimento necessário para a liga 725 é muito mais prático do ponto de vista da produção do que para a liga 625 (SHOEMAKER, 2005).

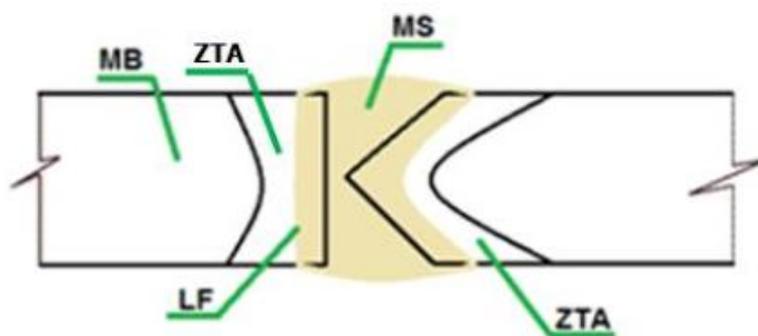
A liga INCONEL 725 (UNS N07725) é um níquel-molibdênio-niobio altamente resistente à corrosão e é endurecível por envelhecimento quando se deseja uma resistência extremamente alta. Os produtos de soldagem de liga Inconel 725, designados como metais de adição, proporcionam uma alternativa de resistência maior do que os arames para soldagem da liga 625. Os processos de soldagem TIG (GasTungsten Arco Welding - GTAW) e MIG/MAG (Gas Metal Arco Welding - GMAW) são os métodos preferidos para soldar a liga INCONEL 725. Quando o MIG/MAG é usado, os níveis de corrente utilizados não devem exceder 180 amperes para fontes de energia padrão no modo de transferência de metal goticular. Não é recomendada a soldagem por arco submerso (SubmergicArcWelding - SAW) e por eletrodo revestido (Shielded Metal ArcWelding - SMAW).

A literatura encontra-se extremamente escassa sobre aplicações da liga Inconel 725 em soldagem de revestimentos.

### 2.1.3. Caracterização metalúrgica-mecânica de soldas de amanteigamento

De acordo com ALBUQUERQUE (2010), a junta soldada é formada pelo Metal de Base (MB), Zona Termicamente Afetada (ZTA), Linha de Fusão (LF) e Metal de Solda (MS). A Figura 2.4 ilustra as regiões da junta soldada.

Figura 2.4. Regiões de uma junta soldada



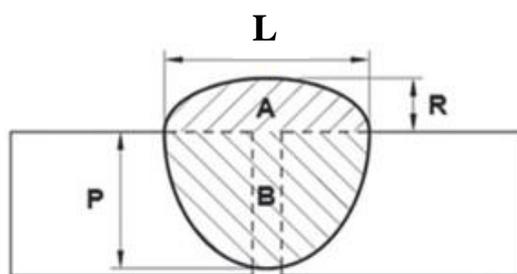
Fonte: ALBURQUERQUE, 2010

Para Rodrigues (2010), a região do MS é resultado da fusão e solidificação do metal de adição e a parte diluída do metal de base durante o processo de soldagem. Durante a solidificação dessa região, há uma tendência dos grãos crescerem, segundo a direção do

gradiente máximo de temperatura (DGMT), fenômeno conhecido por crescimento competitivo de grãos. Por outro lado, existem as direções preferenciais de crescimento dos grãos, nas estruturas CCC e CFC essa direção é  $\langle 100 \rangle$ . Ocorre que os grãos com direção de crescimento fácil crescem na direção do gradiente máximo de temperatura e evitam o crescimento de outros grãos com orientação de crescimento diferente durante a solidificação.

A composição química final da zona fundida vai depender da diluição, isto é, da participação na formação da zona fundida do metal de base e do metal de adição, e ocorre em razão do calor e dos processos de convecção do metal líquido. A diluição (D) é a mistura do metal de base com o metal de adição durante a soldagem. Quando o objetivo é realizar revestimentos para a obtenção de propriedades específicas, como resistência a determinados mecanismos de desgaste, é interessante reduzir ao máximo a diluição. A composição química do metal de base sobre o qual está sendo aplicado o revestimento certamente influencia a diluição. Além deste fator, a mistura também será influenciada pelo processo e procedimento de soldagem empregados; a diluição pode ser calculada através da equação 2.1. Quanto maior a energia de soldagem empregada no processo, maior será a tendência de diluição do metal de base na zona fundida. A diluição é correlacionada com a área da junta soldada, conforme ilustrada na Figura 2.5 (CANTARIN, 2011).

Figura 2.5. Representação esquemática da diluição numa junta soldada



$$D = \frac{A}{A+B} \cdot 100\% \quad (2.1)$$

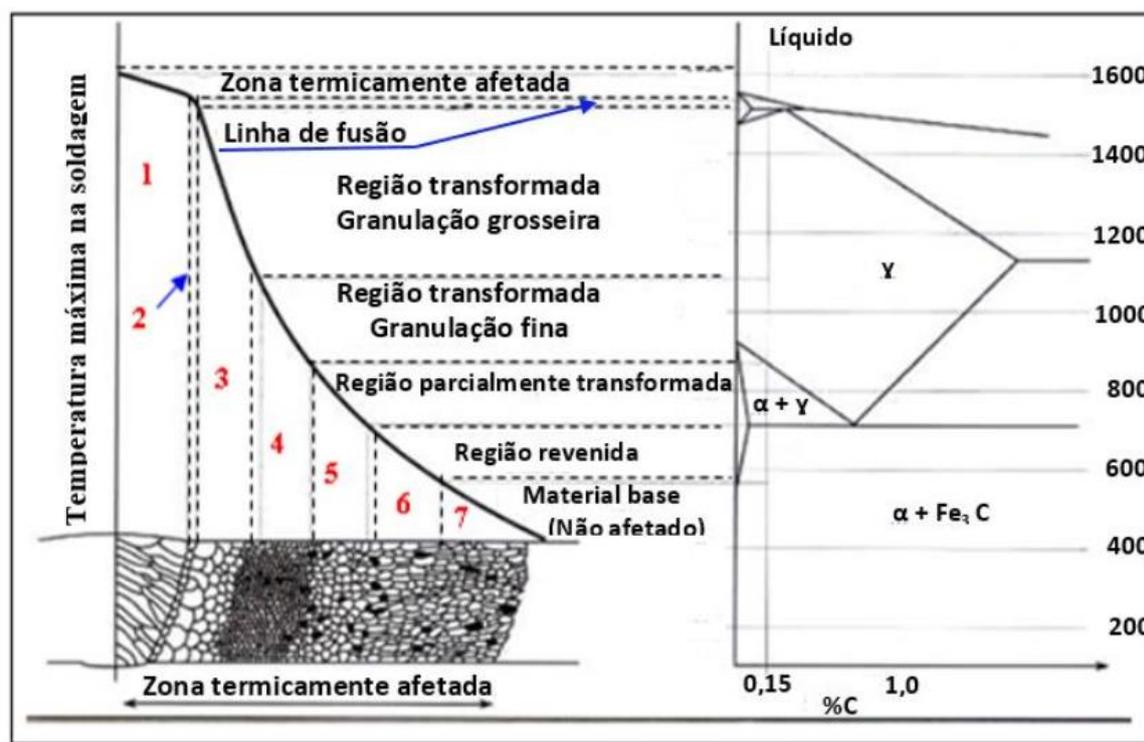
Sendo: A = Área da seção transversal do metal de base na zona fundida;

B = Área da seção transversal do metal de adição na zona fundida.

A ZTA corresponde à região do metal de base que, pela sua adjacência com a zona fundida, sofreu alterações microestruturais em decorrência do calor gerado durante o processo de soldagem.

A Figura 2.6 relaciona às influências da distribuição de temperatura máxima de soldagem no diagrama de transformação de fases, com os possíveis efeitos provenientes apartir do gradiente de resfriamento na microestrutura da ZTA. A região de granulação grosseira, que ocorre entre 1100<sup>0</sup>C e 1500<sup>0</sup>C, dificulta a transformação em ferrita durante o resfriamento, favorecendo a sua temperabilidade. Em geral essa região caracteriza-se por uma ferrita apresentando morfologia em placas com a presença de bainita (RODRIGUES, 2010).

Figura 2.6. Correlação entre microestrutura e distribuição de temperatura na ZTA .



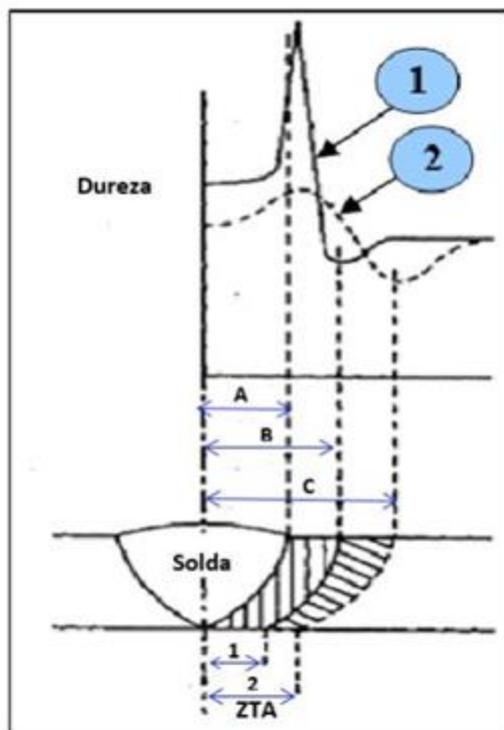
Fonte: RODRIGUES, 2010

A Figura 2.7 ilustra que a dureza e a extensão da ZTA são resutantes do aporte térmico advindo das influências do preaquecimento, que aumenta a energia final de soldagem e consequentemente estimula o aumento na largura da ZTA. Por outro lado, reduz consideravelmente a taxa de resfriamento, promovendo a redução da dureza nesta região; com isso, diminui a susceptibilidade desta região sofrer fissuração por corrosão sobtensão em caso da junta trabalhar na presença do H<sub>2</sub>S (CAMPOS, 2005).

Em alguns casos mais restritos com soldas multipasses, podem ser formados constituintes de elevada dureza e baixa tenacidade, visto que a microestrutura é mais complexa (RODRIGUES, 2010). Porém, de acordo com CAMPOS (2005), pode-se minimizar

na ordem de 20% da máxima dureza da ZTA em juntas multipasses utilizando um cordão de revenimento sobre os passes de acabamento.

Figura 2.7. Influência do preaquecimento na largura e na dureza da zona termicamente afetada. Caso 1- sem preaquecimento onde (B-A) corresponde à largura da ZTA. Caso 2 - com preaquecimento onde (C-A) corresponde à largura da ZTA



Fonte: CAMPOS, 2005

#### 2.1.4. Regiões de juntas soldadas dissimilares

É comum na indústria de óleo e gás, o emprego de componentes forjados de alta espessura em aços de alta resistência, para fabricação de equipamentos submarinos, como árvores de natal, *manifoldse jumpers*, especialmente em campos de alta pressão e alta temperatura. Quando estão sobre condições de corrosão, corrosão sob tensão, estes componentes são geralmente revestidos internamente por soldagem com a liga de níquel Inconel 625 e recebem um tratamento térmico pós-soldagem, para atender os critérios de dureza recomendados pela norma NACE MR0175/ISO 15156 (Ferreira, 2014). Ainda segundo Ferreira (2014), nestes componentes deve ser evitado o tratamento térmico pós-soldagem (TTPS) para a solda de fechamento entre o forjado e a tubulação adjacente, geralmente de aço microligado (X65 ou X70), devido ao layout complexo de tubulações e

possibilidade de distorções. Assim, são utilizados, portanto, procedimentos especiais de soldagem para esta solda de fechamento. É realizado previamente o amanteigamento dos forjados e tratamento térmico pós-soldagem em fábrica. O amanteigamento deve ter espessura de tal forma que mantenha a ZTA da solda de fechamento o suficientemente afastada do aço de baixa liga, assegurando os critérios de dureza estabelecidos e evitando dessa forma que a junta não necessite de tratamento térmico adicional.

Apesar de ter vários anos de uso bem sucedidos, tal procedimento de juntas soldadas dissimilares em *manifolds*, apresentaram falhas na interface do amanteigamento do aço 8630M previamente amanteigado com Inconel 625 submetidas à proteção catódica. As falhas de forma catastrófica ocorreram no Mar do Norte e Golfo do México.

Diante desse problema investigações foram realizadas no Golfo do México, através de testes hidrostáticos, e verificou-se a presença de trincas circunferências nas interfaces do amanteigamento (STROE, 2006; MILITITSKY *et.al* 2010; ALMEIDA, 2014).

Problemas semelhantes também foram verificados no Mar do Norte, onde as fissurações ocorreram próximo a linha de fusão (GITOS, 2008).

A linha de fusão do amanteigamento gerada nessas juntas dissimilares, frequentemente apontada como a região mais crítica e a grande quantidade de hidrogênio atômico adsorvido na superfície da junta, foi apontada como a provável causa das falhas encontradas nesses tipos de juntas.

Foi observado que, elevados níveis de diluição impostos pelo processo de soldagem podem, além de reduzir a resistência a corrosão pela incorporação de ferro proveniente do metal de base, promove a formação de microestruturas definidas como zonas parcialmente diluídas (ZPD's), fundamentalmente martensíticas, duras e frágeis sobre a linha de fusão.

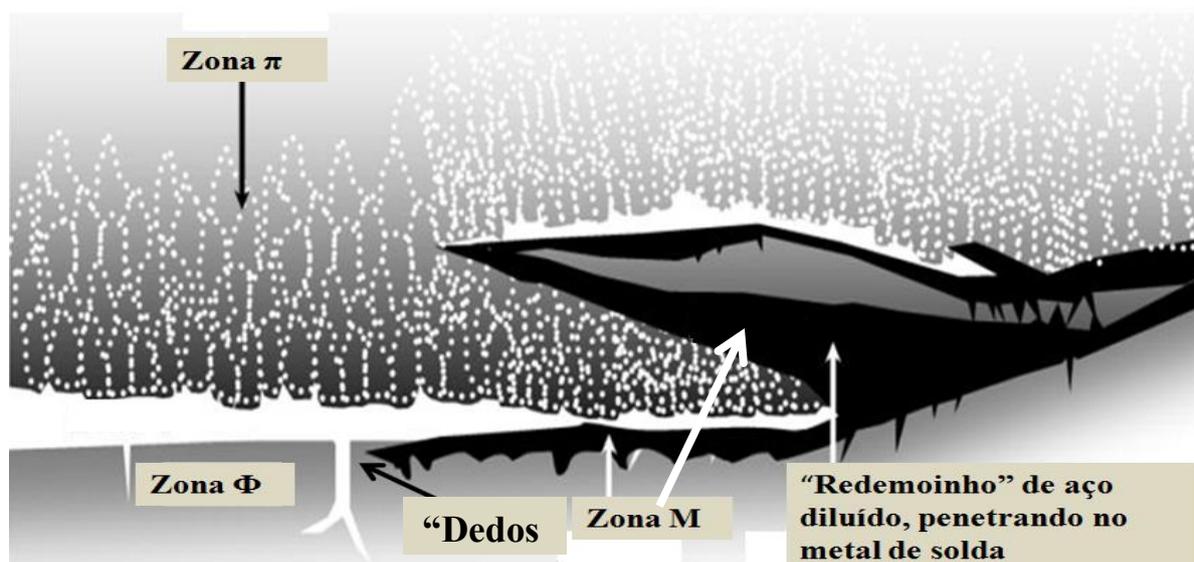
As ZPD's, mesmo após TTAT, pela formação de martensita ou pela intensa precipitação de carbonetos, tornam-se componentes soldados susceptíveis a falhas em operação (GITOS, 2008; OLIVEIRA, 2013). Estudo realizado por Omar (1998), sobre os efeitos dos parâmetros de soldagem na formação da ZPD em juntas dissimilares, conclui que todos os parâmetros de soldagem podem tanto aumentar como reduzir a extensão da ZPD.

Beugrandet *al.* (2009), ao estudar os efeitos dos parâmetros de soldagem em juntas dissimilares com liga de níquel, sugeriram a nomenclatura descrita abaixo com seis tipos de microestruturas encontradas na região da interface, mostrada esquemática na Figura 2.8.

De acordo com Beugrandet *al.* (2009), as regiões que podem ser encontradas estão assim caracterizadas:

- ✓ **Metal de base:** Aço de baixa liga (8630, 4130 ou F22). Microestrutura ferrítica típica.
- ✓ **Zona  $\Delta$ :** Zona descarbonetada na região de grãos grosseiros da ZTA do metal de base, com “dedos” de metal de solda penetrando nos contornos de grão da austenita prévia.
- ✓ **Zona M:** Constituída de ferro martensítico, não é contínua ao longo da interface sendo mais comum na região entre passes.
- ✓ **Zona  $\Phi$ :** Zona de solidificação planar, encontrada ao longo de toda a interface. Estrutura CFC, austenítica, com grande supersaturação de carbono em solução sólida. Apesar de ser chamada também de “*featureless zone*”, por geralmente não apresentar precipitados ou contornos em micrografias, análises em microscopia eletrônica de transmissão (MET) revelaram grandes quantidades de carbetos. Seu tamanho é apenas dezenas de microns.
- ✓ **Zona  $\pi$ :** Região parcialmente misturada, de matriz austenítica com grande quantidade de precipitados interdendríticos de alto número atômico, ricos em Mo e Nb, podendo atingir centenas de *microns*.
- ✓ **Metal de solda:** composição correspondente à diluição global da solda.

Figura 2.8 Microestruturas encontradas na região da interface de uma junta soldada dissimilar



Fonte: BEAUGRAND *et al.*, 2009.

Outra nomenclatura, adotada por Doody (1992), faz uma analogia da zona de alta diluição com conceitos geográficos:

- ✓ **Praias** - faixas finas e estreitas ao longo da linha de fusão;
- ✓ **Ilhas** - regiões inteiramente envolvidas pelo metal de solda;
- ✓ **Baías** - região ligada ao metal de solda parcialmente circundada pelo metal de base;

- ✓ **Península** - região ligada ao metal de base parcialmente circundada pelo metal de solda.

Assim é essencial a aplicação de um processo de soldagem que envolva a escolha de procedimento e técnicas de deposição que permitam conciliar taxa de deposição com produção de soldas com baixos níveis de diluição. Inserido neste contexto, o processo MIG, em particular o modo com corrente pulsada, apresenta vantagens comprovadas na aplicação de revestimentos e amanteigamento (BAIXO e DUTRA, 1999). Essa vantagem em relação ao processo MIG com corrente convencional é resultado de um controle mais preciso sobre a distribuição de calor na junta, com energia de soldagem menor para mesmo efeito e qualidade da solda produzida. Com a corrente pulsada, a transferência metálica é uniforme mesmo com baixo aporte térmico.

## **2.2.Aços de Alta Resistência e Baixa Liga (ARBL)**

A família de aços médio carbono baixa liga de ultra-alta resistência mecânica inclui os aços AISI/SAE 4130, 4140, 4340. A designação ultra-alta resistência é arbitrária porque não foi consensado universalmente o nível de resistência para definir o termo. Aços estruturais com limites de resistência mecânicas cada vez mais altos estão sendo desenvolvidos, e a faixa de resistência para a qual o termo é aplicado tem aumentado gradativamente, (QUITES, 2004).

Denomina-se aços ultra-alta resistência, aqueles aços estruturais capazes de fornecer um limite de escoamento mínimo de 1380MPa, METALS HANDBOOK, vol. 1 (1990).

De acordo com PICKERING (1978), as maiores exigências para os aços ultra-alta resistência mecânica são os requisitos de resistência mecânica, ductilidade adequada, resistência ao impacto e tenacidade, resistência a fadiga e boa soldabilidade.

O aço AISI/SAE 4130 pode ser usado em temperaturas de até 370<sup>0</sup>C, acima dessa temperatura sua resistência mecânica cai drasticamente. Ele está sujeito a uma transição no comportamento de dúctil para frágil a baixas temperaturas. O forjamento pode ser realizado entre 1100 e 1200<sup>0</sup>C, e a temperatura de acabamento não deve ser inferior a 980<sup>0</sup>C (METALS HANDBOOK, vol. 1, 1990).

De acordo com METALS HANDBOOK, vol. 4 (1991), o aço AISI 4130 pode ser submetido aos seguintes padrões de tratamentos térmicos:

- ✓ Normalização: Se aquece a temperatura de austenitização do aço (entre 870 e 925<sup>0</sup>C) e mantém no mínimo por uma hora ou 15 a 20 minutos a cada 25mm de espessura máxima

da seção. Resfriamento ao ar. O revenimento de 480°C após a normalização, normalmente é realizada para aumentar o limite de escoamento.

- ✓ Recozimento: Se aquece entre 830 e 870°C e mantém por uma hora para cada 25mm de espessura da seção, seguindo de resfriamento ao forno a uma taxa de 15°C/h, até atingir uma temperatura entre 480 e 540°C, após resfriar ao ar.
- ✓ Têmpera: Se realiza a austenitização do aço a uma temperatura entre 845 e 870°C, e mantém no mínimo por uma hora ou 15 a 20 minutos a cada 25mm de espessura máxima da seção (tempo de encharque) e então realiza a têmpera em água; ou se austenitiza a uma temperatura entre 860 e 885°C, e se espera o tempo de encharque e então se realiza a têmpera em óleo.
- ✓ Revenimento: O Revenimento é realizado a temperatura de 200 a 700°C, se espera o tempo de encharque e então se resfria em água ou ao ar. A temperatura de revenimento, e o tempo, dependem principalmente da dureza ou da resistência mecânica desejada.
- ✓ Esferoidização: Se aquece entre 760 e 775°C e mantém a temperatura por 6 a 12 horas. Após, se resfria lentamente.

### **2.2.1.Soldabilidade dos aços de baixa liga**

Um entendimento dos fenômenos físico-químicos que ocorrem na soldagem dos aços é de suma importância, para obter as propriedades mecânicas desejadas do metal de solda e da zona termicamente afetada (ZTA). Portanto, as influências de parâmetros operacionais, do ciclo térmico, dos fatores metalúrgicos na transformação do metal de solda e na susceptibilidade a trincas, devem ser avaliadas em conjunto para a obtenção de uma soldagem adequada.

Devido à elevada temperabilidade dos aços baixa liga (com teores médios de carbono e a presença de elementos de liga), os mesmos são geralmente caracterizados com uma baixa soldabilidade, o que acarreta na necessidade de procedimentos de soldagem mais criteriosos durante a fabricação de componentes mecânicos, de modo a evitar a falha prematura destes equipamentos. Controle das temperaturas de interpasse, pré-aquecimento e tratamentos térmicos posteriores a soldagem, são algumas das medidas tomadas durante a soldagem destes aços (FONTES, 2008).

Um dos grandes problemas encontrados na soldagem destes aços está no relacionado com um fenômeno de falha conhecido por fissuração a frio induzida pelo hidrogênio. A fissuração a frio induzida pelo hidrogênio, ou simplesmente trinca a frio, acontecem em temperaturas abaixo de 200 °C e frequentemente se revela dias após a operação de soldagem,

necessitando assim que as inspeções tenham de esperar cerca de dias para serem executadas. Esse tipo de trinca é mais comum na zona termicamente afetada (ZTA), próxima à linha de fusão, mas também pode ocorrer no metal de solda. Na ZTA, as trincas podem ser tanto intergranular, seguindo os contornos de grão da austenita primária, como transgranular. As trincas frequentemente nucleiam em pontos de altos níveis de tensão, como na raiz, (OLIVEIRA, 2013).

Uma microestrutura de elevada dureza na região soldada reduz a capacidade do material em acomodar tensões. Por exemplo, a martensita, que é uma microestrutura de baixa tenacidade e mais suscetível a trincas por hidrogênio, sendo formada muitas vezes, oriunda de resfriamento rápido em aços com teor de carbono acima de 0,3%, a partir da estrutura austenítica. Essa é uma estrutura típica de aços temperados e tem como propriedade a elevada dureza e fragilidade (FILHO, 2014).

Tendo em vista a formação de microestruturas duras, particularmente a martensita, uma das formas de se avaliar a susceptibilidade do material à fissuração pelo hidrogênio é com base no efeito dos elementos de liga, determinada pelo seu carbono-equivalente. Uma das fórmulas (Equação 2) mais utilizadas é a desenvolvida pelo Instituto Internacional de Soldagem (IIW), onde se observa que a influência relativa desses elementos é colocada em termos de percentual carbono, onde quanto maior o valor do carbono-equivalente (CE) de um aço, maior a sua sensibilidade à fissuração (FILHO, 2014).

$$CE(IIW) = \%C + \frac{\%Mn}{6} + \frac{\%Ni+\%Cu}{15} + \frac{\%Cr+\%Mo+\%V}{5} \quad (2.2)$$

### **2.3.Revestimentos por processos de soldagem**

Os processos de soldagem, seja para a união primária, revestimento ou a manutenção de peças e materiais, apresentam características e funções específicas, com equipamentos, objetivos e resultados bastante particulares.

O revestimento por soldagem pode ser obtido por vários processos, tais como eletrodos revestidos, MIG/MAG, arame tubular, TIG, explosão e plasma (KEJELIN, 2012; ELANGO e BALAGURU, 2015; ANTOSZCZYSZYN et al. 2014). Em alguns casos, o tratamento térmico pós-soldagem (TTPS) é por vezes recomendado para aliviar tensões residuais, reduzir o teor de hidrogênio, ou homogeneizar a microestrutura (CORTIAL, CORRIEU e VERNOT-LOIER, 1994; DU PONT, LIPPOLD e KISER, 2011).

Durante a união de materiais por soldagem, a aplicação de calor é inevitável, podendo-se ter alterações na microestrutura do material, não necessariamente, desejáveis e aceitáveis. Muitas das vezes, a temperatura atingida durante o processo ocasiona alterações nas propriedades do material, alterações essas, sofridas durante a solidificação e resfriamento do material, tais fenômenos podem envolver transformações de fases no material e conseqüentemente alterações metalúrgicas (MARQUES et al., 2009).

De uma forma simplificada, a literatura corrente considera a existência de quatro formas básicas de transferência metálica: curto-circuito, globular, goticular (também conhecida por spray ou aerossol) e controlada (AWS, 1991). Os modos de transferência metálica são bastante estudados, no entanto a correlação entre os modos de transferências e a soldagem de revestimento carece de informações.

### **2.3.1. Transferência metálica no processo MIG convencional**

O processo de soldagem MIG/MAG convencional é o que utiliza a forma mais simples do equipamento. A fonte de energia é do tipo tensão constante, sendo a corrente uma variável dependente da velocidade de alimentação do arame e das suas características físicas e químicas. Assim as variáveis independentes e básicas, e que são previamente ajustáveis, são a tensão e a velocidade do arame-eletrodo (Júnior, 2002).

Basicamente o processo MIG Convencional inclui três técnicas distintas de modo de transferência de metal: curto-circuito (short arc), globular (globular) e aerossol (spray arc). Essas técnicas descrevem a maneira pela qual o metal é transferido do arame eletrodo para a poça de fusão. (FORTES, 2005)

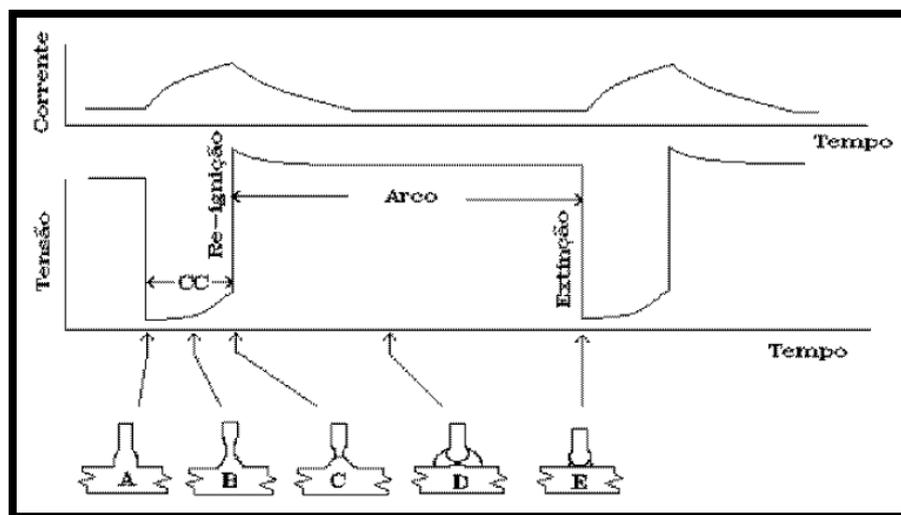
#### **2.3.1.1. Transferência por curto circuito**

Na soldagem com transferência por curto-circuito são utilizados arames de diâmetro na faixa de 0,8 mm a 1,2 mm, e aplicados pequenos comprimentos de arco (baixas tensões) e baixas correntes de soldagem. É obtida uma pequena poça de fusão de rápida solidificação (FORTES, 2005). A Figura 2.9 ilustra um ciclo completo de curto circuito.

Observa-se na Figura 2.9 que, quando o arame toca a poça de fusão (A), a corrente começa a aumentar para uma corrente de curto-circuito. Quando esse valor alto de corrente é atingido, o metal é transferido. O arco é então reaberto. Como o arame está sendo alimentado mais rapidamente que o arco consegue fundi-lo, o arco será eventualmente extinguido por outro curto (D). O ciclo recomeça. Não há metal transferido durante o período de arco aberto,

somente nos curtos-circuitos. (FORTES, 2005). Para garantir uma boa estabilidade do arco na técnica de curto-circuito devem ser empregadas correntes baixas.

Figura 2.9. Corrente-tensão versus tempo típico do ciclo de curto-circuito



### 2.3.1.2. Transferência globular

Quando a corrente e a tensão de soldagem são aumentadas para valores acima do máximo recomendado para a soldagem por curto-circuito, a transferência de metal começará a tomar um aspecto diferente. Essa técnica de soldagem é comumente conhecida como transferência globular (FORTES, 2005).

Figura 2.10. Representação esquemática da transferência metálica globular

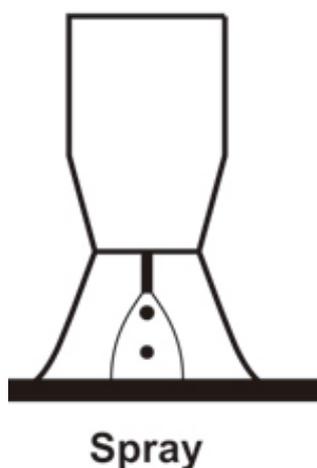


Segundo Machado (1996), as forças dominantes são devido à tensão superficial e a aceleração da gravidade e que o diâmetro da gota é geralmente maior do que o do arame.

### 2.3.1.3. Transferência goticular

Aumentando-se a corrente e a tensão de soldagem ainda mais, a transferência de metal torna-se um verdadeiro arco em aerossol (spray). A corrente mínima à qual esse fenômeno ocorre é chamada corrente de transição, a corrente de transição depende do diâmetro do arame e do gás de proteção. Entretanto, se o gás de proteção para soldar aços carbono contiver mais que cerca de 15% de dióxido de carbono (CO<sub>2</sub>), não haverá transição de transferência globular para transferência por aerossol. (FORTES, 2005).

Figura 2.11. Representação esquemática da transferência metálica goticular.



De acordo com Machado (1996), devido ao aumento de corrente e tensão na transferência axial, em relação aos modos anteriores, há maior penetração, com alta taxa de deposição.

### 2.3.2. Transferência metálica no processo MIG pulsado

A soldagem com corrente pulsada tem por objetivo obter uma transferência de material fundido de forma semelhante à transferência axial, porém, com valores de corrente média nos níveis aplicáveis às transferências por curto-circuito. Devido à redução na energia média do arco e na taxa de fusão ela é indicada para soldagens de chapas mais finas e, ainda, para soldagens fora da posição plana.

Segundo Amin (1983a, 1983b), a previsão dos parâmetros de pulso é realizada baseada em três requisitos essenciais da corrente pulsada:

- ✓ O tipo de transferência metálica deve ser similar ao axial, porém, em baixas velocidades de alimentação de arame. Velocidades que, em soldagem com corrente contínua constante, resultariam em transferência do tipo globular;
- ✓ A velocidade de arame deve ser balanceada com a taxa de fusão, de tal forma que, o comprimento de arco seja mantido constante;
- ✓ A corrente de base deve exceder um valor mínimo para que se obtenha um arco estável; abaixo desse valor, o arco tende a se extinguir.

De acordo com Motta (2002), as principais vantagens da corrente pulsada se resumem em:

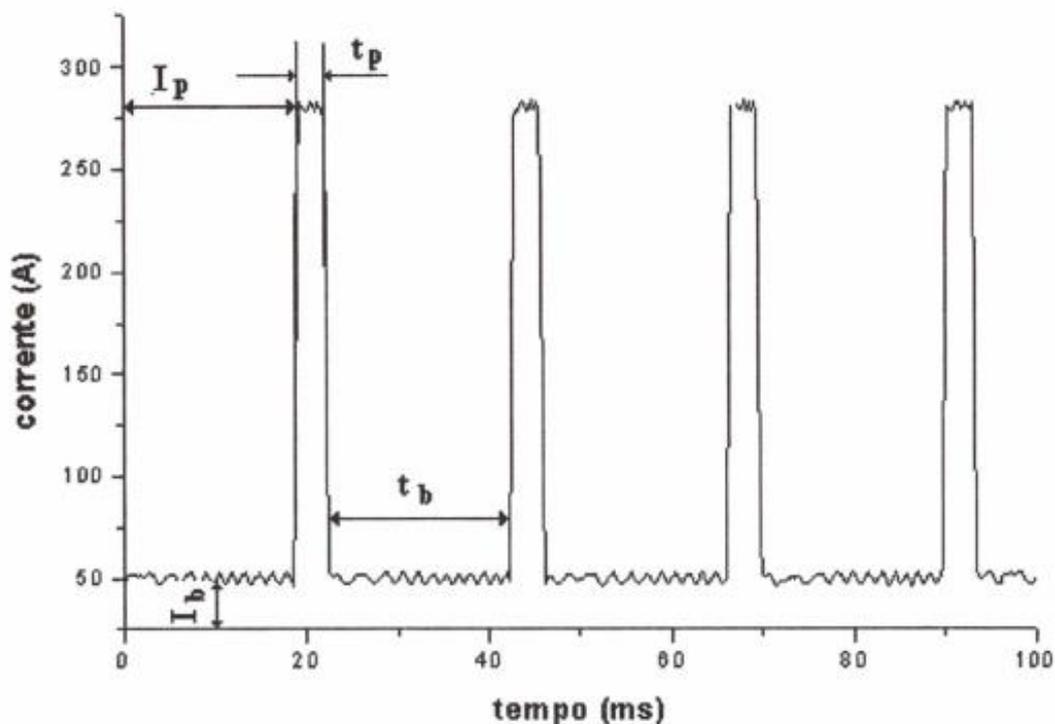
- ✓ Redução dos salpicos em relação à transferência por curto-circuito;
- ✓ Melhoria no controle da transferência metálica, uma vez que, o tamanho da gota e a sua frequência de destacamento são comandados pela pulsação da corrente;
- ✓ Obtenção de uma transferência com características similares à axial, com um arco estável, porém, em níveis baixos de aporte térmico.

A Figura 2.12 mostra uma onda de corrente retangular empregada no processo MIG/MAG pulsado. Pode ser visto que a corrente oscila periodicamente entre dois níveis. No mais baixo, denominado de corrente de base ( $I_b$ ), a energia do arco é suficiente para mantê-lo aceso durante um certo tempo ( $t_b$  - tempo de base) sem que ocorra a transferência de metal da ponta do eletrodo para a poça. No segundo nível, uma corrente ( $I_p$  - corrente de pulso) de intensidade superior ao valor da corrente de transição é sobreposta à corrente de base, por um intervalo de tempo ( $t_p$  - tempo de pulso), com o objetivo de destacar uma gota metálica. A magnitude desses pulsos e a frequência de ocorrência dos mesmos controlam o nível de energia do arco e, portanto, a taxa de fusão do arame.

A determinação dos parâmetros de destacamento ( $I_p$  e  $t_p$ ) é fundamentada na transferência metálica.

O destacamento das gotas é identificado por pequenos aumentos no sinal de tensão, esta é uma técnica bastante utilizada em trabalhos científicos nos quais se estudam as transferências metálicas, porém, esta técnica apresenta uma incerteza que está relacionada às variações nos sinais de tensão, que são ocasionadas, não pelo destacamento degotas, mas por ruídos ou perturbações nos arcos voltaicos.

Figura 2.12. Oscilograma de corrente pulsada  $I_p=300^a$ ;  $t_p=3,9\text{ms}$ ;  $I_b=50\text{ A}$ ;  $t_b = 23\text{ ms}$ .



Fonte: MOTTA, 2002

Dutra (1989) realizou o procedimento de determinação dos parâmetros de destacamento de gotas utilizando uma fonte transistorizada analógica, proporcionando um sinal praticamente isento de ruídos. O autor verificou que, para arames de aço carbono de 1,0 mm de espessura, uma gota com o diâmetro 20% maior que o do eletrodo proporcionava uma condição mais estável. Ele utilizou como critério de estabilidade a repetitividade dos oscilogramas, com os picos de tensão, indicativos dos destacamentos de gotas, ocorrendo no final da fase de pulso.

## CAPÍTULO III

### 3. MATERIAIS E MÉTODOS

#### 3.1. Materiais

Foram utilizadas como metal de base chapas do aço AISI 4130 temperado e revenido, para atender aos requisitos exigidos pela Norma NACE MR0175. Os corpos de prova utilizados para o amanteigamento foram fresados nas seguintes dimensões: 110 mm de comprimento, 70 mm de largura e 30 mm de espessura. Sua composição química, em termos de percentagem em peso, está mostrada na Tabela 3.1.

Tabela 3.1. Composição química do aço AISI 4130 de acordo com o fabricante

Composição	C	Mn	P	V	Ni	Si	Cr	Mo
AISI 4130	0,30	0,53	0,011	0,01	0,07	0,26	0,89	0,17

Foram utilizados como metal de adição os arames AWS ERNiCrMo-3 (Inconel 625) e AWS ERNiCrMo-15 (Inconel 725), com diâmetro de 1,2 mm. Trata-se de ligas de níquel resistentes a corrosão sendo, por isso, frequentemente utilizado no setor petrolífero como metal de revestimento e união por soldagem de componentes e estruturas. Outra aplicação importante é seu uso como metal de amanteigamento em juntas compostas de flanges e componentes de sistemas mecânicos dissimilares. A composição química do Inconel 625 e Inconel 725, em termos de percentagem em peso, encontram-se distribuídas, respectivamente, nas Tabelas 3.2 e 3.3.

Tabela 3.2. Composição química do inconel 625 (% massa) segundo fabricante.

Ni	Co	Cr	Mo	Fe	Nb+Ta	Ti
64,5	0,01	22,27	8,87	0,13	3,59	0,20
Al	C	P	Mn	S	Si	Cu
0,3	0,02	0,003	0,01	0,001	0,05	0,01

Tabela 3.3. Composição química do inconel 725 (% massa) segundo o fabricante.

Ni	Cr	Mo	Fe	Nb	Ti	Al	C	N	Mn	S
58,3	20,8	8,0	7,4	3,5	1,52	0,21	0,006	0,008	0,07	0,0004

Foi utilizado uma mistura de gases inertes (75% Ar / 25% He), com vazão de 20 l/min, caracterizando assim, de acordo com a literatura, o processo de soldagem MIG (Metal Inert Gas).

## 3.2.Equipamentos

### 3.2.1.Célula de soldagem

A célula de soldagem utilizada no processo de soldagem do amanteigamento está mostrada na Figura 3.1.

Figura 3.1. Célula de soldagem utilizada na soldagem de amanteigamento



Na Figura 3.1 podem ser observados:

1. Fonte de energia eletrônica multiprocessado DIGIPlus A7,  $I_{m\acute{a}x}=450$  A;
2. Cabeçote alimentador de arame;
3. Unidade de resfriamento (bomba d'água);
4. Sistema de alimentação de gás de proteção;

5. Bancada de ensaio;
6. Sistema eletromecânico para translação da tocha;
7. Sistema de aquisição de dados portátil IMC SAP-4.0.

### **3.2.2. Equipamentos de usinagem**

Para usinagem dos corpos de provas foram utilizados equipamentos tradicionais do tipo: Serra de fita horizontal; fresadora ferramenteira e uma eletroerosionadora CNC a fio.

### **3.2.3. Equipamentos para microscopia**

Foram utilizados nessa pesquisa um microscópio óptico Olympus Soft Imaging Solutions GmbH e um microscópio eletrônico de varredura (MEV) VEGA3 TESCAN.

### **3.2.4. Microdurômetro**

Foi utilizado o microdurômetro Shimadzu Hardness Testers HMV-2 Series para determinação do perfil de microdureza nas amostras.

## **3.3. Metodologia Experimental**

A metodologia empregada neste trabalho foi organizada conforme o fluxograma descrito na Figura 3.2.

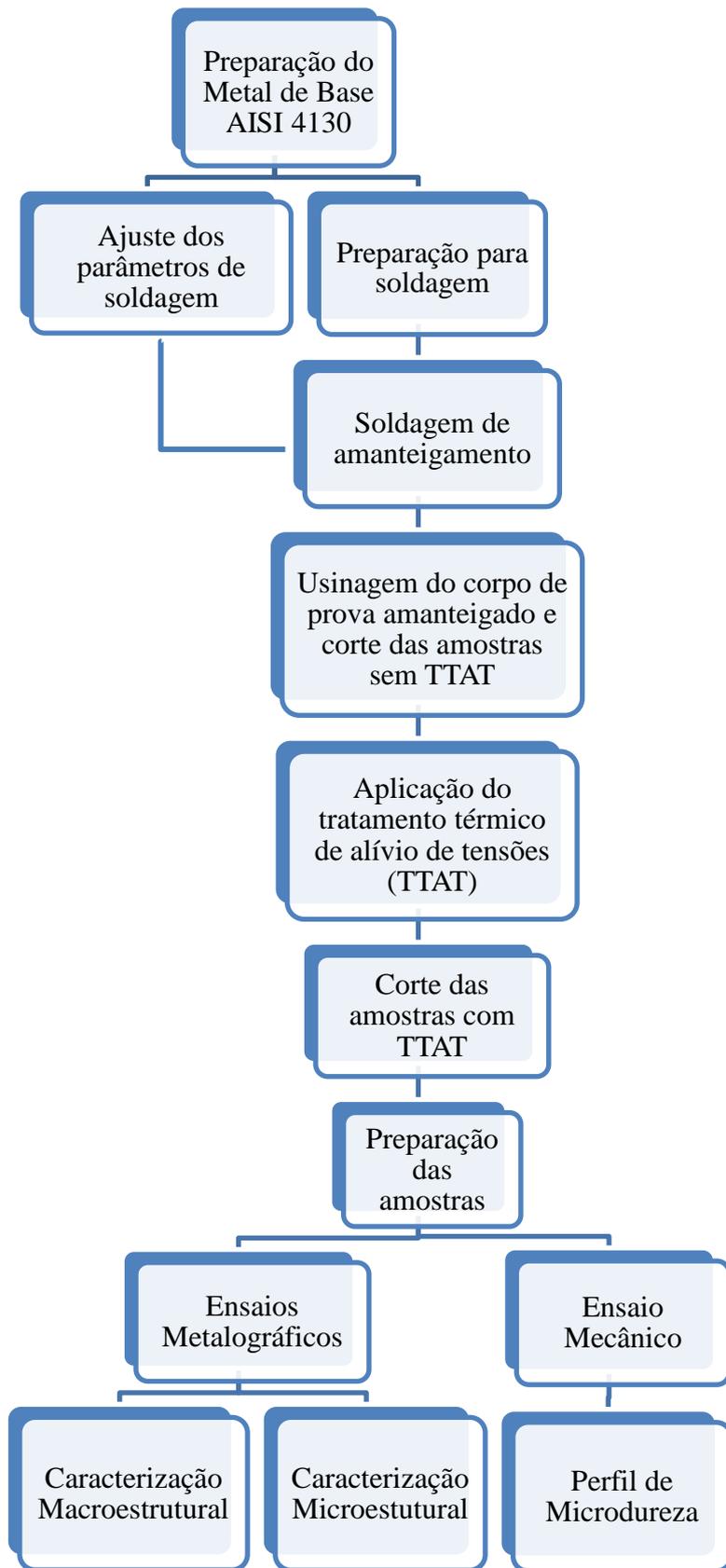
As variáveis de influência foram:

- Modo da corrente de soldagem: convencional e pulsada;
- Tipo de arame: AWS ERNiCrMo-3 (Inconel 625) e AWS ERNiCrMo-15 (Inconel 725);
- Tratamento térmico: com e sem TTAT.

As variáveis de resposta foram:

- Macroestrutura e diluição das soldas de amanteigamento;
- Microestrutura das soldas de amanteigamento;
- Microdurezas das regiões das soldas de amanteigamento.

Figura 3.2. Fluxograma das etapas realizadas no trabalho.



### 3.3.1.Preparação dos Corpos de Prova

A amostra do aço AISI 4130 forjado foi recebida em forma de tarugo de seção circular com diâmetro de 207mm . O tarugo foi fatiado em chapas com dimensões de 110 mm x 75mm x 30mm.

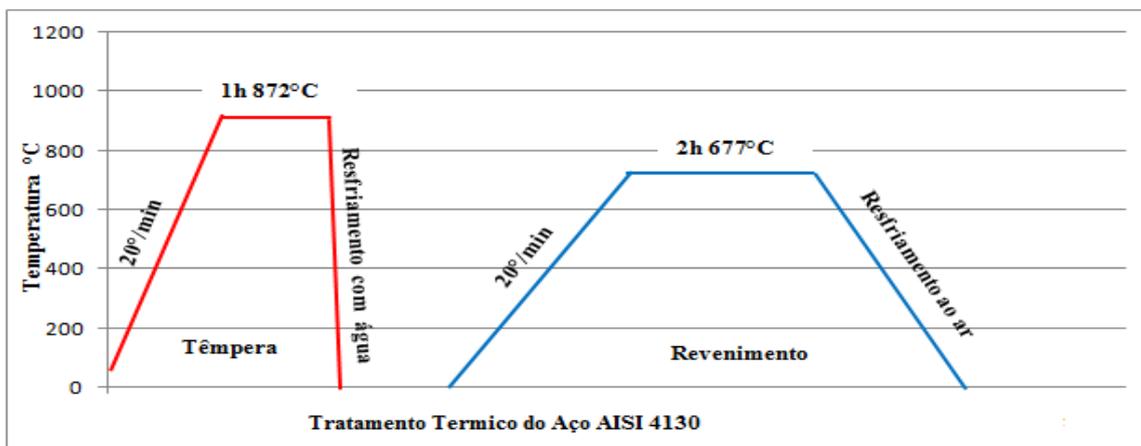
Após o corte as chapas do aço AISI 4130 foram tratadas termicamente. Antes do tratamento térmico, foi realizado um furo roscado nas peças onde se colocou um parafuso, para facilitar o içamento das peças para o resfriamento, após o tratamento térmico para beneficiamento do metal de base. As peças foram colocadas em um caixote de aço com quatro compartimentos e para evitar ou minimizar a descarbonetação que induz a formação de camadas mais dúcteis na superfície do metal, foi utilizado limalhas de ferro fundido cinzento, conforme pode ser observado na Figura 3.3.

O ciclo térmico da têmpera e revenido realizado nas peças esta mostrado na Figura 3.4. Para a têmpera, os corpos de prova foram aquecidos à uma taxa de 20 °C por minuto em um forno elétrico, tipo mufla, até a temperatura de 872<sup>o</sup>C, e manteve-se essa temperatura por uma hora, em seguida a peça foi içada da caixa e resfriada por submersão em água à temperatura ambiente. Para o revenimento, as peças foram aquecidas à uma taxa de 20 °C por minuto até atingir a temperatura de 677<sup>o</sup>C, onde foi mantida essa temperatura por duas horas, em seguida foram resfriadas ao ar.

Figura 3.3. Beneficiamento do aço AISI 4130. a) Limalha de ferro fundido cinzento e b) Disposição das chapas na caixa para tratamento térmico.



Figura 3.4. Ciclos térmicos para o tratamento térmico do aço AISI 4130.



### 3.3.2. Ajuste dos parâmetros de soldagem

Foi utilizado um sistema de monitoramento de dado IMC SAP-4.0, conforme pode ser observado na Figura 3.5, para aquisição e controle dos parâmetros de soldagem: corrente de soldagem, tensão do arco, velocidade de alimentação do arame e vazão de gás de proteção.

Figura 3.5. Sistema de aquisição de dados.



Os parâmetros de soldagem foram definidos a partir de recomendações do fabricante dos eletrodos, catálogos, literatura (WELDING HANDBOOK - AWS, 1991; MACHADO, 1996; BAIXO e DUTRA, 2009). As condições de soldagem foram definidas de forma a se obter um arco estável, cordões de solda homogêneos e com qualidade superficial. Com base

nestes requisitos e em ensaios preliminares realizados foi verificado que, devido às diferenças entres os arames, as condições de soldagem não poderiam ser as mesmas para os dois arames. A partir daí decidiu-se manter constante a taxa de deposição (KD), que é calculada em função da velocidade de alimentação do arame ( $V_a$ ) e da velocidade de soldagem, conforme mostrado na Equação (3.1).

$$KD = \frac{v_s}{v_a}(3.1)$$

A constante de deposição KD, isto é, a relação entre a velocidade de alimentação do arame e a velocidade de soldagem foi sempre igual para os dois arames tubulares. Esse procedimento teve como objetivo manter mais um referencial constante entre os testes, bem como para diminuir a interferência de qualquer diferença na quantidade de material depositado por comprimento de solda na análise dos resultados.

Foram realizadas uma série de ensaios preliminares para ajustar os parâmetros de soldagem para as soldas de amanteigamentos realizadas com Inconel 625 e 725, para os modos de corrente convencional e pulsado. Para seleção dos parâmetros de soldagem, os ensaios foram realizados variando-se: velocidade de alimentação do arame ( $v_a$ ), tensão do arco (U), velocidade de soldagem ( $v_s$ ) e a distância bico de contato peça (DBCP). Os parâmetros selecionados para os amanteigamentos utilizando o INCONEL 625 e INCONEL 725 estão mostrados nas Tabelas 3.4 e 3.5, respectivamente.

Tabela 3.4. Parâmetros para o amanteigamento do aço AISI 4130 com o INCONEL 625

Parâmetros para o amanteigamento do aço AISI 4130 com o INCONEL 625		
Modo de Soldagem	Convencional	Pulsado
Processo de soldagem	GMAW (MIG)	GMAW (MIG)
Espessura mínima do amanteigamento (mm)	9,5mm	9,5mm
Temperatura de pré-aquecimento (°C)	$240 \leq T \leq 280$	$240 \leq T \leq 280$
Temperatura de interpasse (°C)	$240 \leq T \leq 280$	$240 \leq T \leq 280$
Gás de proteção (%)	Argônio 75% + Hélio	Argônio 75% + Hélio

	25%	25%
Vazão média do gás em m <sup>3</sup> /min	20	20
Corrente média (A)	183,9	187,7
Tensão média (V)	32,2	36,4
Velocidade de soldagem (cm/min)	16,4	16,4
Velocidade do arame (m/min)	6,5	6,5
DBCP - Distância bico de contato peça (mm)	12	17
Corrente de pico - I <sub>p</sub> (A)	x	300
Corrente de base - I <sub>b</sub> (A)	x	131
Tempo de pico - T <sub>p</sub> (ms)	x	3
Tempo de base - T <sub>b</sub> (ms)	x	5,1
Energia de Soldagem – E <sub>s</sub> (kJ/mm)	2,16	2,49

Tabela 3.5. Parâmetros para o amanteigamento do aço AISI 4130 com o INCONEL 725

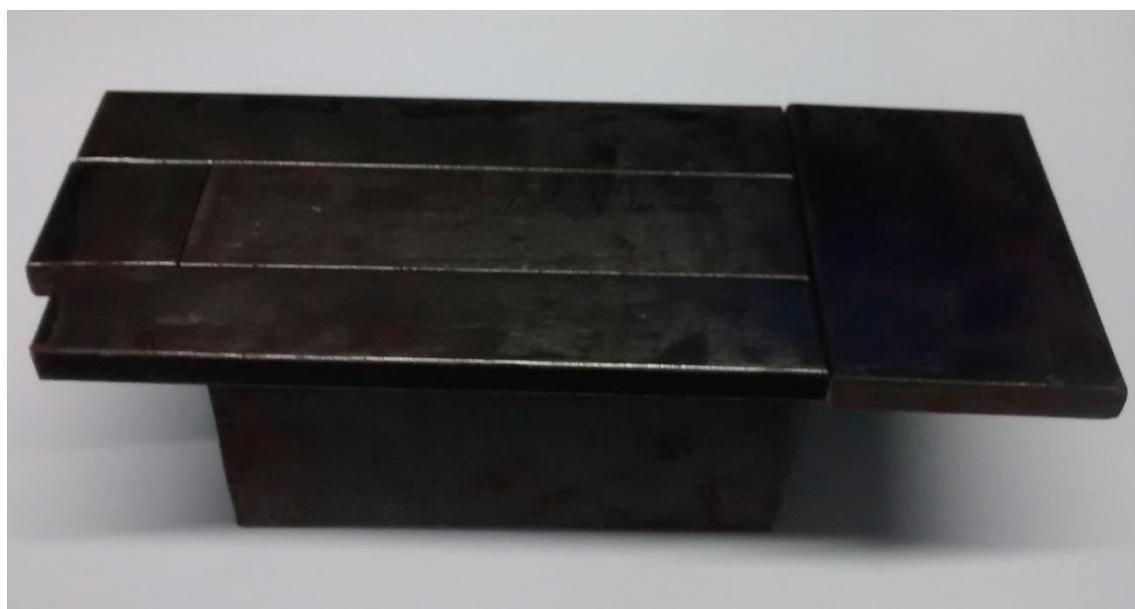
Parâmetros para o amanteigamento do aço AISI 4130 com o INCONEL 725		
Modo de Soldagem	Convencional	Pulsado
Processo de soldagem	GMAW (MIG)	GMAW (MIG)
Espessura mínima do amanteigamento (mm)	9,5mm	9,5mm
Temperatura de pré-aquecimento (°C)	240≤T≤280	240≤T≤280
Temperatura de interpasse (°C)	240≤T≤280	240≤T≤280
Gás de proteção (%)	Argônio 75% + Hélio 25%	Argônio 75% + Hélio 25%
Vazão média do gás em m <sup>3</sup> /min	20	20
Corrente média (A)	163,8	187,5
Tensão média (V)	26	33,5
Velocidade de soldagem (cm/min)	16,4	16,4
Velocidade do arame (m/min)	6,5	6,5

DBCP - Distância bico de contato peça (mm)	14	17
Corrente de pico - $I_p$ (A)	x	300
Corrente de base - $I_b$ (A)	x	131
Tempo de pico - $T_p$ (ms)	x	3
Tempo de base - $T_b$ (ms)	x	5,1
Energia de Soldagem - $E_S$ (KJ/mm)	1,56	2,30

### 3.3.3.Preparação para soldagem

O passo seguinte consistiu na preparação das chapas para o amanteigamento, para isso, foram introduzidas abas nas quatro arestas da peça, como mostrado na Figura 3.6, essas abas foram fixadas para garantir a deposição homogênea do cordão de solda do amanteigamento em toda a largura e extensão da chapa.

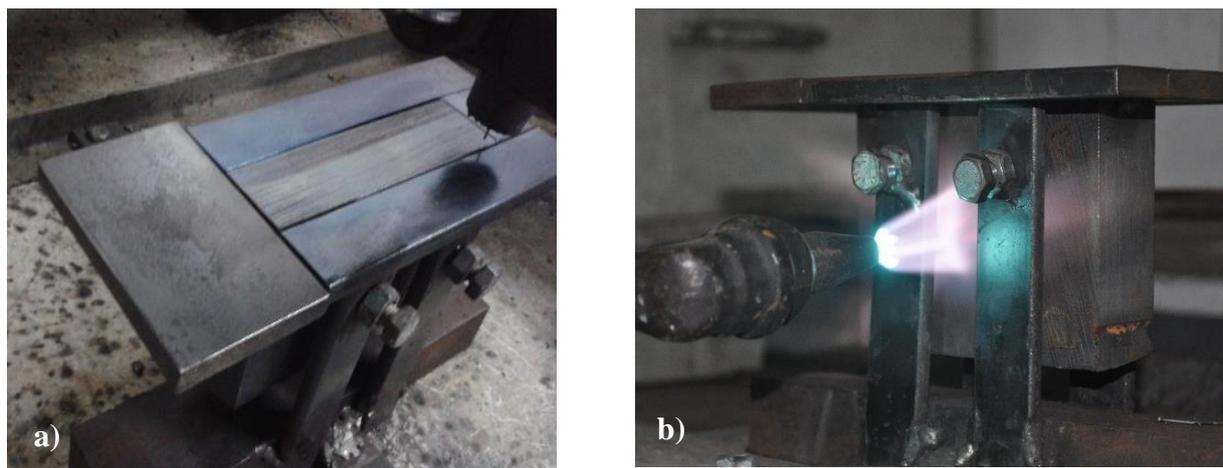
Figura 3.6. Chapas com abas antes do processo de amanteigamento.



Em seguida a peça foi fixada em um suporte de aço por quatro parafusos, como pode ser observado na Figura 3.7(a). Após a fixação, a peça foi preaquecida lentamente por toda sua superfície por uma chama de oxiacetileno, garantindo uma distribuição de calor uniforme em toda a peça, conforme ilustrado na Figura 3.7(b). O preaquecimento na chapa foi realizado a

uma temperatura mínima de 240 °C com o objetivo de reduzir a taxa de resfriamento e essa temperatura foi mantida a cada cordão realizado no processo de amanteigamento. O controle dessa temperatura foi realizado com um pirômetro óptico digital com fundo de escala de 1500°C.

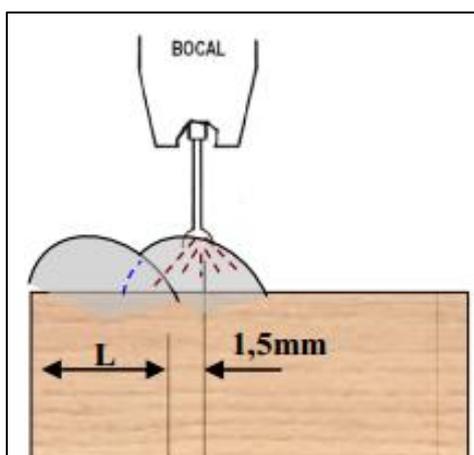
Figura 3.7. Etapas utilizadas na metodologia da pesquisa: a) Corpo de prova fixado no suporte e b) peça em preaquecimento.



### 3.3.4. Soldagem de amanteigamento

Após a definição dos parâmetros de soldagem e da preparação dos corpos de prova, foram realizados os amanteigamentos. A quantidade de passes foi realizada de acordo com a necessidade de ter uma espessura de no mínimo 9,5 mm após a usinagem. A tocha foi mantida perpendicular em relação aos corpos de prova. A temperatura de interpasse foi mantida no intervalo de 240°C à 280°C. Também foi utilizada uma sobreposição de cordão, conforme ilustrado na Figura 3.8.

Figura 3.8. Sobreposição utilizada no amanteigamento.



### 3.3.4.1. Soldagem de amanteigamento com o arame ERNiDrMo-3 (Inconel 625)

Depois da realização de alguns pré-testes, foi definido que para o amanteigamento realizado com INCONEL 625 (ERNiCrMo-3) no modo de corrente convencional seriam depositado três camadas com três passes cada uma, para atingir a altura mínima necessária. Já para a corrente pulsada foi necessária à execução de quatro camadas, sendo a primeira com três passes e as seguintes com dois passes. Houve a necessidade de uma camada a mais quando se utilizou a corrente pulsada em função da maior diluição dos cordões de solda.

As Figuras 3.11(a) e 3.11(b) apresentam as soldas de amanteigamento do aço AISI 4130 com INCONEL 625 nos modos de corrente pulsado e convencional, respectivamente.

Figura 3.9. Amanteigamento com inconel 625: a) corrente pulsada b) corrente convencional.

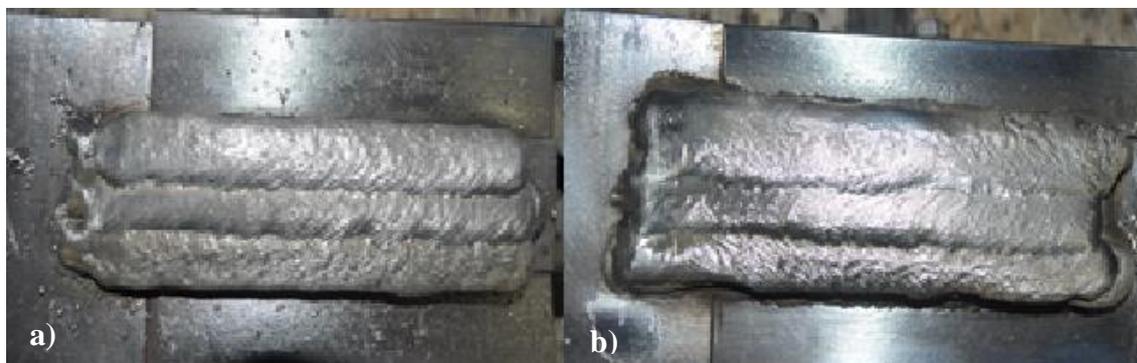


### 3.3.4.2. Soldagem de amanteigamento com o arame ERNiCrMo-15 (Inconel 725)

Também após a realização de ensaios preliminares foi definido que para o amanteigamento utilizando o INCONEL 725 (ERNiCrMo-15) no modo de corrente convencional seria necessário a realização de três camadas, sendo a primeira com quatro passes e as seguintes com três passes para garantir uma espessura mínima de 9,5mm, após a usinagem dos corpos de provas. Enquanto que no amanteigamento com corrente pulsada foi necessária quatro camadas, sendo a primeira com quatro passes e as seguintes com três passes. Assim como foi observado no amanteigamento com INCONEL 625, no amanteigamento utilizando o INCONEL 725 com corrente pulsada, pelo mesmo motivo descrito acima, também foi necessária uma camada a mais em relação ao com corrente convencional. As Figuras 3.10(a) e 3.10(b) mostram as soldas de amanteigamento do aço

AISI 4130 com INCONEL 725 pelos modos de corrente convencional e pulsada, respectivamente.

Figura 3.10. Amanteigamento com inconel 725: a) corrente convencional b) corrente pulsada.



### 3.3.5. Usinagem dos corpos de provas amanteigados

Finalizado o amanteigamento, as peças foram usinadas. Inicialmente foi utilizado uma serra de fita, ACRO modelo SBS 10168, para a remoção das abas, como mostrado na figura 3.11(a). Em seguida as peças foram usinadas pelo processo de fresamento, Figura 3.11(b), até a espessura de 25 mm e deixando o amanteigamento com uma altura de 9,5mm. Com as peças devidamente usinadas nas dimensões descritas acima, foram retiradas as amostras sem TTAT com dimensões de aproximadamente 30x25 mm para caracterização utilizando uma máquina de eletro-erosão a fio CNC EDM AR 1300, esse procedimento é ilustrado na figura 3.11(c). A Figura 3.11(d) mostra a peça já usinada e demarcada onde foi retirado a amostra para caracterização microestrutural antes do TTAT.

Figura 3.11. Preparação dos corpos de provas para caracterização microestrutural: a) Corte com serra de fita, b) fresamento, c) corte por eletro-erosão a fio e d) corpo de prova demarcado o corte da amostra.

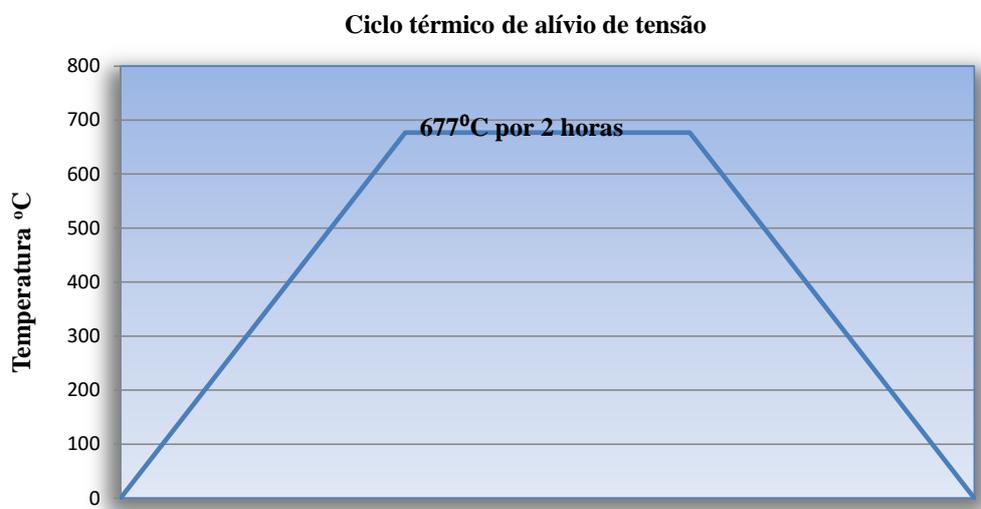


### 3.3.6. Aplicação do tratamento térmico de alívio de tensões

Após a usinagem das peças e retirada das amostras para caracterização sem TTAT, foi realizado o tratamento térmico de alívio de tensões. Foi utilizado um forno Mufla Jung LF 4213 com isolamento térmico em fibra de cerâmica. Os corpos de prova foram dispostos paralelamente para garantir uma uniformidade térmica entre as peças.

O ciclo térmico para alívio de tensão (TTAT) está representado na figura 3.12. Os corpos de provas foram submetidos a um aquecimento à taxa de  $20\text{ }^{\circ}\text{C}$  por minuto até atingir a temperatura de  $677\text{ }^{\circ}\text{C}$ , permaneceu nessa temperatura por duas horas. Em seguida foi resfriado ao ar. Esta temperatura seguiu os critérios da NACE MR0175 (2003) na especificação mínima da temperatura de  $620^{\circ}\text{C}$ .

Figura 3.12. Ciclo térmico de alívio de tensões para o aço AISI 4130.



### 3.3.7. Preparação das amostras para caracterização

Após o TTAT, foi efetuado o corte por eletroerosão das amostras nas dimensões de aproximadamente 30x25 mm, para junto com as amostras sem TTAT, iniciar a preparação para os ensaios metalográficos e mecânicos.

As amostras foram submetidas à preparação metalográfica para análise das microestruturas e macroestruturas presentes utilizando microscopia óptica (MO) e eletrônica de varredura (MEV), bem como ensaios de microdureza Vickers.

As amostras foram embutidas em resina acrílica e em seguida, as amostras foram lixadas utilizando lixas d'água com granulação 300, 400, 600, 800, 1000 e 1200 e utilizando panos para polir, as amostras foram polidas com pasta de diamante de 3  $\mu\text{m}$  e  $\frac{1}{4}$   $\mu\text{m}$  (sendo que na caracterização da macroestrutura as amostras foram polidas até a pasta de 3  $\mu\text{m}$ ).

Após esta etapa, para revelar a microestrutura presente nos aços, as amostras foram submetidas a ataque químico por imersão com reagente Nital 5% por 15 segundos para as macrografias e Nital 2% por 20 segundos para as micrografias e microdurezas. E para revelar a liga de níquel do amantejamento, foi utilizado um ataque eletrolítico com ácido crômico 10%, tensão de 5 volts e tempo de 30 segundos.

### 3.3.8. Caracterização metalúrgica e mecânica

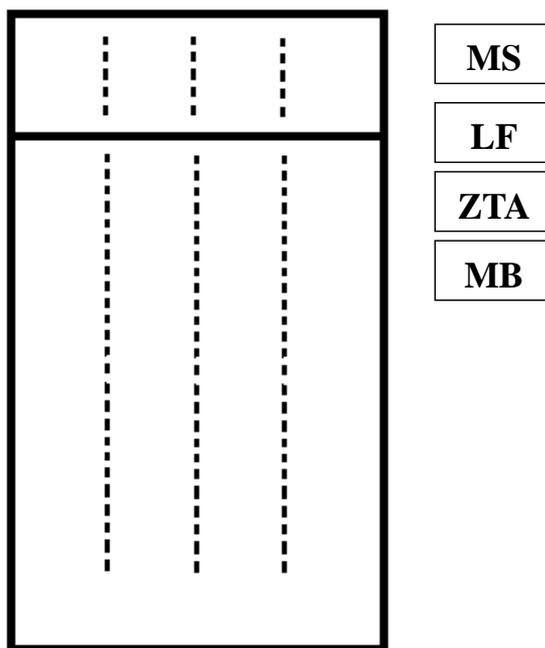
Inicialmente foi realizada a caracterização macroestrutural, a fim de analisar a uniformidade dos cordões de solda, a presença de defeitos e o nível de diluição. Esta caracterização foi realizada com as amostras com dimensões de 30x25 mm para melhor visualização.

Em seguida, foi necessário cortar as amostras para dimensões de 15x15 mm, a fim de atender as exigências para utilização do microscópio eletrônico de varredura (MEV). Então, as amostras foram embutidas em resina acrílica, lixadas, polidas e submetidas aos ataques químico e eletrolítico, como descrito no tópico anterior. Após esses procedimentos, foi realizado a caracterização microestrutural utilizando microscópio ótico Olympus Soft Imaging Solutions GmbH e microscópio eletrônico de varredura (MEV) VEGA3 TESCAN, neste último foi empregado o sinal de elétron secundário (SE).

Os ensaios de microdurezas foram realizados de forma a levantar o perfil de microdureza perpendicular a linha de fusão, onde abrangeu metal de solda, ZTA e metal de base. E de forma pontual, para determinar os níveis de microdurezas nas diversas regiões encontradas na interface dissimilar. Os ensaios de microdureza Vickers foram realizados segundo a norma ASTM (2002).

Para determinação do perfil de microdureza nas amostras, foram realizadas 30 (trinta) endentações com carga de 100g (HV 0.1) e tempo de 15 segundos, com espaçamento entre as endentações de 0,5mm ao longo de três colunas equidistantes 3 mm, onde 5 (cinco) endentações foram realizadas acima da linha de fusão, abrangendo o metal de adição e as outras 25 (vinte e cinco) endentações foram impressas a baixo da linha de fusão, a fim de garantir calcular as microdurezas na ZTA e no metal de base, conforme ilustrado na Figura 3.13.

Figura 3.13. Representação do perfil de ensaio de microdureza.



Para as análises pontuais em regiões de interesses na interface dissimilar, foram realizadas impressões, com carga de 10g (HV 0,01) e tempo de 15s.

## CAPÍTULO IV

### 4. RESULTADOS E DISCUSSÃO

#### 4.1. Oscilograma corrente versus tempo

As Figuras 4.1 e 4.2 mostram os oscilogramas da corrente de soldagem x tempo para as soldas de amanteigamento para o Inconel 625 nos modos de corrente pulsada e convencional, respectivamente.

Figura 4.1. Oscilograma de corrente para a solda de amanteigamento com Inconel 625 e corrente pulsada.

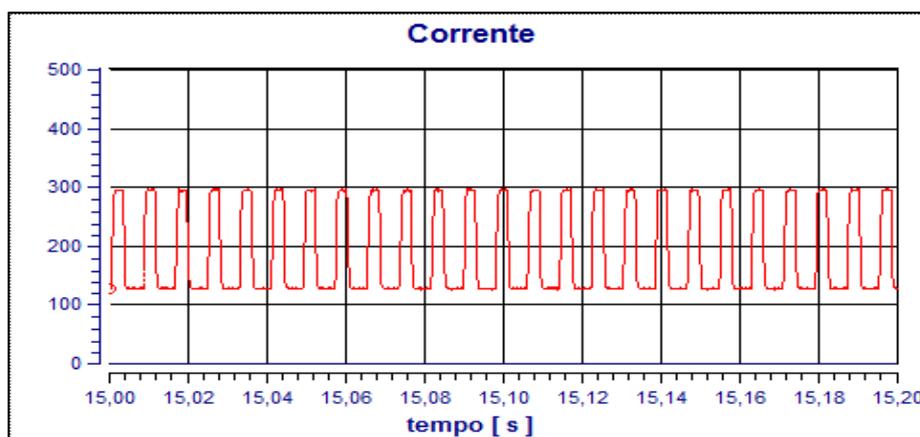
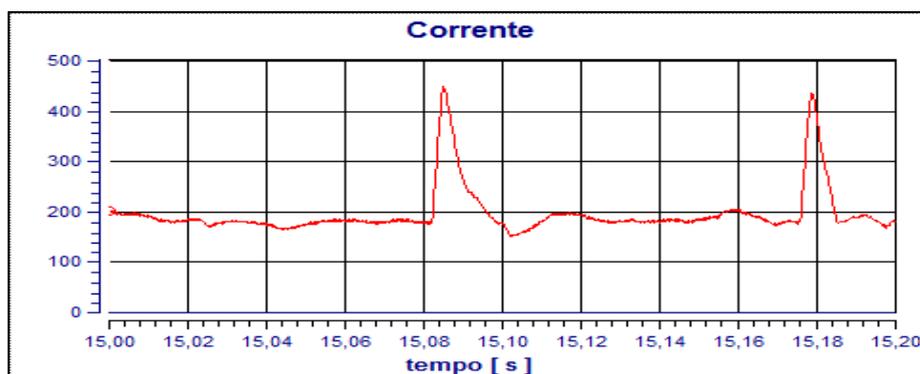


Figura 4.2. Oscilograma de corrente para a solda de amanteigamento com Inconel 625 e corrente convencional.



A análise da Figura 4.1 mostra um oscilograma característico do modo de transferência controlado com pulsação de corrente. Durante a soldagem de amanteigamento o arco elétrico permaneceu estável, assegurando uma total ausência de respingos. Já a Figura 4.2 mostra um

oscilograma que caracteriza o modo de transferência metálica globular. Durante a soldagem de amateigamento foi possível observar certo grau de instabilidade do arco elétrico, propiciando uma grande quantidade de respingos.

As Figuras 4.3 e 4.4 mostram os oscilogramas da corrente de soldagem x tempo para as soldas de amateigamento para o Inconel 725 nos modos de corrente pulsado e convencional, respectivamente.

Figura 4.3. Oscilograma de corrente para a solda de amateigamento com Inconel 725 e corrente pulsada.

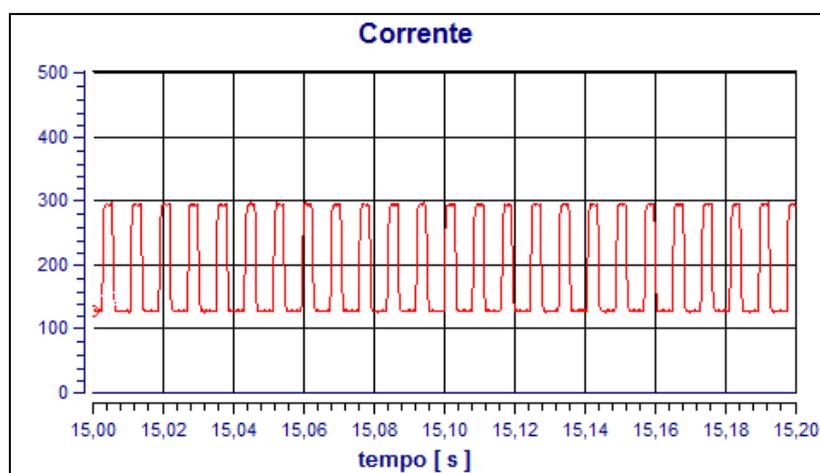
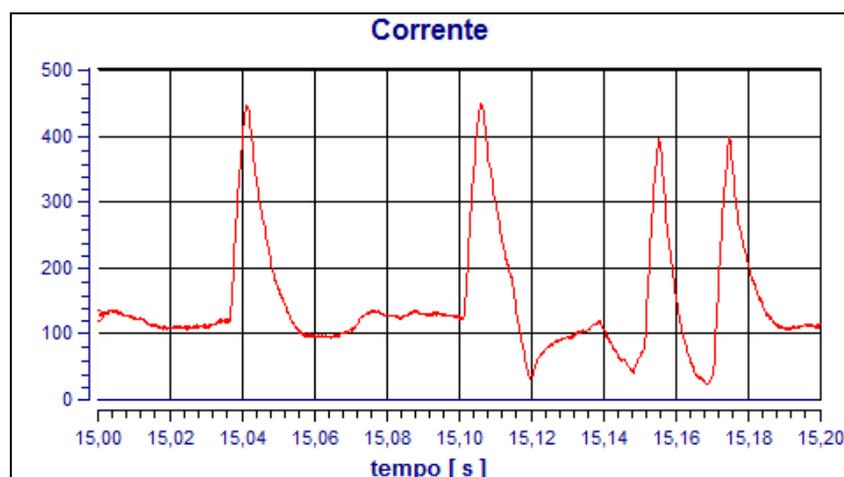


Figura 4.4. Oscilograma de corrente para a solda de amateigamento com Inconel 725 e corrente convencional.



Assim como foi observado para o Inconel 625, a Figura 4.3 mostra um oscilograma característico do modo de transferência controlado com pulsação de corrente. Durante a soldagem de amateigamento o arco elétrico permaneceu estável, assegurando uma total

ausência de respingos. Já a Figura 4.4 mostra um oscilograma que caracteriza o modo de transferência metálica globular, apresentando um menor tempo entre picos do que observado na Figura 4.2, com isso causando uma maior instabilidade do arco elétrico, propiciando uma grande quantidade de respingos.

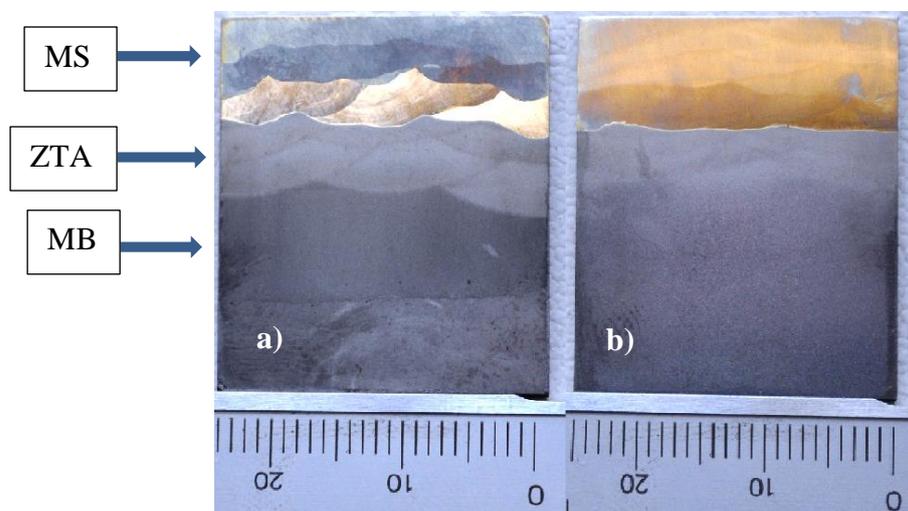
## 4.2. Análises macrográficas

As análises macrográficas foram realizadas após a preparação das amostras como descrito no item 3.3.8. De uma forma geral, foi observado uma geometria e os aspectos superficiais das soldas regulares e de boa qualidade.

### 4.2.1. Amanteigamento com o arame ERNiCrMo-3 (Inconel 625)

As macrografias das soldas de amanteigamento realizadas com o Inconel 625, utilizando os modos de corrente pulsada e convencional, é mostrada na Figura 4.5.

Figura 4.5 Macroestrutura da seção transversal do amanteigamento com Inconel 625 sem TTAT: a) corrente convencional; b) corrente pulsada.



A análise das macrografias mostradas nas Figuras 4.5 mostra que houve menores níveis de diluição do metal de base sempre que se usou o modo de corrente pulsada. É importante ressaltar que no modo de corrente pulsada, utilizou-se uma maior energia de soldagem. Resultados semelhantes também foram obtidos por (KELEJIN, 2012), que verificou níveis de diluição menores ao utilizar a soldagem com MIG Pulsado. Além disso, o mesmo autor observou que as zonas parcialmente diluídas (ZPD) ocorreram principalmente em soldas depositadas com maiores níveis de diluição.

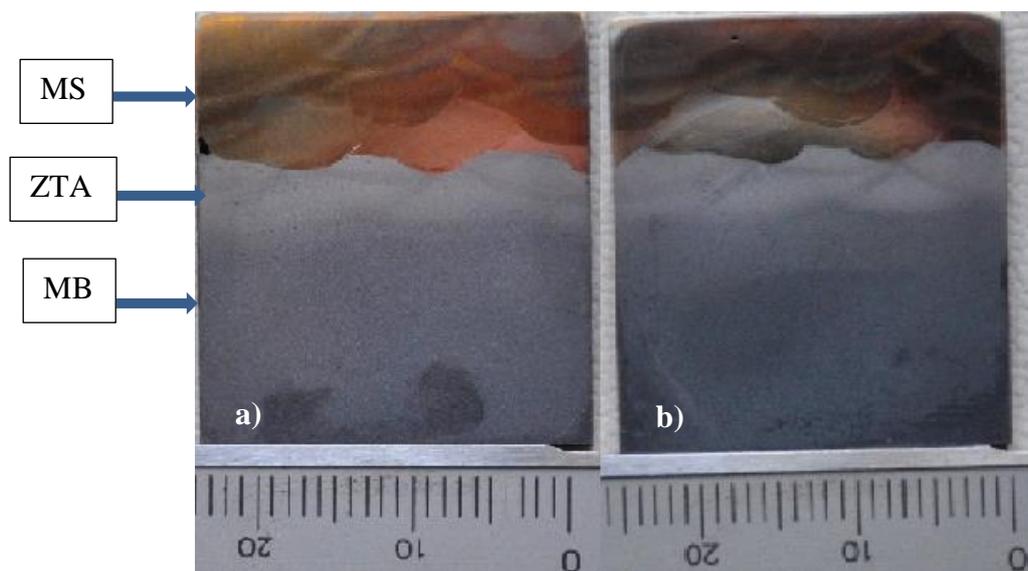
A análise macrográfica realizada na amostra amanteigada com Inconel 625 não apresentou mudanças significativas quando comparada as amostras com tratamento térmico de alívio de tensões (TTAT) e sem tratamento térmico de alívio de tensões (TTAT).

#### 4.2.2. Amanteigamento com o arame ERNiCrMo-15 (Inconel 725)

A Figura 4.6 apresenta as macrografias das soldas de amanteigamento realizadas com o Inconel 725, utilizando os modos de corrente pulsada e convencional.

Da análise da Figura 4.6 observa-se menores níveis de diluição nas soldas de amanteigamento realizadas com o modo de corrente pulsada. É relevante destacar que, assim como aconteceu com as soldas de amanteigamento realizadas com o Inconel 625, a energia de soldagem utilizada no modo de corrente pulsada foi maior do que com a corrente convencional.

Figura 4.6. Macroestrutura da seção transversal do amanteigamento com inconel 725 sem TTAT: a) corrente convencional; b) corrente pulsada.



A análise macrográfica realizada na amostra amanteigada com Inconel 725 também, assim como foi observado na análise do Inconel 625, não apresentou mudanças significativas quando comparada as amostras com tratamento térmico de alívio de tensões (TTAT) e sem tratamento térmico de alívio de tensões (TTAT).

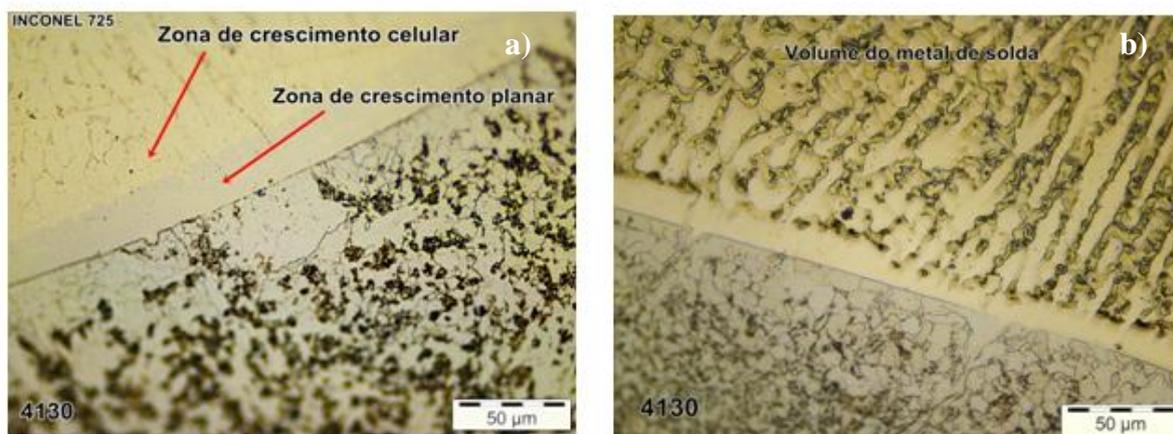
Podemos analisar também quando comparamos as Figuras 4.5 e 4.6 que o amanteigamento utilizando o INCONEL 725 apresentou uma maior diluição.

### 4.3. Caracterização Microestrutural nas Interfaces dos Amanteigamentos

No que diz respeito à interface dissimilar de juntas de aço sodadas com liga de níquel, um dos problemas mais estudados está relacionado à formação de zonas de elevada dureza, com microestrutura martensítica ou até mesmo austenítica, presentes na interface mesmo após a realização de tratamentos térmicos de alívio de tensões (OLIVEIRA, 2013). A interface dissimilar do amanteigamento de aços ARBL, com ligas de níquel é apontado como uma região crítica para nucleação e propagação de trincas por vários autores (BEAUGRAND et al., 2009a; BEAUGRAND et al., 2009b; ROWE et al., 1999).

Outro aspecto interessante na micrografia é a possibilidade de identificar as regiões que definem o modo como ocorreu a solidificação na interface dissimilar como está mostrado nas Figuras 4.7(a) e 4.7 (b).

Figura 4.7. Interface dissimilar da solda de amanteigamento Inconel 725/AISI 4130:  
a) corrente convencional e b) corrente pulsada.



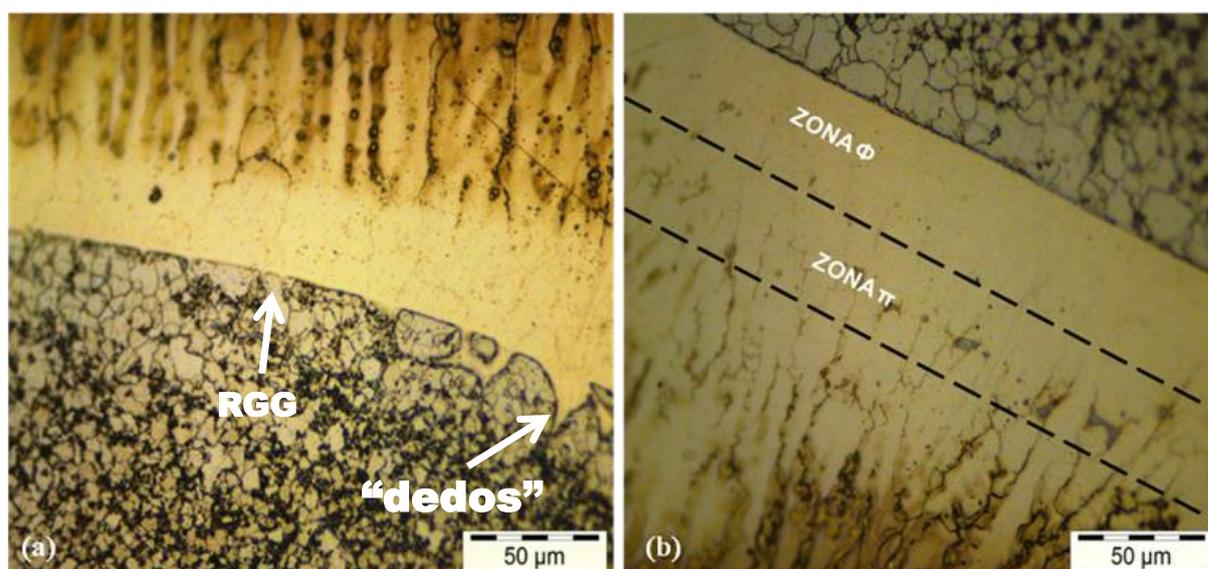
Na Figura 4.7(a) podem ser observadas as zonas de crescimentos celular e planar. Ambas as regiões citadas são ricas em Fe, nota-se que a região superior da figura é oriunda do metal de solda com crescimento celular, a qual também foi observado por ALEXANDROV et al. (2012), que associa a presença da forma celular com a mudança promovida pelo processo de solidificação da forma planar para celular. A outra região mais clara, na qual não é observada a presença de contornos de grãos nem de interfaces entre células ou dendritas, localizada acima da linha de fusão, cuja morfologia sugere ter solidificado de forma planar. Já na Figura 4.7(b) a região do volume do metal de solda a morfologia que se apresenta nessa região, varia entre celular dendrítico e colunar dendrítico.

#### 4.3.1. Interface do amanteigamento do aço AISI 4130 com Inconel 625 e 725

A caracterização microestrutural aqui apresentada utiliza a nomenclatura adotada por Beaugrand et al. (2009a) e por Doody (1992).

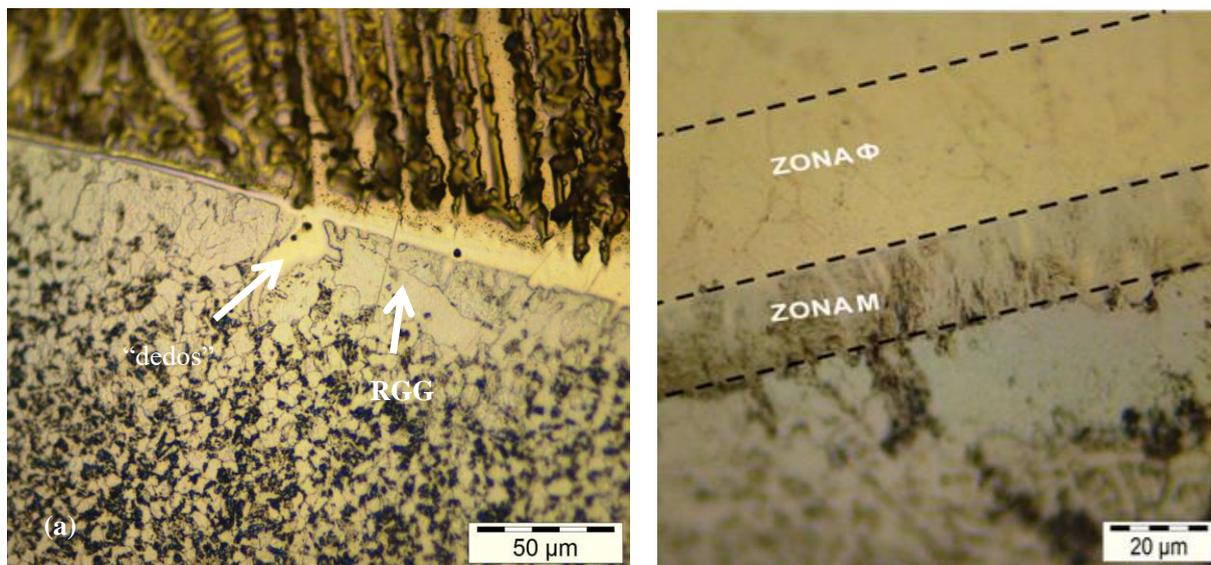
A Figura 4.8 mostram as microestruturas presentes nas soldas de amanteigamento do aço AISI 4130 com inconel 625 para os modos de corrente pulsado sem TTAT. Nela podem ser observadas regiões de grãos grosseiros, regiões onde o metal de solda adentra o metal de base denominado de “dedos”, e zonas  $\phi$  e  $\pi$  na interface da ZTA com o amanteigamento.

Figura 4.8. Microestrutura da interface dissimilar do aço AISI 4130 amanteigado com inconel 625 no modo MIG pulsado, sem TTAT.



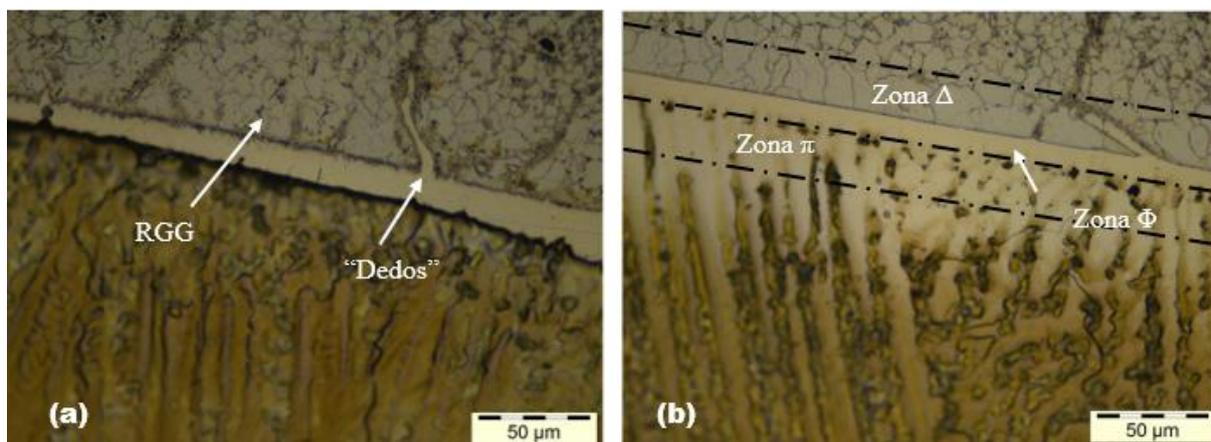
A Figura 4.9 apresenta as microestruturas presentes nas soldas de amanteigamento do aço AISI 4130 com inconel 625 para o modo de corrente convencional sem TTAT. Nela podem ser observadas regiões de grãos grosseiros e “dedos” e zonas  $\phi$  e M na interface da ZTA com o amanteigamento.

Figura 4.9. Microestrutura da interface dissimilar do aço AISI 4130 amanteigado com inonel 625 no modo MIG convencional, sem TTAT.



A Figura 4.10 apresenta as microestruturas presentes nas soldas de amanteigamento do aço AISI 4130 com inonel 625 para o modo de corrente pulsada com TTAT. Na figura podem ser observadas regiões de grãos grosseiros e “dedos” e zonas  $\Delta$ ,  $\pi$  e  $\phi$  na interface da ZTA com o amanteigamento.

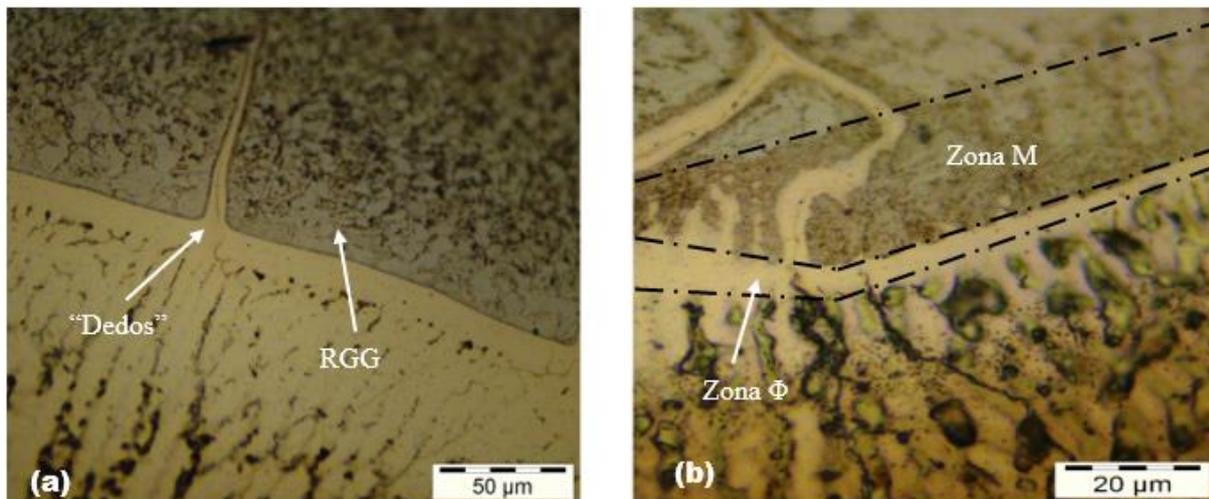
Figura 4.10. Microestrutura da interface dissimilar do aço AISI 4130 amanteigado com inonel 625 no modo MIG pulsado, com TTAT.



A Figura 4.11 mostra as microestruturas presentes nas soldas de amanteigamento do aço AISI 4130 com inonel 625 para o modo de corrente convencional com TTAT. Na figura

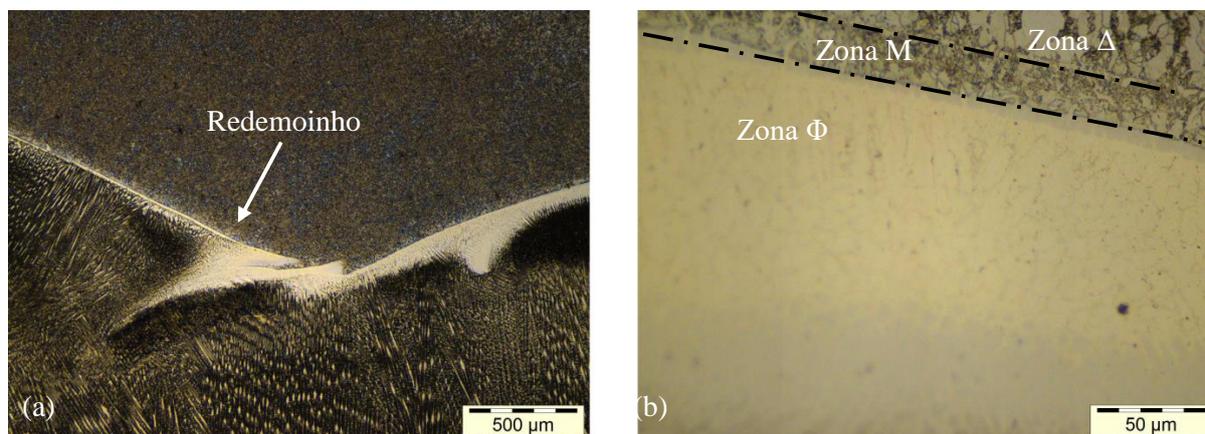
podem ser observadas regiões de grãos grosseiros, “dedos” e zonas M e  $\phi$  na interface da ZTA com o amanteigamento.

Figura 4.11. Microestrutura da interface dissimilar do aço AISI 4130 amanteigado com inonel 625 no modo MIG convencional, com TTAT.



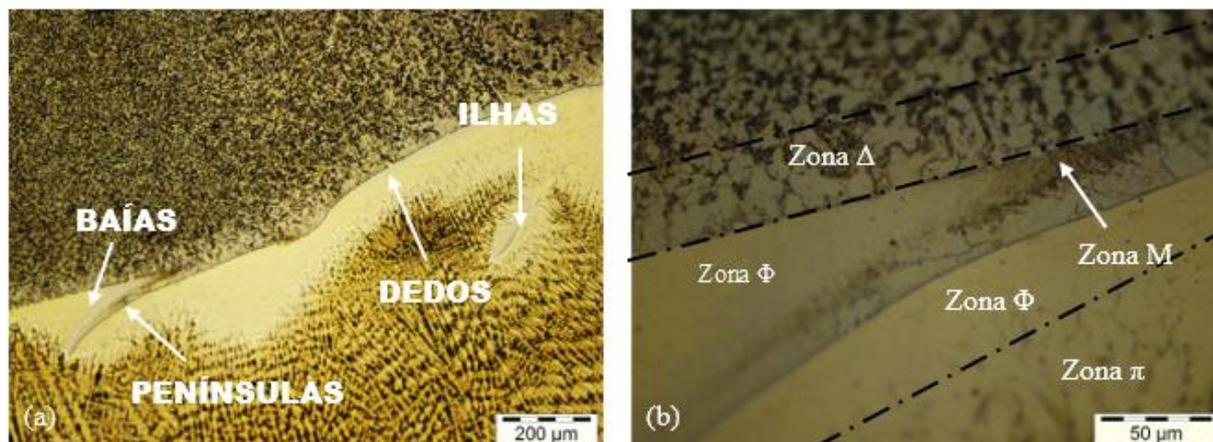
A Figura 4.12 apresenta as microestruturas presentes nas soldas de amanteigamento do aço AISI 4130 com inonel 725 para o modo de corrente pulsada sem TTAT. Na figura podem ser observadas a presença de grãos grosseiros, redemoinho e zonas  $\phi$ , M e  $\Delta$  na interface da ZTA com o amanteigamento.

Figura 4.12 Microestrutura da interface dissimilar do aço AISI 4130 amanteigado com inonel 725 no modo MIG pulsado, sem TTAT.



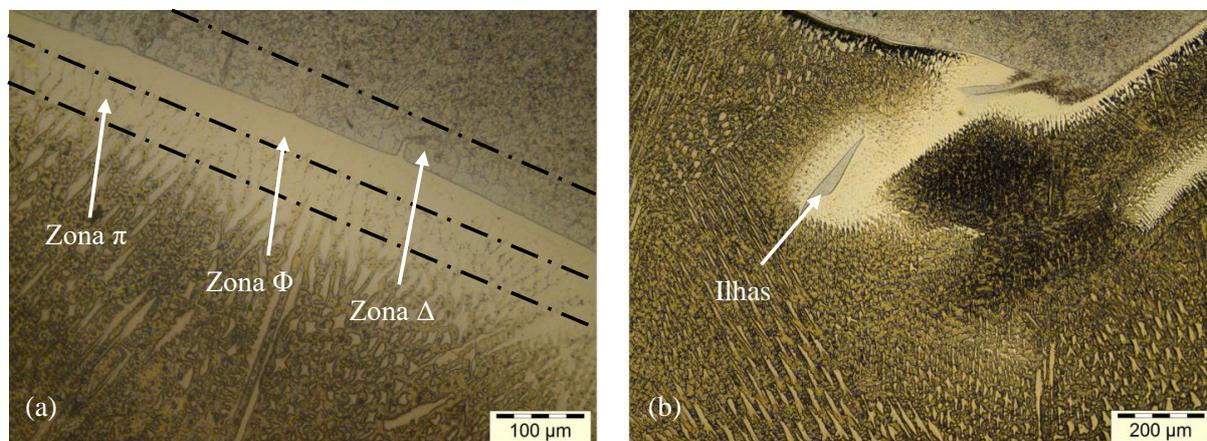
A Figura 4.13 apresenta as microestruturas presentes nas soldas de amanteigamento do aço AISI 4130 com inonel 725 para o modo de corrente convencional sem TTAT. Na figura podem ser observadas regiões de grãos grosseiros, a presença de Baías, Ilhas, Dedos, e zonas  $\pi$ ,  $\phi$ , M e  $\Delta$  na interface da ZTA com o amanteigamento.

Figura 4.13 Microestrutura da interface dissimilar do aço AISI 4130 amanteigado com inonel 725 no modo MIG convencional, sem TTAT.



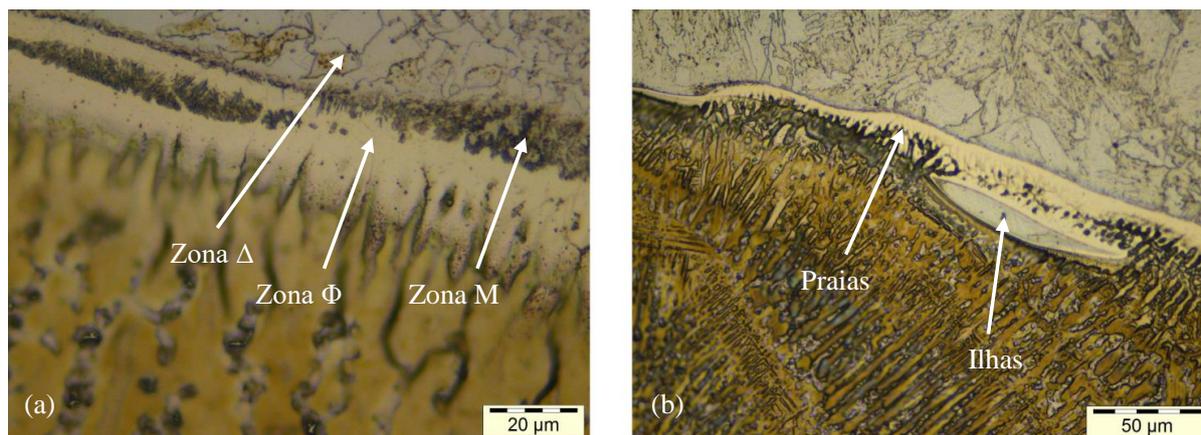
A Figura 4.14 mostra as microestruturas presentes nas soldas de amanteigamento do aço AISI 4130 com inonel 725 para o modo de corrente pulsado com TTAT. Na figura podem ser observadas a presença de Ilhas e zonas  $\pi$ ,  $\phi$  e  $\Delta$  na interface da ZTA com o amanteigamento.

Figura 4.14 Microestrutura da interface dissimilar do aço AISI 4130 amanteigado com inonel 725 no modo MIG pulsado, com TTAT.



A Figura 4.15 mostra as microestruturas presentes nas soldas de amanteigamento do aço AISI 4130 com inonel 725 para o modo de corrente convencional com TTAT. Na figura podem ser observadas a presença de Praias, Ilhas e zonas  $\pi$ ,  $\phi$  e  $\Delta$  na interface da ZTA com o amanteigamento.

Figura 4.15. Microestrutura da interface dissimilar do aço AISI 4130 amanteigado com inonel 725 no modo MIG convencional, com TTAT.

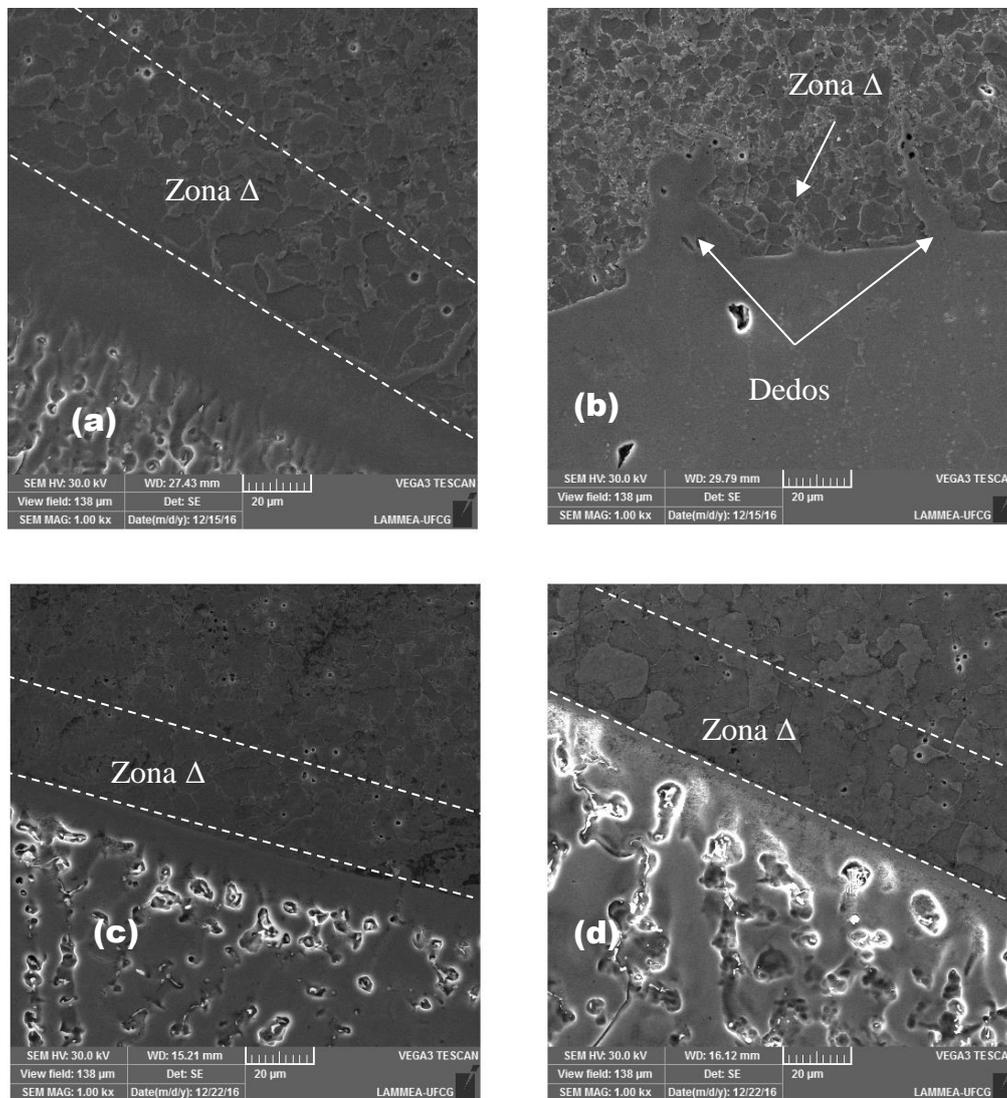


#### 4.3.2.A Zona $\Delta$

Pode ser observada nas Figuras 4.8(a), 4.9(a), 4.10(a) e 4.11(a), a formação de uma estreita região de granulação grosseira bem próxima à interface do metal de solda, constituída de grãos de ferríticos. Essa região está presente em todas as amostras soldadas com Inconel 625 tanto para o modo pulsado, quanto para o convencional, antes e depois do tratamento térmico de alívio de tensões. Essa região também foi observada quando utilizado o inonel 725 no amanteigamento, como podem ser vistos nas Figuras 4.12(b), 4.13(b), 4.14(a) e 4.15(a).

As Figuras 4.16 e 4.17 mostram as imagens obtidas por MEV da zona  $\Delta$  e adjacências, na interface da solda de amanteigamento do aço AISI 4130 com o inonel 625 e 725, respectivamente.

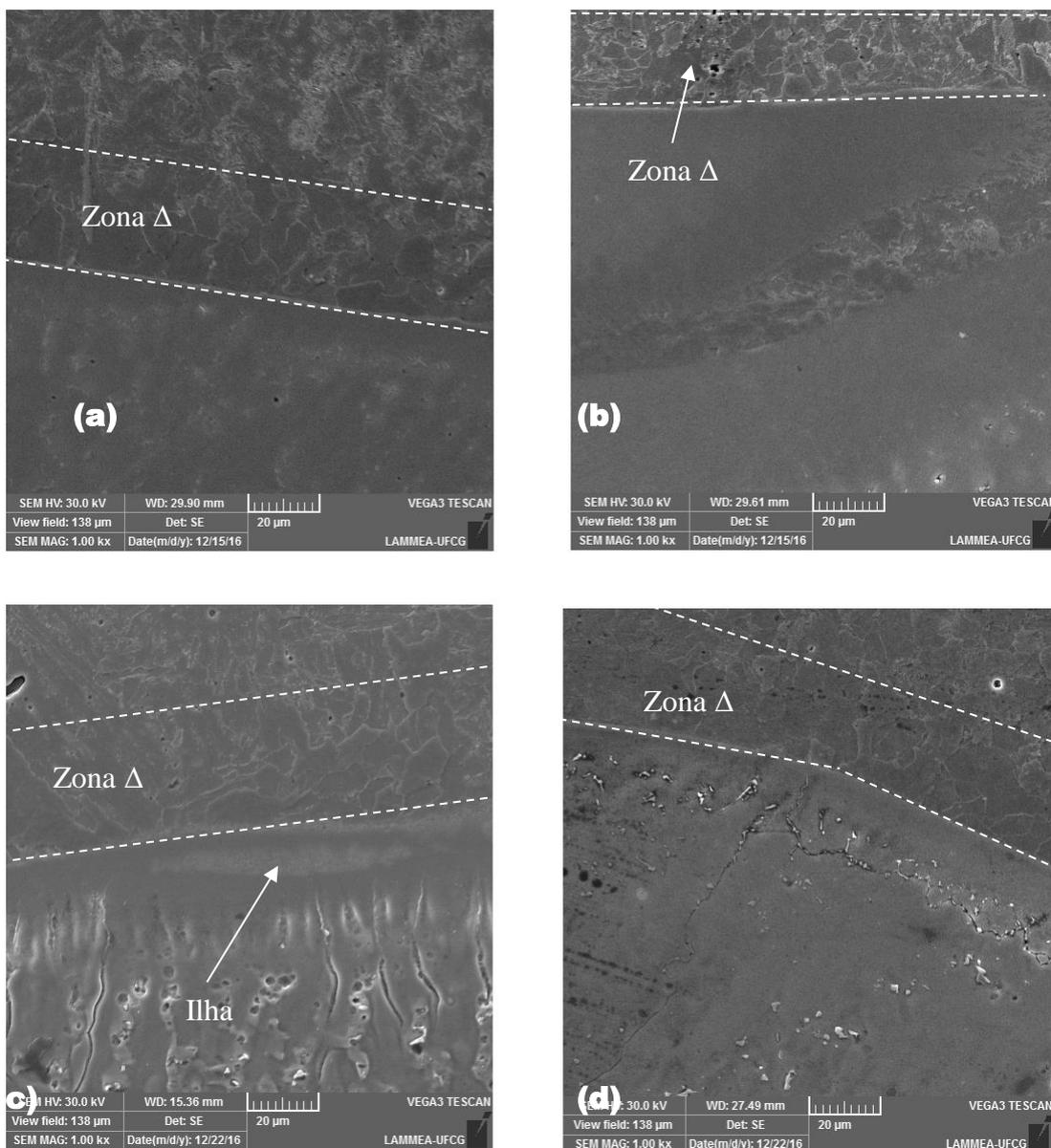
Figura 4.16. Região de grãos grosseiros na interface do “amanteigamento” do inonel 625; a) MIG convencional sem TTAT; b) MIG pulsado sem TTAT; c) MIG convencional com TTAT; d) MIG pulsado com TTAT.



Pode ser observado nas Figuras 4.16 e 4.17 que, em ambos os casos, amanteigamento com inonel 625 ou 725, existe uma granulação mais grosseira quando utilizado o modo de corrente convencional, quando comparado com o modo de corrente pulsado. Isso pode está relacionado a um processo de descarbonetação associada a sucessivos ciclos térmicos e a um forte gradiente de carbono existente entre o metal de base e a liga de níquel. Deve-se observar também que o tamanho de grãos encontrados nessas regiões descarbonetizadas, pode esta associado a ausência de carbonetos que dificultem o crescimento do grão (FOLKHARD, 1988). A substituição de uma microestrutura com granulometria grosseira por uma refinada,

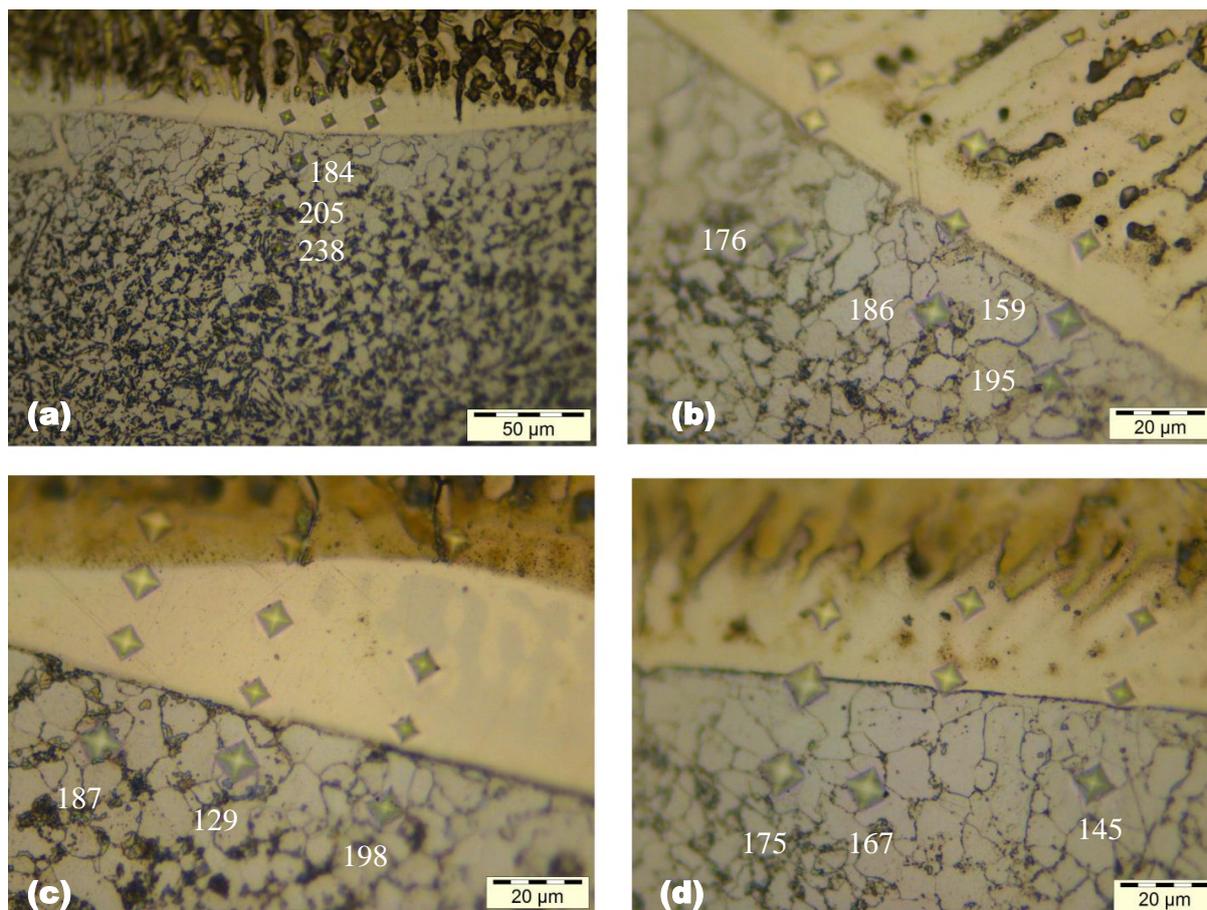
em aços de médio carbono, é indicada como uma forma de elevar a tenacidade do material (DIETER;1988). Além disso, o Autor ressalta que quanto maior for o tamanho de grãos, maiores serão as bandas de deslizamentos e maiores as concentrações de tensão. Quanto maior é a concentrações de tensão, mais facilmente microtrincas são induzidas nos contornos de grão causando a fratura por clivagem do material.

Figura 4.17. Região de grãos grosseiros na interface do “amanteigamento” do inonel 725; a) MIG convencional; b) MIG pulsado; c) MIG convencional com TTAT; d) MIG pulsado com TTAT.



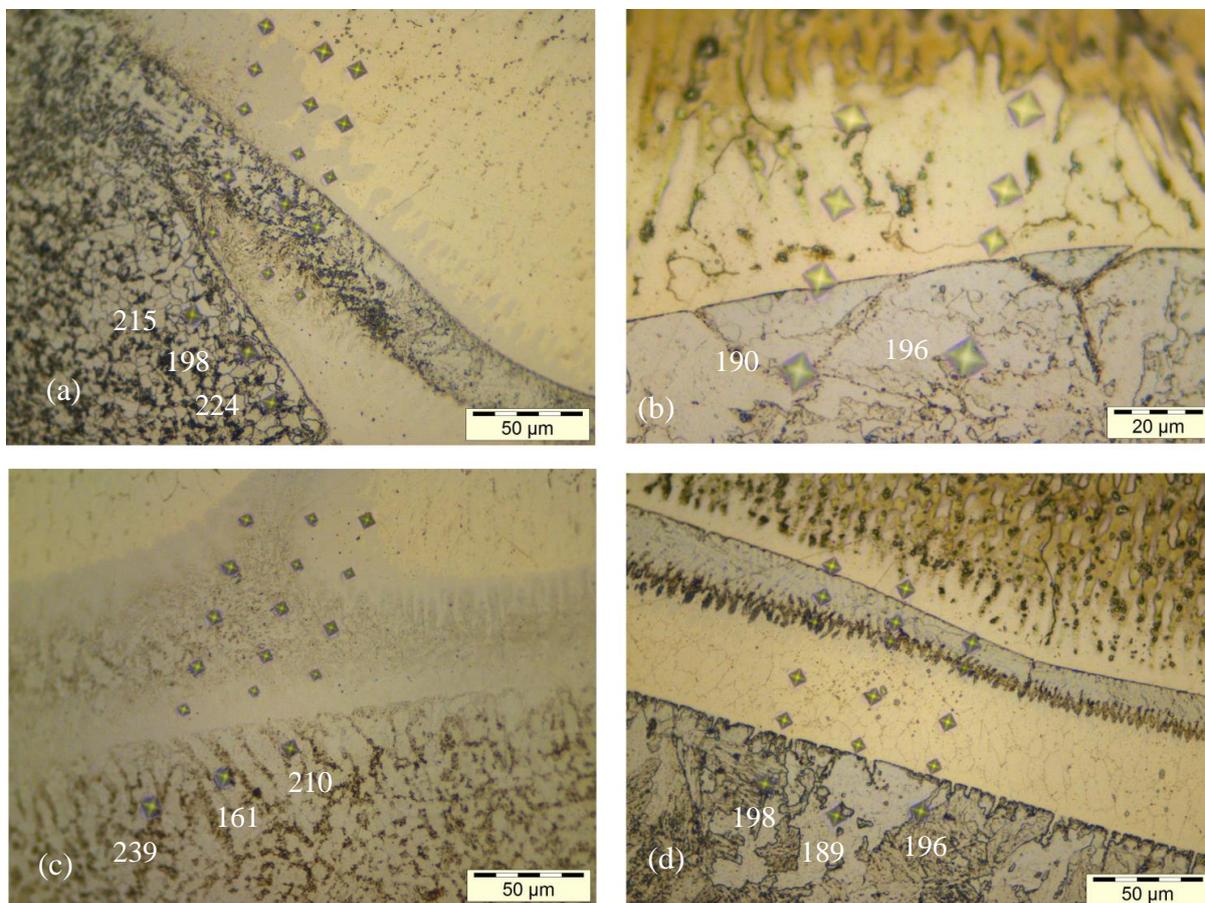
As Figuras 4.18 e 4.19 mostram as microdurezas ao longo da Zona  $\Delta$  na interface dissimilar do amanteigamento do aço AISI 4130 utilizando o inconel 625 e 725, respectivamente.

Figura 4.18. Microdureza ao longo da interface dissimilar amanteigada com inconel 625: a) MIG Convencional sem TTAT; b) MIG Convencional com TTAT; c) MIG Pulsado sem TTAT; d) MIG Pulsado com TTAT.



Observa-se nas Figuras 4.18 e 4.19 que a região de grãos grosseiros (zona  $\Delta$ ) apresenta uma menor microdureza utilizando o inconel 625, quando comparado com o amanteigamento com inconel 725. Também é importante observar na Figura 4.18(a) que à medida que a endentação se afasta da linha de fusão, maior é sua microdureza, isso ocorre porque na zona  $\Delta$ , quanto mais próximo da linha de fusão maior será o diâmetro do grão, conseqüentemente menor sua microdureza.

Figura 4.19. Microdureza ao longo da interface dissimilar amanteigada com inconel 725: a) MIG convencional sem TTAT; b) MIG convencional com TTAT; c) MIG pulsado sem TTAT; d) MIG pulsado com TTAT.

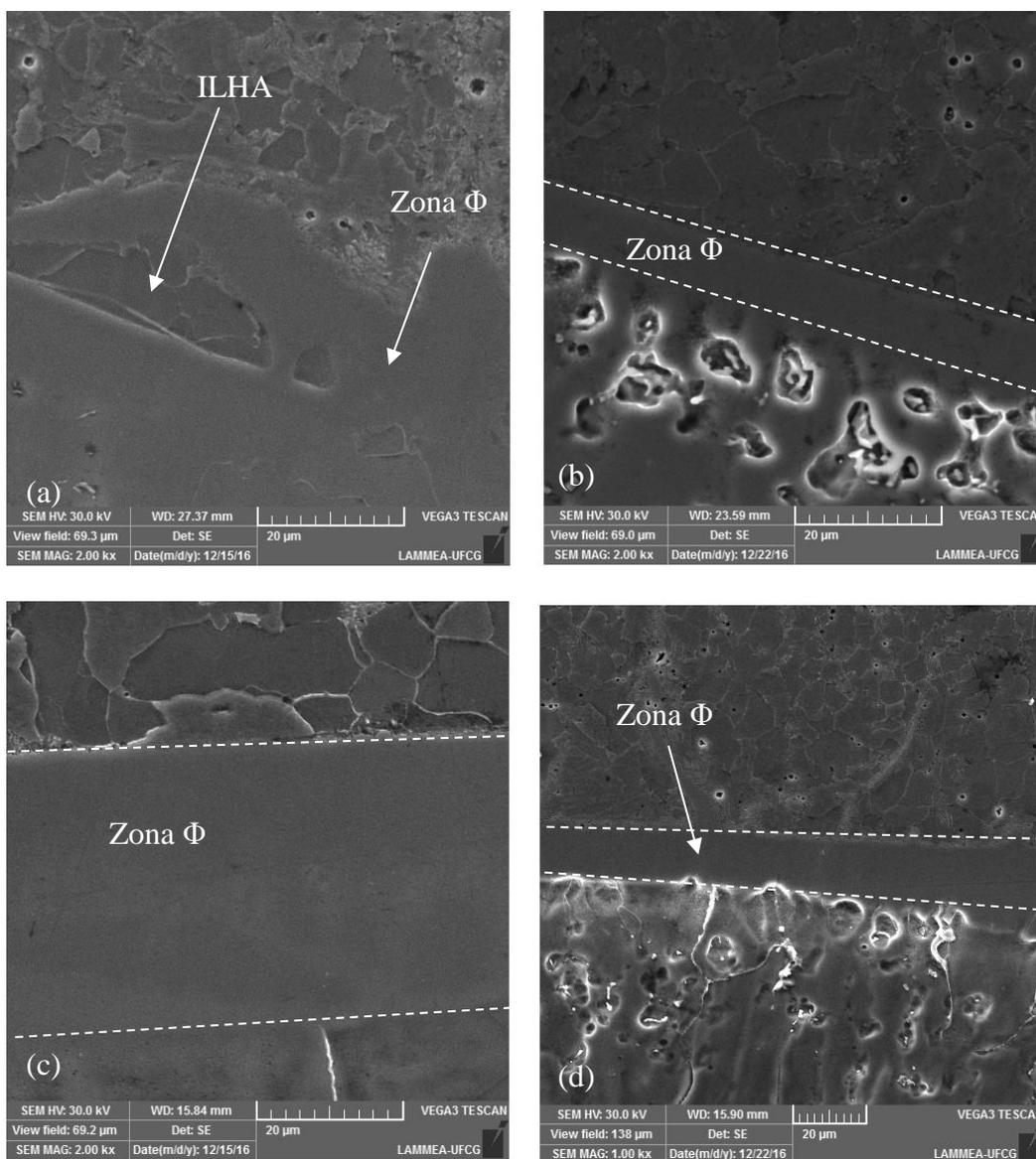


#### 4.3.3.A Zona $\Phi$

Também é possível observar nas Figuras 4.8 (b), 4.9(b), 4.10(b) e 4.11(b) a presença de uma região planar (Zona  $\Phi$ ) nas amostras amanteigadas com o inconel 625 e nas Figuras 4.12(b), 4.13(b), 4.14(a) e 4.15(a) nas amostras amanteigadas com inconel 725, tanto para as amostras realizadas com MIG Pulsado quanto para as com MIG Convencional, com ou sem TTAT. Foi observado uma variação na espessura dessa zona semelhante ao que foi observado por vários autores (ALMEIDA, 2013; ALEXANDROV et al. 2012; DODGE, 2014). Segundo o mecanismo proposto por KOU e YANG (2007), a zona  $\Phi$  é uma região do metal de solda rica em Fe e com uma composição intermediária ao metal de base e o metal de solda.

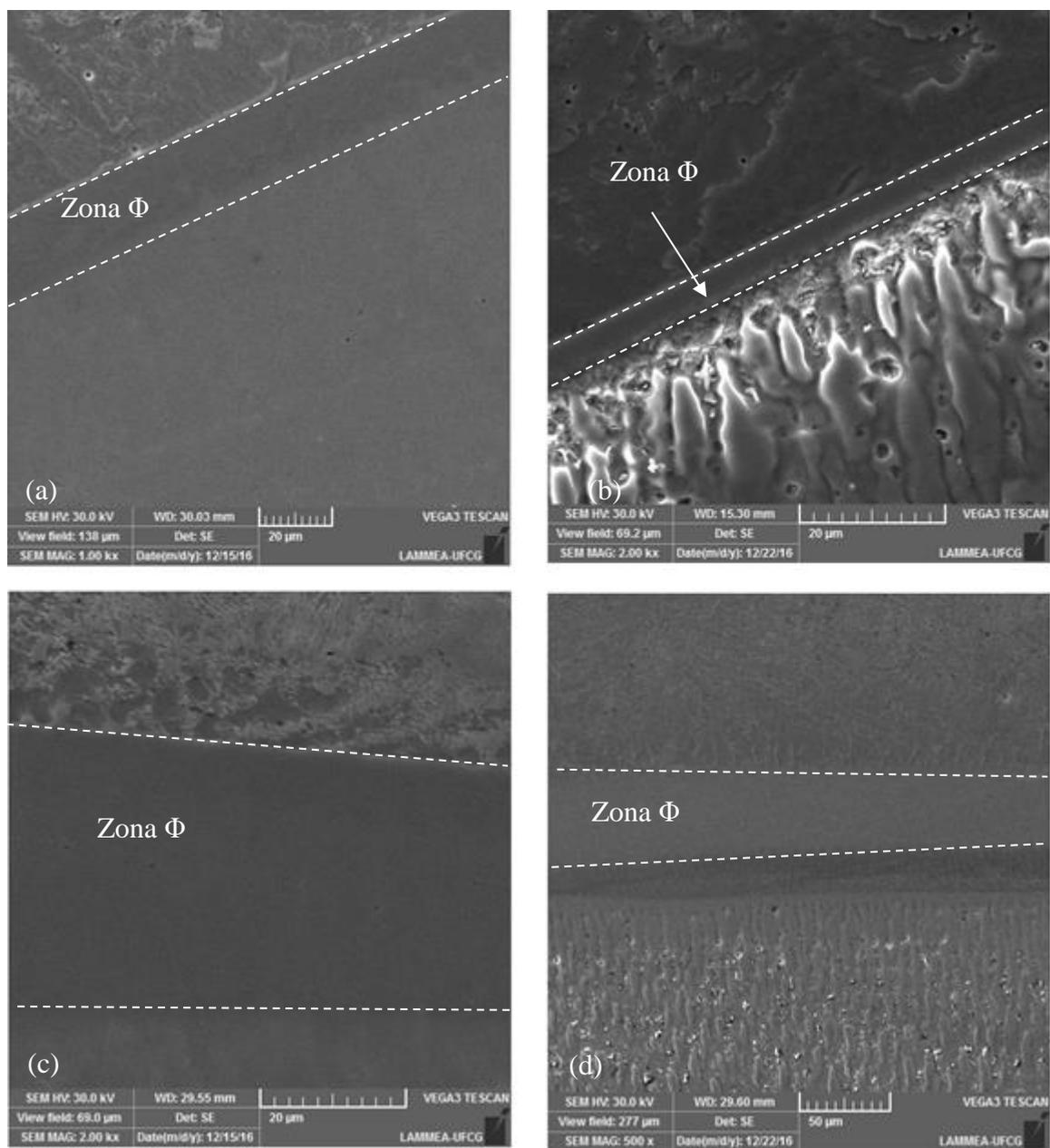
As Figuras 4.20 e 4.21 mostram imagens da Zona  $\phi$  das amostras amanteigadas com inconel 625 e 725 respectivamente, obtidas por MEV.

Figura 4.20. Imagens do MEV da zona  $\Phi$  na interface do “amanteigamento” do inonel 625; a) MIG Convencional; b) MIG Pulsado; c) MIG Convencional com TTAT; d) MIG Pulsado com TTAT.



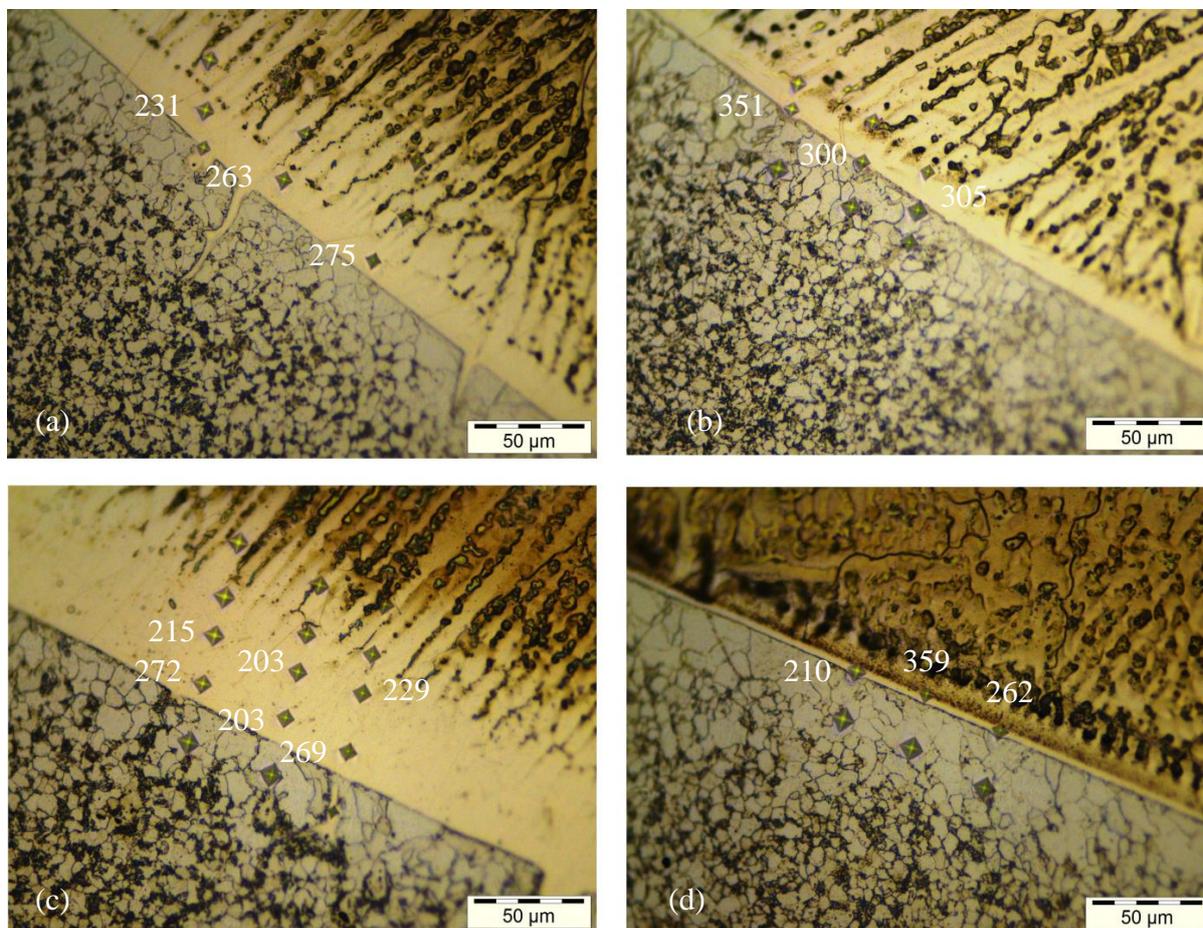
Em função da resolução limitada dos equipamentos disponíveis, não foram observadas grandes diferenças relacionadas à composição química da zona  $\Phi$ , para as variáveis de estudo utilizadas nas amostras amanteigada com inonel 625 e inonel 725, embora essas diferenças não tenham sido observadas, de acordo com Oliveira (2013), espera-se que existam diferenças, principalmente em relação ao uso do TTAT.

Figura 4.21 Imagens do MEV da zona  $\Phi$  na interface do “amanteigamento” do inonel 725; a) MIG Convencional; b) MIG Pulsado; c) MIG Convencional com TTAT; d) MIG Pulsado com TTAT.



As Figuras 4.22 e 4.23 mostram as microdurezas encontradas na zona  $\Phi$ , para as variáveis utilizadas no estudo.

Figura 4.22. Microdureza ao longo da interface dissimilar amanteigada com inconel 625: a) MIG Convencional sem TTAT; b) MIG Convencional com TTAT; c) MIG Pulsado sem TTAT; d) MIG Pulsado com TTAT.

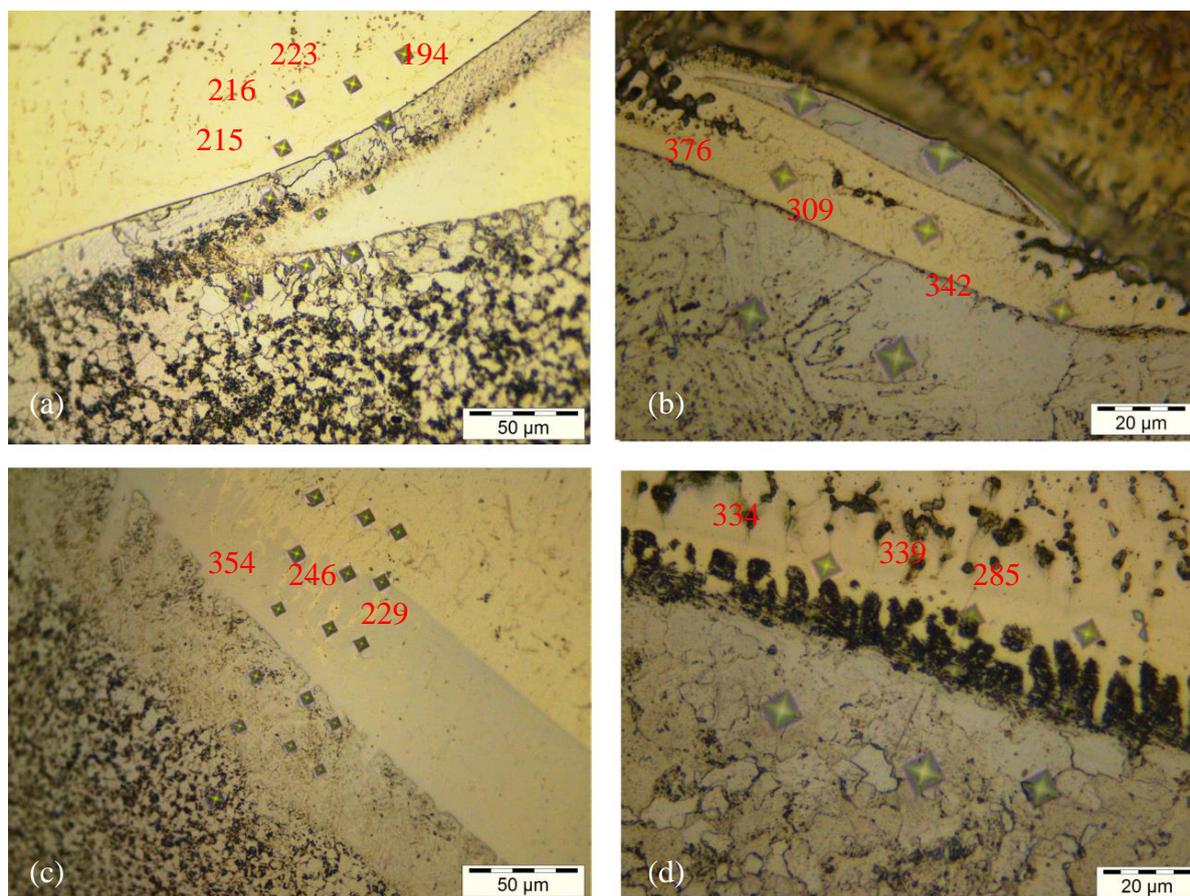


Podem ser observados nas Figuras 4.22 e 4.23 que houve um aumento na microdureza da zona  $\Phi$  encontrada na interface do amanteigamento do aço AISI 4130 com inconel 625 e 725, em ambos os casos, convencional e pulsado, quando submetidas ao tratamento térmico de alívio de tensões (TTAT). Esse aumento da microdureza nessa região já foi reportado por alguns autores (ALEXANDROV et al., 2013; FENSKE, 2010; OLDEN et al., 2003), que associaram o aumento dessa microdureza a difusão de carbono (C) da ZTA para a zona  $\Phi$  no amanteigamento.

Fenske (2010) e Olden et al. (2003) analisaram que as falhas em suas juntas dissimilares eram decorrente de uma intensa nano precipitação de carbonetos na zona  $\Phi$ , o que levou tanto a uma fragilização devido ao excessivo ganho de dureza, como a um efeito de aprisionamento de hidrogênio nessa região. Já ALEXANDROV et al. (2013) atribuiu esse ganho de dureza a

uma saturação de carbono (C) elevada na zona  $\Phi$ , não relacionando a mesma com a ocorrência de precipitação nessa região.

Figura 4.23. Microdureza ao longo da interface dissimilar amanteigada com inconel 725: a) MIG convencional sem TTAT; b) MIG convencional com TTAT; c) MIG pulsado sem TTAT; d) MIG pulsado com TTAT.



A Figura 4.24 mostra a composição química realizada com EDS ao longo da interface do amanteigamento do aço AISI 4130 com Inconel 625, com ênfase a Zona  $\Phi$ .

Pode ser observada na Figura 4.24 a variação da composição ao longo da interface do amanteigamento do aço AISI 4130 com Inconel 625. Verifica-se da esquerda para direita uma queda no teor de Fe acompanhada por um aumento do teor de Ni, mas não na mesma proporção. Na medida em que a queda é mais acentuada do Teor de Fe, têm-se crescimentos maiores nos teores de Ni e Cr, até que o Ni passa a ser o solvente ao invés do Fe.

Figura 4.24. Perfil de composição química ao longo da interface do "amanteigamento" com Inconel 625 com ênfase a Zona  $\phi$ .

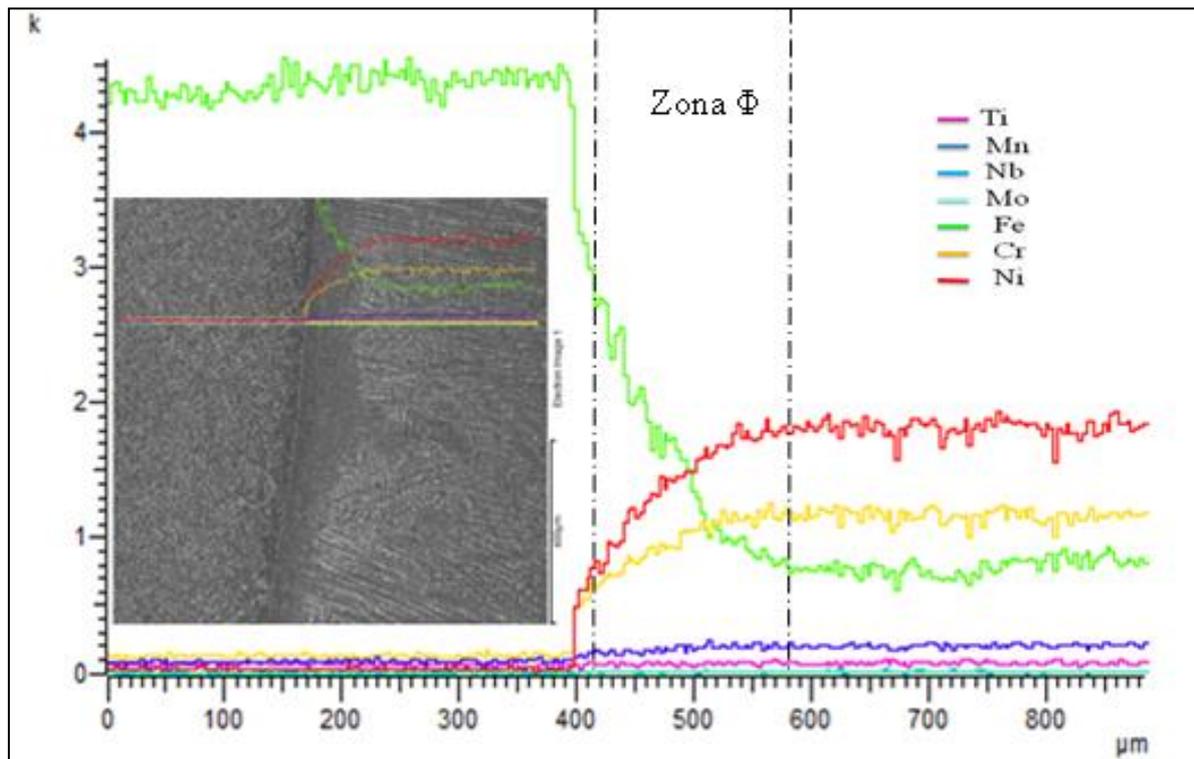
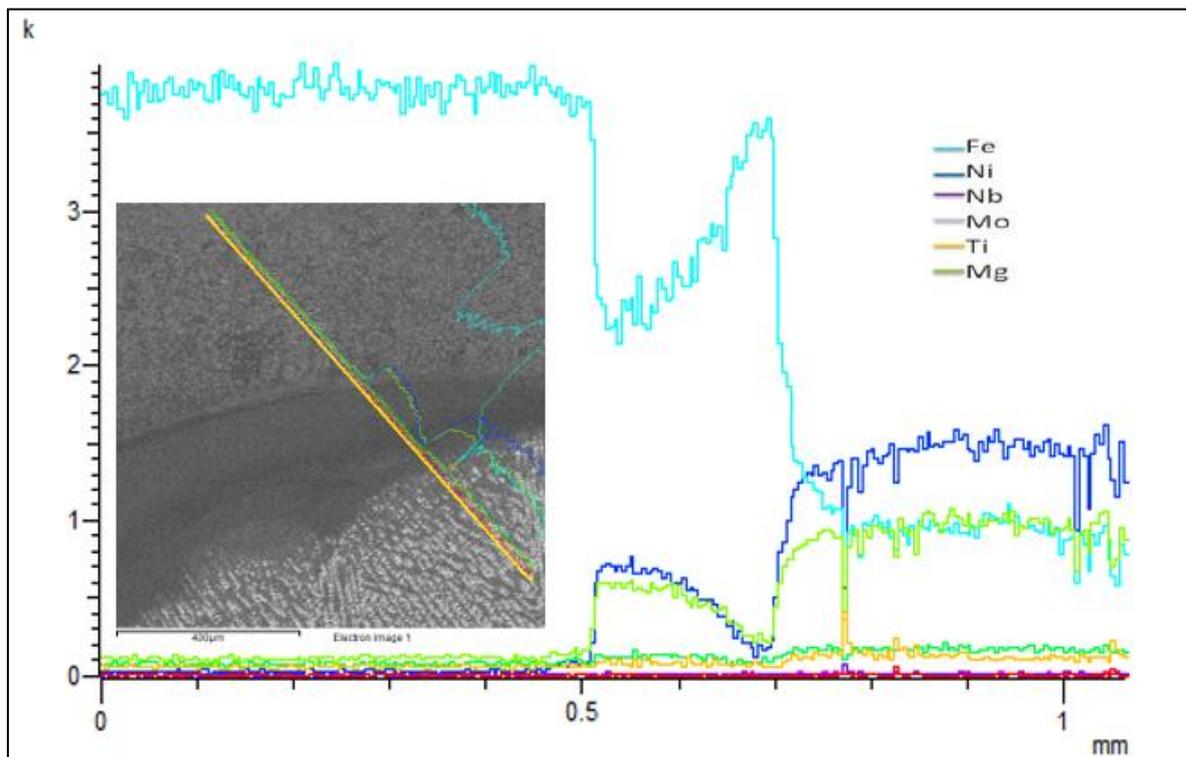


Figura 4.25. Perfil de composição química ao longo da interface do "amanteigamento" com Inconel 725 com formação de ilhas. O gráfico mostra a concentração de elementos químicos (Fe, Ni, Nb, Mo, Ti, Mg) em função da distância em milímetros (mm). Um inseto mostra uma imagem de microscópio eletrônico com o perfil de composição sobreposto, indicando a formação de ilhas.



A Figura 4.25 mostra a composição química realizada com EDS ao longo da interface do amanteigamento do aço AISI 4130 com Inconel 725. Pode ser observado da esquerda para direita uma queda no teor de ferro e um aumento do teor de níquel, em seguida foram observados um aumento repentino do teor de ferro e uma redução do teor de níquel, o que é explicado pelo surgimento de uma ilha, para que em seguida o teor de ferro volte a cair e o de níquel a aumentar até que o níquel se torne solvente.

Ainda é possível observa nas Figuras 4.8 até a Figura 4.15, uma Zona II após a Zona  $\Phi$ , contendo inúmeras partículas de precipitados, exibindo uma distribuição interdendrítica. É formada de microestrutura do metal de solda composta de dendritas de forma colunar e celular. Embora seu aparecimento não seja contínuo, como é o caso da zona  $\Phi$ , na zona II há uma mudança no modo de solidificação planar (Zona  $\Phi$ ) para celular. Esta mudança no modo de solidificação é atribuída ao super-resfriamento constitucional, gerando uma desestabilidade na frente de solidificação. Alexandrov et al. (2012), associa a presença da forma celular com a mudança promovida pelo processo de solidificação da forma planar (zona  $\phi$ ) para celular a existência de precipitados finos, presentes nos contornos da zona celular, que estes estão associados ao Nb e Mo. Já Dodge (2014) observou uma presença mais significativa dos elementos Fe e Ni na zona II.

#### **4.3.4.A Zona M**

Pode-se observar das Figuras 4.8 a 4.15 que a formação da Zona M apareceu com mais frequência ao longo da interface do “amanteigamento” quando utilizado o modo MIG Convencional. No MIG Pulsado, essa formação foi bastante discreta, sendo apenas verificada em regiões próxima de “redemoinhos”, também ilustrado Figura 4.26.

A Zona M é constituída de ferro martensítico de estrutura TCC com formato em conchas aprisionadas dentro do metal de solda a poucas dezenas de microns da linha de fusão, dentro da zona parcialmente diluída e sua formação não é continua ao longo da interface. Acredita-se que a ocorrência de martensita nas Zonas M se deva a elevada quantidade de elementos de ligas presente no metal de adição que, por difusão, migram juntamente com o carbono aumentando a temperabilidade.

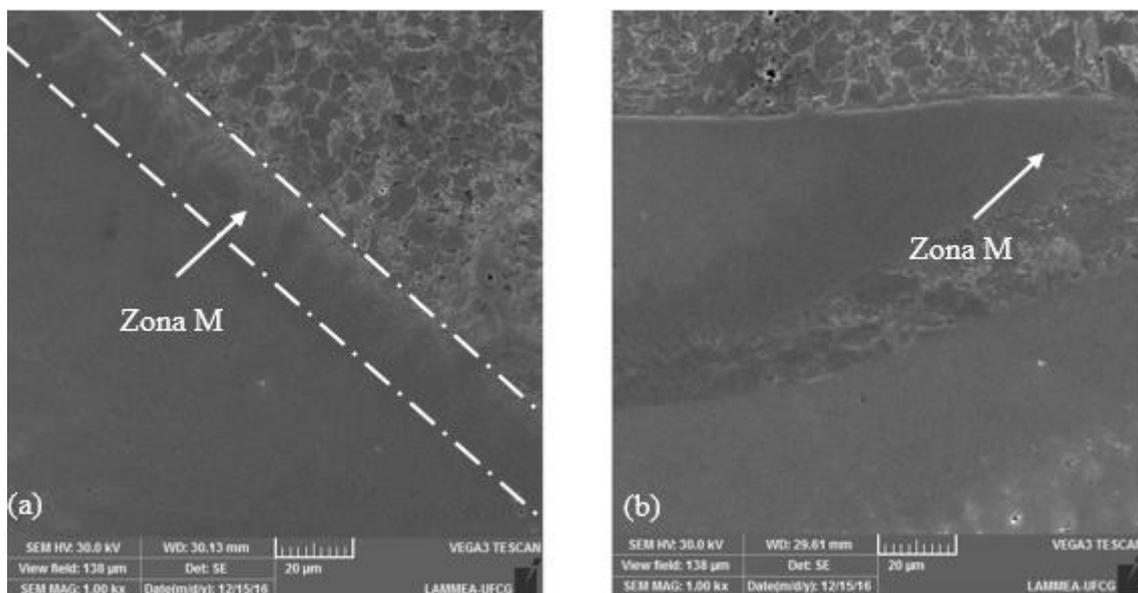
Beaugrand et al.(2009a), ressalta a dificuldade de eliminar tanto Zona  $\Phi$  quanto a Zona M simultaneamente em juntas dissimilares com processo de soldagem a arco elétrico. Mas segundo suas observações, a Zona  $\Phi$  pode ser eliminada empregando uma baixa energia de soldagem, já a Zona M poderia ser eliminada com o uso de elevadas energias de soldagem.

Tais observações foram evidenciadas, nesse trabalho, onde foi observado que ao utilizar o modo de corrente pulsada com níveis de energia mais elevados, propiciaram a quase a ausência de formação da Zona M.

A Figura 4.26 ilustra a Zona M coletada no microscópio eletrônico de varredura (MEV) nos modos de corrente convencional e pulsado.

Figura 4.26 - Interface dissimilar do inonel 725/4130 capturadas no mev indicando a zona m:

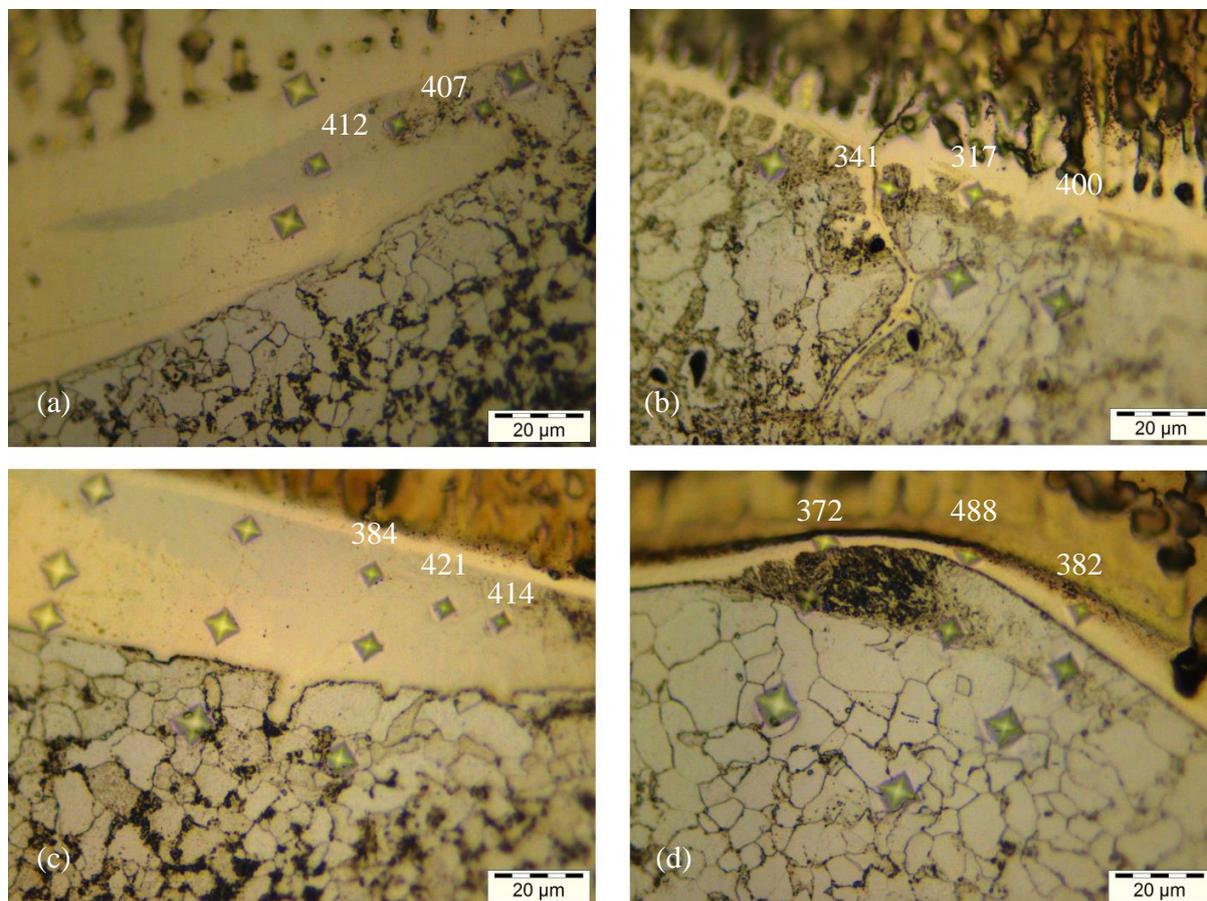
a) modo convencional e b) modo pulsado.



Para as observações realizadas por Beaugrand et al.(2009a) em juntas dissimilares submarinas sob proteção catódica, a zona  $\Phi$  e a zona M são particularmente influentes em termos de mecanismos de fatura. Sua microestrutura e composição química são influenciadas pelo processo de soldagem e por realizar ou não um TTAT nessa junta. Assim, o desempenho pode ser modificado por mudanças sutis em qualquer um dos parâmetros.

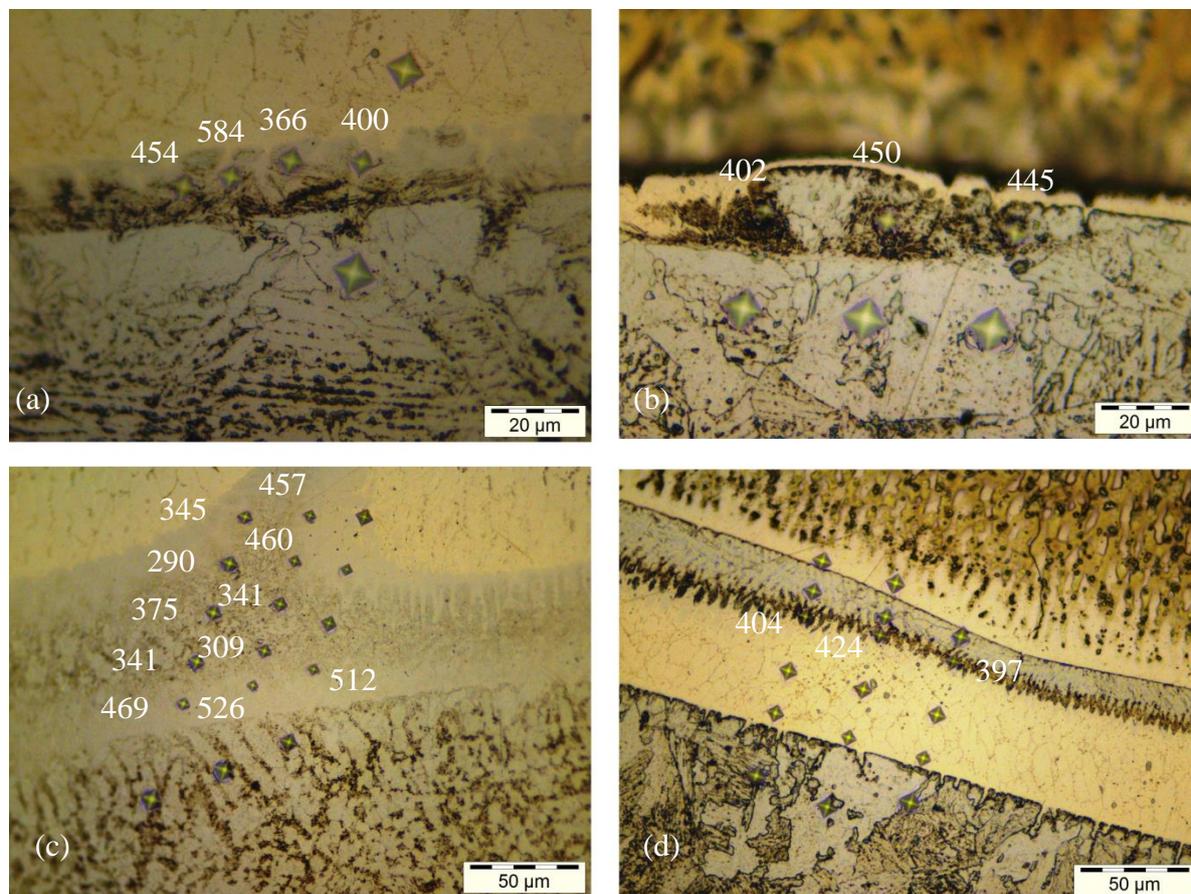
Fenske (2010) utilizou os termos zona parcialmente misturada contínua para classificar a zona  $\Phi$  e zona parcialmente misturada descontínua para classificar a zona M, ou seja, devido a descontinuidade que ocorre na região da zona M, que foi verificada nesse trabalho uma frequente descontinuidade ao longo da interface dissimilar. As Figuras 4.27 e 4.28 mostram as microdurezas encontradas nas zonas M nas amostras amantegada com inonel 625 e 725, respectivamente.

Figura 4.27 - Microdureza ao longo da interface dissimilar amanteigada com inonel 625: a) MIG convencional sem TTAT; b) MIG convencional com TTAT; c) MIG pulsado sem TTAT; d) MIG pulsado com TTAT.



Pode ser observado que o TTAT não foi eficiente quanto a redução dos níveis de microdureza em regiões com presença de "redemoinhos" e Zona M, nota-se que nas figuras 4.27 e 4.28, independentemente da utilização do TTAT, as zonas M foram responsáveis por um aumento na microdureza da interface do amanteigamento dissimilar, onde foram observados picos de dureza que variam entre 350 a 584HV<sub>0,01</sub> e que as microdurezas encontradas nessas regiões nas amostras com TTAT foram semelhantes as encontradas nas amostras sem TTAT. O TTAT não foi suficiente para eliminar essas regiões que são duras e frágeis em eventuais aplicações para ambiente propicio a fragilização por hidrogênio.

Figura 4.28 - Microdureza ao longo da interface dissimilar amanteigada com Inconel 725: a) MIG convencional sem TTAT; b) MIG convencional com TTAT; c) MIG pulsado sem TTAT; d) MIG pulsado com TTAT.



#### 4.4. Perfil de microdureza

As Figuras 4.29 a 4.36 apresentam as variações da microdureza Vickers após aplicação da carga de 0,98 N (100 gramas-força), durante 15 segundos (HV 0,1), ao longo das seções longitudinais das diferentes regiões MS, ZTA e MB, conforme mostrado na Figura 3.13, nos diversos parâmetros estudados nesse projeto.

Pode ser observado que houve um aumento na microdureza no metal de solda nas amostras submetidas ao tratamento térmico de alívio de tensão (TTAT), enquanto que a microdureza na ZTA diminuiu após o TTAT. De acordo com alguns autores (ALEXANDROV et al., 2013; FENSKE, 2010; OLDEN et al., 2003) esse resultado está relacionado a difusão de carbono para essa região durante o TTAT.

Figura 4.29 - Perfil de microdureza Vickers para a amostra “amanteigada” com Inconel 625 no MIG convencional sem TTAT.

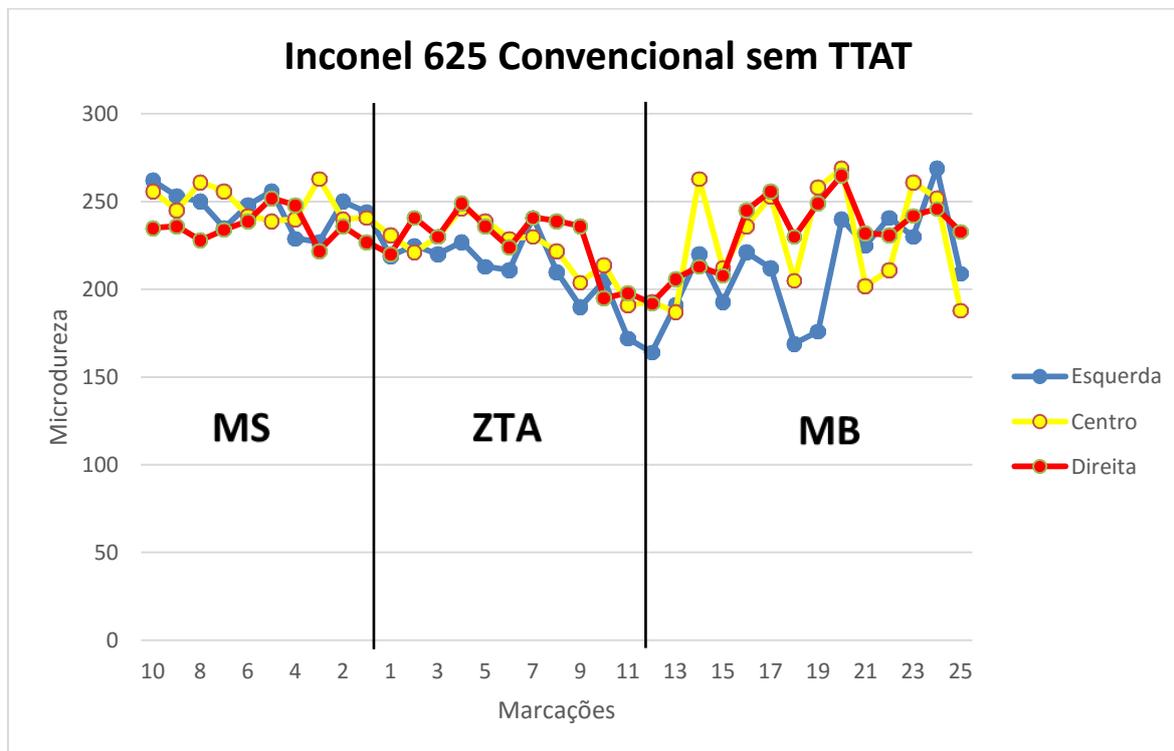


Figura 4.30 - Perfil de microdureza Vickers para a amostra “amanteigada” com Inconel 625 no MIG Convencional com TTAT.

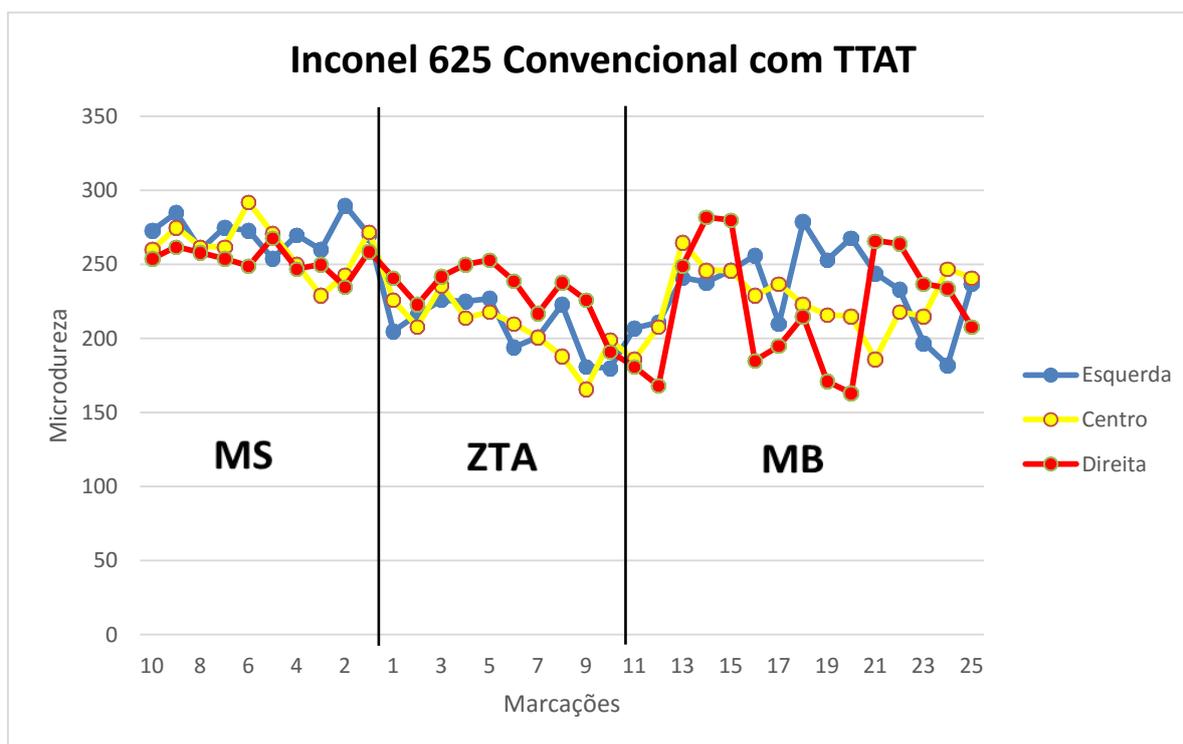


Figura 4.31 - Perfil de microdureza Vickers para a amostra “amanteigada” com inonel 625 no MIG pulsado sem TTAT.

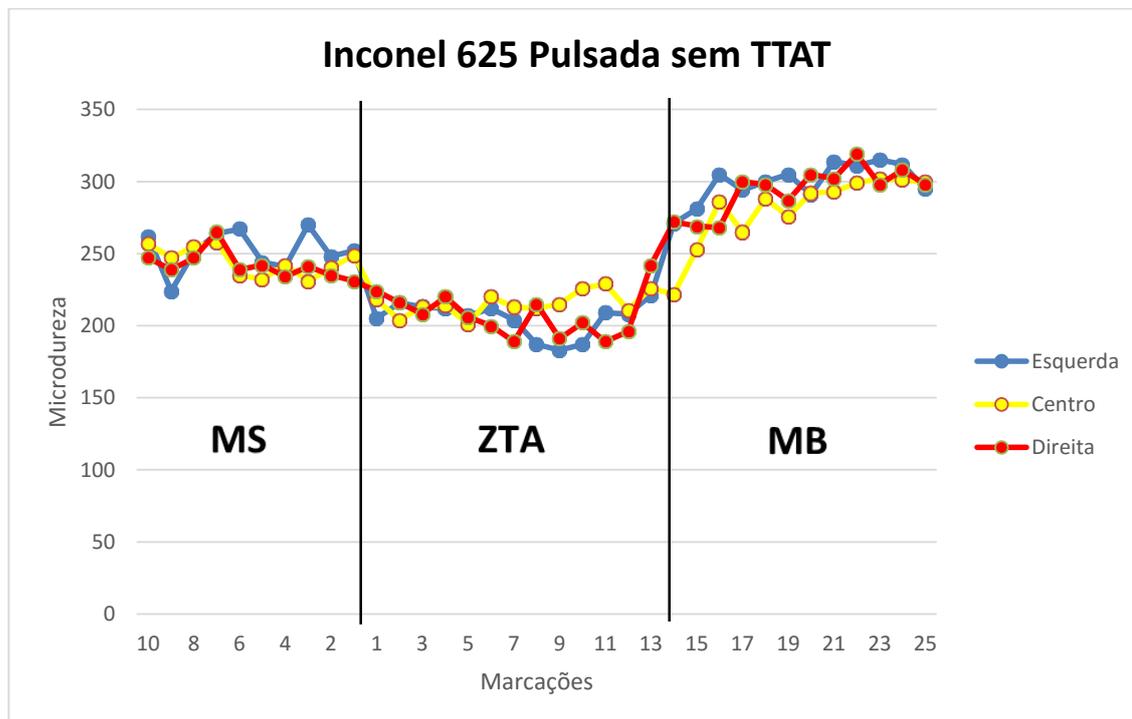


Figura 4.32 - Perfil de microdureza Vickers para a amostra “amanteigada” com inonel 625 no MIG pulsado com TTAT.

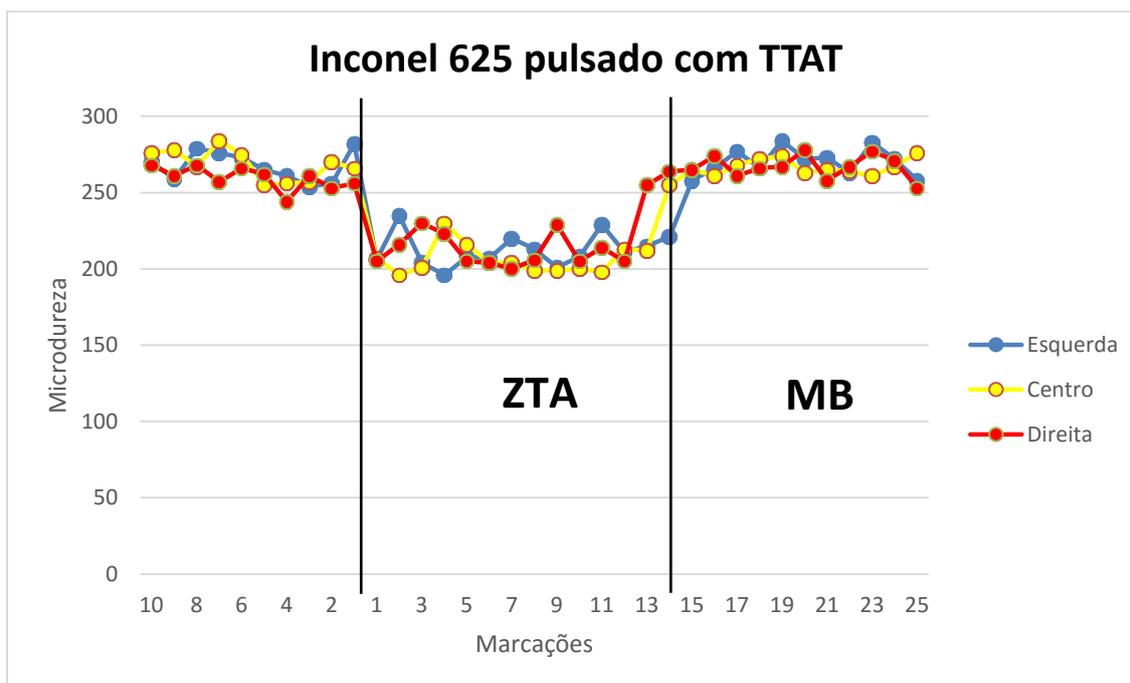


Figura 4.33 - Perfil de microdureza Vickers para a amostra “amanteigada” com Inconel 725 no MIG Convencional sem TTAT.

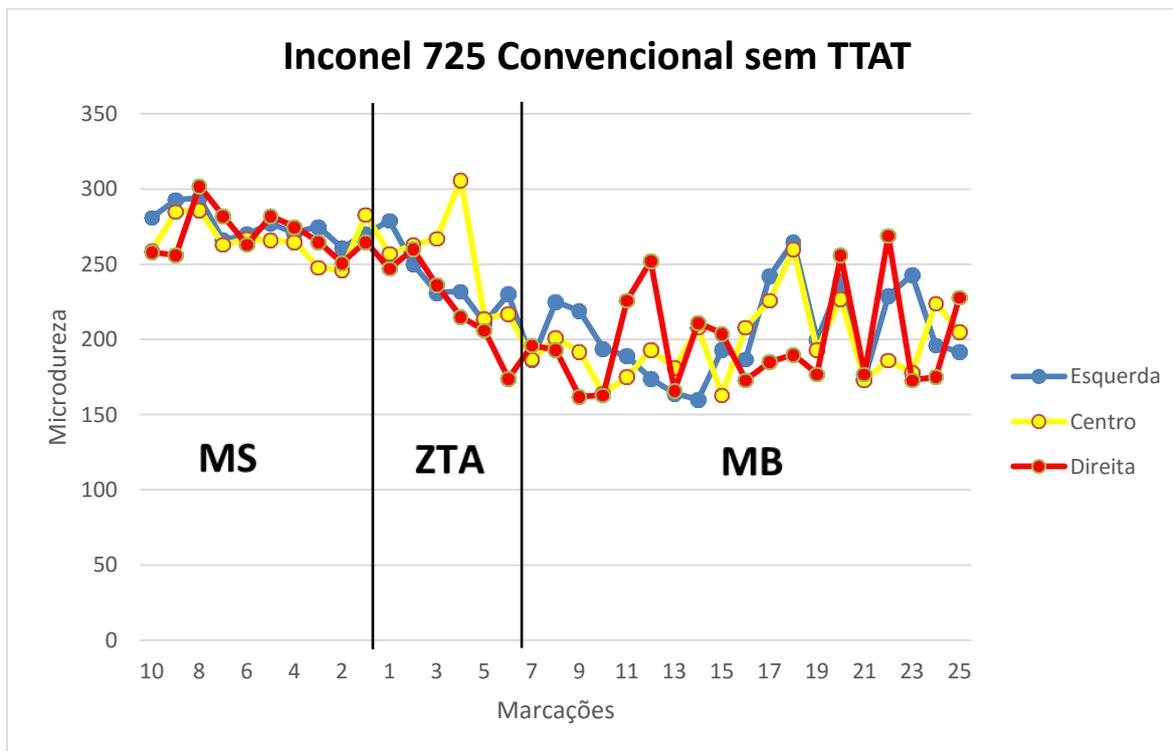


Figura 4.34 - Perfil de microdureza Vickers para a amostra “amanteigada” com inconel 725 no MIG convencional com TTAT.

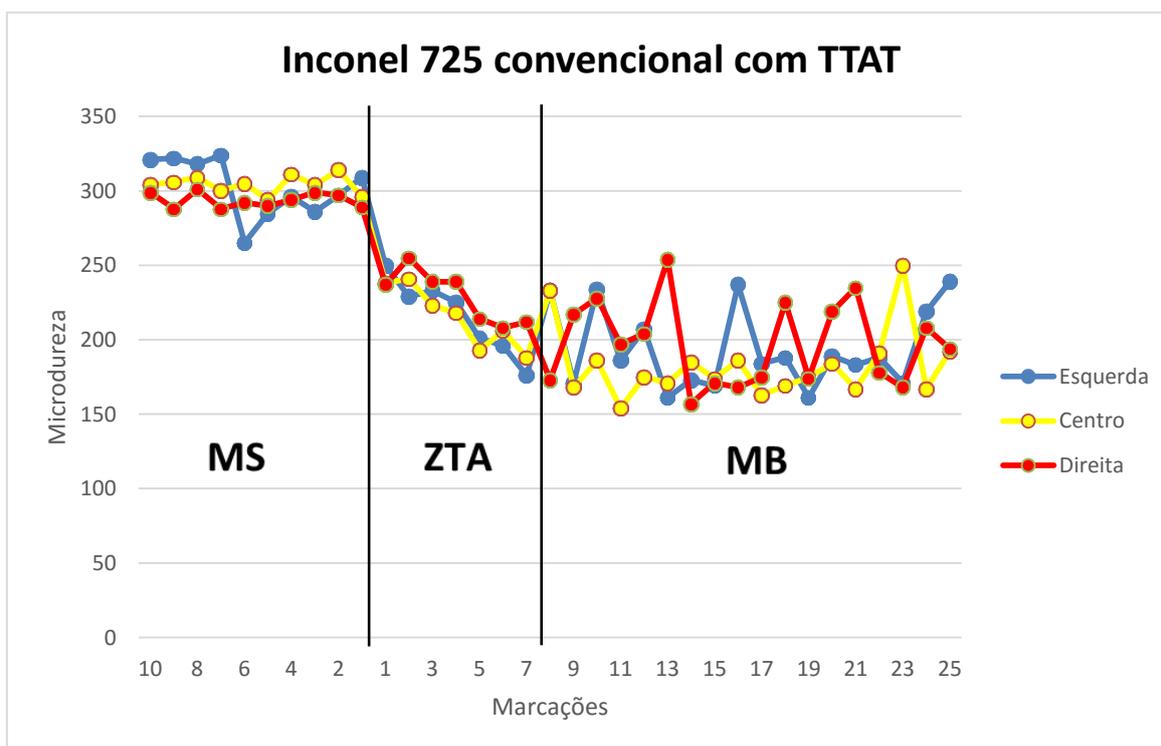


Figura 4.35 - Perfil de microdureza Vickers para a amostra “amanteigada” com inonel 725 no MIG pulsado sem TTAT.

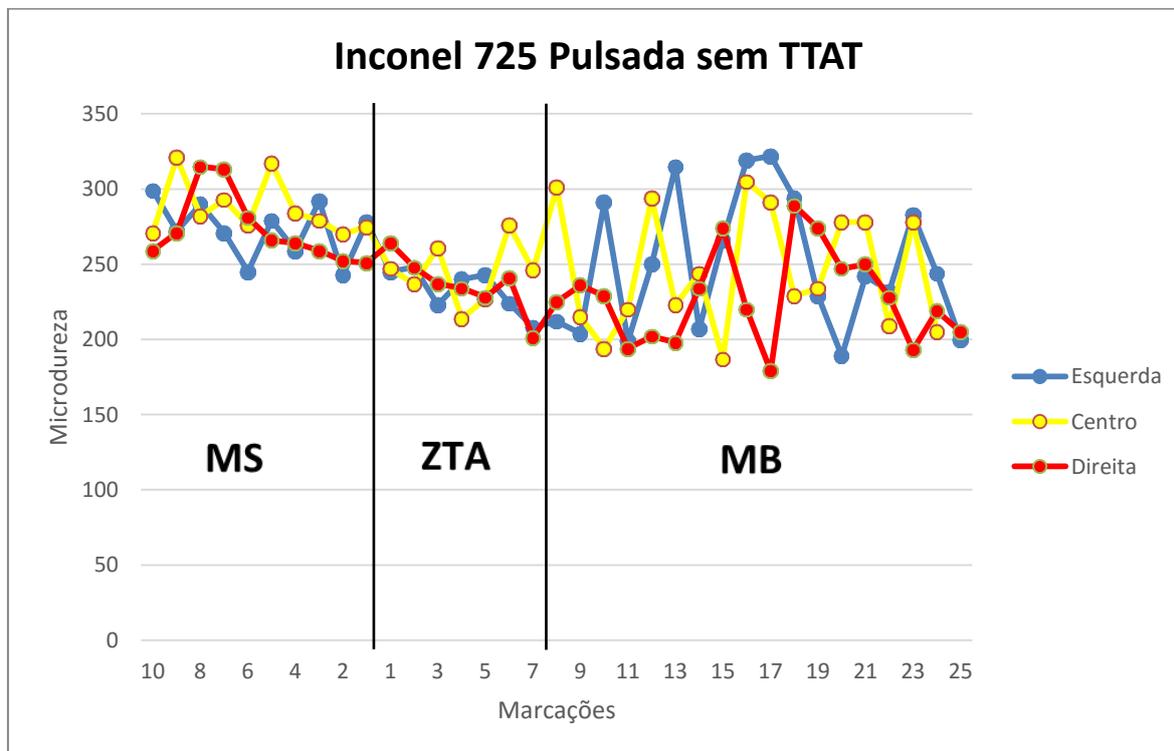
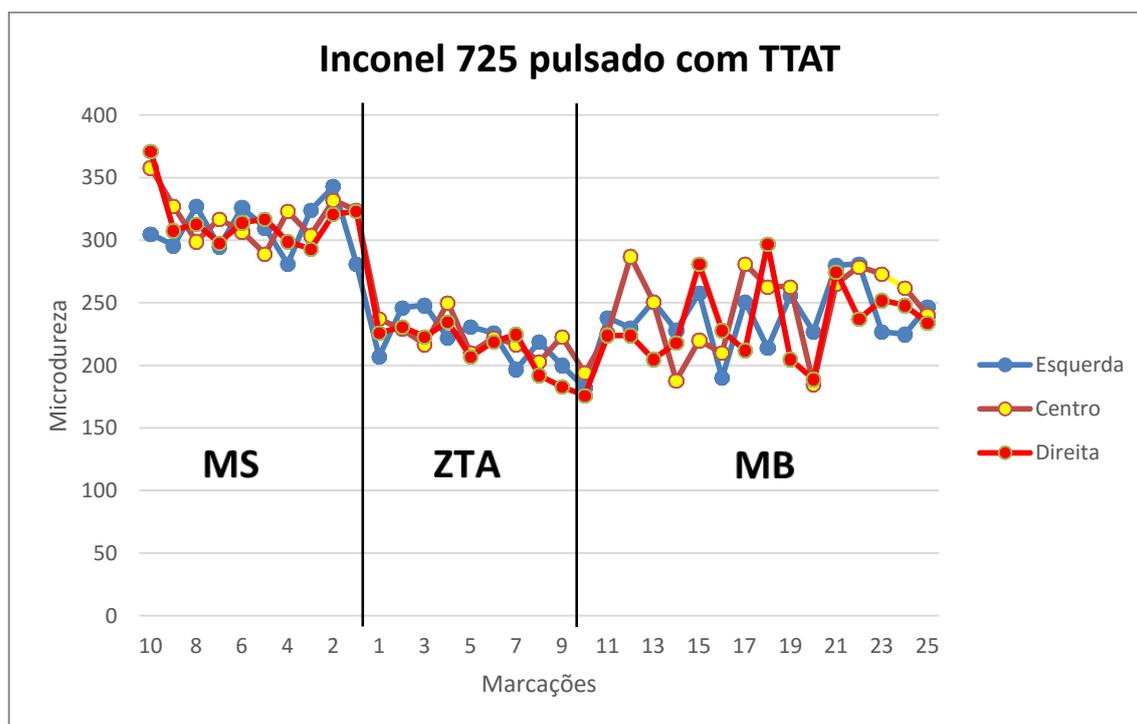


Figura 4.36 - Perfil de microdureza Vickers para a amostra “amanteigada” com inonel 725 no MIG pulsado com TTAT.



Para uma melhor análise, os resultados de microdureza estão apresentados em valores médios para cada região na Tabela 4.1. Outro ponto a ser destacado é a variação na microdureza no metal de base, onde como o ensaio de microdureza tem como característica a realização de endentações pontuais, e o metal de base utilizado nesse estudo é composto por Ferrita e Perlita e a ferrita apresenta uma microdureza menor quando comparado com a perlita.

Tabela 4.1 – Microdureza média nas interfaces das soldas de amanteigamento

Inteface dos amanteigamentos	MS	ZTA	MB
Inconel 625 Convencional sem TTAT	243,1	221,2	223,8
Inconel 625 Convencional com TTAT	262,1	215,5	226,2
Inconel 625 Pulsado sem TTAT	246,3	209,3	291,5
Inconel 625 Pulsado com TTAT	265,2	211,0	266,2
Inconel 725 Convencional sem TTAT	270,8	238,6	199,8
Inconel 725 Convencional com TTAT	300,1	220,0	191,3
Inconel 725 Pulsado sem TTAT	277,6	238,1	241,2
Inconel 725 Pulsado com TTAT	314,2	220,2	237,0

#### 4.5.Considerações finais

Os resultados obtidos nesse trabalho mostraram que quando utilizado o modo de corrente pulsado, ocorreu uma menor diluição e um maior controle da zona parcialmente diluída (ZPD), e para este tipo de aplicação, onde o componente a ser soldado se encontra em um ambiente bastante agressivo, há uma grande importância no controle desse região já que quanto maior o nível de diluição menor será a resistência a corrosão do componente, além de que o maior controle da Zona Parcialmente Diluída diminua a ocorrência de regiões de elevada dureza como a Zona M.

Outro fator a ser considerado foi a liga de níquel utilizada nesta pesquisa, onde pôde ser observado que quando utilizado o Inconel 625 para o amanteigamento, houve uma diminuição da ocorrência das regiões de durezas elevadas, quando comparado com as amostras amanteigada com o Inconel 725.

Também foi observado que as amostras sem tratamento térmico de alívio de tensões apresentaram níveis de dureza na ZTA bem próximo ao 248VH<sub>10</sub> exigido pela NACE MRO175 para um aço de alta resistência como o AISI 4130.

Esse TTAT em níveis microscópicos gerou uma região endurecida na interface dissimilar, essa região não pôde ser caracterizada de forma detalhada pela limitação de resolução dos equipamentos utilizados, mas alguns autores associam esse ganho de microdureza na interface dissimilar a uma intensa precipitação de carbonetos, que além de fragilizar essa região, podem ser responsáveis pelo aprisionamento de hidrogênio na mesma.

## CAPÍTULO V

### 5. CONCLUSÕES E SUGESTÕES

#### 5.1. Conclusões

Os objetivos propostos e a metodologia utilizada, somados aos resultados analisados e discutidos, permitem concluir que:

- A interface do amateigamento realizado com modo de corrente pulsado teve menores níveis de diluição para ambos os arames utilizados, no entanto, os melhores resultados com maior controle das zonas parcialmente diluídas (ZPD's) foram obtidos com o Inconel 625.
- A formação da Zona M foi mais evidenciada na interface do amateigamento com o modo de corrente convencional.
- O modo de Corrente convencional para ambos os arames, gerou no meio do cordão uma RGG (Zona  $\Delta$ ) extensa, o que pode comprometer a resistência mecânica da interface.
- O modo de corrente pulsado foi mais eficiente no refino de grão grosseiros da zona  $\Delta$  para ambos os arames utilizados.
- O tipo de corrente utilizado influenciou nas dimensões da Zona  $\Phi$ , Zona M e tamanhos dos "redemoinhos" com o Inconel 725.
- A formação de zonas frágeis do tipo "redemoinhos" e Zona M, na interface do "amateigamento" foi minimizadas com modo de corrente pulsada.
- A formação da Zona  $\Phi$  foi verificada para ambos os modos de corrente, pulsada e convencional. No entanto com a corrente pulsada, sua dimensões foram reduzidas com mais frequência .
- As juntas amateigadas com corrente pulsada apresentaram um perfil menor de microdureza do que a interface dissimilar resultante da correte de soldagem convencional.
- O TTAT não foi eficiente quanto a redução dos níveis de microdureza em regiões com presença de "redemoinhos" e Zona M, ultrapassando os 450HV<sub>0,05</sub>.
- O TTAT aumentou a microdureza do metal de solda e reduziu a da ZTA para ambas as condições utilizadas.

- O procedimento para o amanteigamento com GMAW pulsado mostrou-se mais adequado a esse tipo de aplicação, em ambiente propício a fragilizado por hidrogênio, principalmente com a utilização do Inconel 625.

### **5.2.Sugestões para futuros trabalhos**

- Estudar o efeito do uso de TTAT em juntas amanteigadas dos aços AISI 8630M e ASTM A182 F22 pelo processo MIG.
- Analisar as propriedades mecânicas através de ensaios mecânicos utilizando os parâmetros abordados nesse estudo.
- Realização de um estudo nas regiões de interpasses do amanteigamento, onde foi observada uma grande quantidade de redemoinhos, ocasionando Zonas M.

## CAPÍTULO VI

### 6. REFERÊNCIAS

ALEXANDROV, B. T. et al. **Fusion boundary microstructure evolution associated with embrittlement of Ni–base alloy overlays applied to carbon steel**, *Welding in the World*, [S.l.]. v. 57, n.1, 2012.

ALBUQUERQUE, S. F. **Avaliação do efeito da utilização de processos de soldagem manual e automatizado sobre a microestrutura e as propriedades mecânicas de juntas soldadas do aço API 5L X80**. Campina Grande - PB, 2010. Disponível em:<<http://livros01.livrosgratis.com.br/cp139045.pdf>>. Acesso em: 03 de março de 2017.

ANTOSZCZYSZYN, T. J. et al. Impact of dilution on the microstructure and properties of Ni-based 625 alloy coatings. **São Paulo, v.19, n.2, 2014. Disponível em: <[http://www.scielo.br/scielo.php?script=sci\\_arttext&pid=S010492242014000200005&lng=en&nrm=iso](http://www.scielo.br/scielo.php?script=sci_arttext&pid=S010492242014000200005&lng=en&nrm=iso)>. Acesso em: 07 de janeiro de 2017.**

ASM. Nickel and nickel alloys. In: (Ed.). **Properties and selection of nonferrous alloys and special-purpose materials**.Ed. ASM International.Metals Park, Ohio, v. 1, 10th ed.p. 950-994, 1990.

**AWS Structural Welding Code-Stell**. ANSI D1.1-92, 13th.Ed., American Welding Society, Miami, 1992.

**AWS, Welding Handbook - Materials and Applications - Part 1**, 8.ed, Miami: American Welding Society: 1996. p.

**AWS, Welding Handbook - Materials and Applications - Part 2**, Miami: American Welding Society: 1998. p.

BEAUGRAND, V.C.M., SMITH, L.S. &GITTOS, M.F. (2009a) - **Hydrogen embrittlement of 8630M/625 subsea dissimilar joints: factors that influence the performance**,

Proceedings of the 28th International Conference on Ocean, Offshore and Arctic Engineering (OMAE 2009) May 31-June 5, 2009, Honolulu, Hawaii, USA

BEAUGRAND, V. C. M.; SMITH, L. S.; GITTOS, M. F. **Subsea Dissimilar Joints: Failure Mechanisms And Opportunities For Mitigation**. In: NACE Corrosion 2009, 2009b, Atlanta - Georgia - USA. NACE. p.Paper N° 09305.

CAMPOS, P. T. **Caracterização Mecânica e Microestrutural de Juntas soldadas pelos processos MIG/MAG (GMAW) e arame tubular (FCAW)**, M.Sc. dissertação, Pontifícia Universidade Católica do Paraná, Curitiba – PR. 2005.

CANTARIN, T. N. **Caracterizações mecânicas e microestruturais do aço AISI 8630 modificado, revestido com a liga de níquel 625 por soldagem “GTAW”**, Dissertação, Instituto de pesquisas energéticas e nucleares, Autarquia associada à Universidade de São Paulo, Brasil, 2011.

CORTIAL, F; CORRIEU, J; VERNOT-LOIER, C. Heat treatments of weld alloy 625- Influence on the microstructure, mechanical properties and corrosion resistance. **Superalloys 718, 625, 706 and various derivatives, p. 859-870, 1994.**

COUTINHO, C. B. **Materiais Metálicos para Engenharia**. Belo Horizonte: Fundação Cristiano Ottoni. 1992.

DIETER, G. E. **Mechanical Metallurgy**.SI Metric Ed. Singapore: MacGraw-Hill Book 1988.

DODGE, M. F. **The Effect of Heat Treatment on the Embrittlement of Dissimilar Welded Joints**. 2014. 216p. Thesis (PhD) - Department of Engineering, University of Leicester, Leicester.

DOODY, T. **Intermediate mixed zones in dissimilar metal welds for sour service**. Welding Journal, v. 71, p. 55–60, 1992.

DUPONT, J. N.; BANOVIC, S. W.; MARDER, A. R. **Microstructural Evolution and**

**Weldability of Dissimilar Welds between a Super Austenitic Stainless Steel and Nickel-Based Alloys.** *Welding Journal*, v. v. 82, n. n. 6, p. p. 125-56, 2003.

DUPONT, J. N.; LIPPOLD, J. C.; KISER, S. D. *Welding Metallurgy and weldability of Nickel-Base Alloys.* Hoboken, New Jersey: John Wiley & Sons, Inc, 2009. p.

DUTRA, J. C. **Procedimento Computadorizado de Estudo de Transferência Metálica para Determinação das Variáveis de Soldagem com Corrente Pulsada.** Anais do XIV ENTS, São Paulo, SP, Nov, 1989, ABS, pp. 637-652.

ELANGO, P.; BALAGURU, S. Welding parameters for Inconel 625 overlay on carbon steel using GMAW. **Indian Journal of Science and Technology**, v. 8, n. 31, 2015. Disponível em: < <http://www.indjst.org/index.php/indjst/article/view/84309>>. Acesso em: 29 de janeiro de 2017.

FILHO, A. J. S. M. **Avaliação de Juntas Soldadas dos Aços AISI 8630 e ASTM A182 F22 Amanteigado pelo Processo PTA com a Liga de Níquel UNS N06625.** Dissertação de Mestrado, Universidade Federal do Ceará, Fortaleza, 2014.

FENSKE, J. A. **Microstructure and Hydrogen Induced Failure Mechanisms in Iron-Nickel Weldments.** 2010. f. (Doctor of Philosophy in Materials Science and Engineering). University of Illinois, 2010.

FOLKHARD, E. **Welding Metallurgy of Stainless Steels.** New York: Springer-Verlag Wien, 1988. 672p.

FONTES, C. H. M. **Juntas de Aço Baixa Liga Soldadas com Diferentes Consumíveis - Efeito do Tratamento Térmico de Alívio de Tensões nas Características Metalúrgicas das Soldas.** Dissertação (Mestrado em Engenharia Metalúrgica e de Materiais), UFRJ, Rio de Janeiro, 2008.

FORTES, C. **Apostila de Soldagem MIG. MAG-ESAB.** 68p, v. 25, 2005. Disponível em:< [http://www.esab.com.br/br/pt/education/apostilas/upload/1901104rev0\\_apostilasoldagemmig](http://www.esab.com.br/br/pt/education/apostilas/upload/1901104rev0_apostilasoldagemmig)

mag\_low.pdf>.

FRATARI, R. Q.; SCHVARTZMAN, M. A. M.; SCOTTI, AMÉRICO. **Otimização dos parâmetros de tecimento para confecção de amanteigamento em chapas de aço ao carbono pelo processo TIG com arame AWS ER309L.** COBEF Abril/2009, Belo Horizonte – MG, Brasil.

GITTOS, M. F. **Disbonding of austentic Stainless Steel Cladding Following High Temperature Hydrogen Service.** *Welding in the World*, v. 52, n. 3-4, p. 54-67. 2008.

JÚNIOR, R. G. **NOVOS MÉTODOS DE CONTROLE DA SOLDAGEM MIG\MAG.** (Doutor). Engenharia Mecânica, Universidade Federal de Santa Catarina, Florianópolis, 2002.

KEJELIN, N. Z. et al. **Soldagem de revestimento de aços comuns C-Mn com superliga a base de níquel Inconel 625,** São Paulo, vol.21, no.4, 2012. Disponível em: <<https://repositorio.ufsc.br/handle/123456789/96380>>. Acesso em: 10 de janeiro de 2017.

LIAO, M.T.; CHEN, W.J. **The effect of shielding-gas compositions on the microstructure and mechanical properties of stainless steel weldments,** *Materials Chemistry and Physics* 55 (1998) 145-151.

LIMA, L. I. L.; SILVA, G. M; CHILQUE, A. R. A. **Caracterização microestrutural de soldas dissimilares dos aços Astm A-508 E AISI 316L.** *Inspeção de soldagem*, São Paulo, Vol. 15, No. 2, p.112-120, Abr/Jun 2010.

LINNERT, G. E. **Welding Metallurgy: Carbon and Alloy Steels.** v.1 -Fundamentals,4 Ed. Miami, Florida, USA. AMERICAN WELDING SOCIETY (AWS), 1994. 940 p

LIPPOLD, J. C.; KISER, S. D.; DUPONT, J. N. **Welding metallurgy and weldability of nickel-base alloys.** John Wiley & Sons, 2011. Disponível em: <[https://books.google.com.br/books?hl=ptBR&lr=&id=eOYGZaZMIhcC&oi=fnd&pg=PP10&ots=5FJo2U5xod&sig=LsHS0vu3bkJiLeW90syVfiJCOKk&redir\\_esc=y#v=onepage&q&f=false](https://books.google.com.br/books?hl=ptBR&lr=&id=eOYGZaZMIhcC&oi=fnd&pg=PP10&ots=5FJo2U5xod&sig=LsHS0vu3bkJiLeW90syVfiJCOKk&redir_esc=y#v=onepage&q&f=false)>. Acesso em: 15 de janeiro de 2017.

KEJELIN, N. Z. **Soldagem De Revestimento De Aços Comuns C-Mn Com Superliga A Base De Níquel Inconel 625**. 2012. f. (Doutorado). Centro Tecnológico, Universidade Federal de Santa Catarina, 2012.

KOU, S.; YANG, Y. K. **Fusion-Boundary Macrosegregation in Dissimilar-Filler Welds**. *Welding Journal*, v. 86, p. 303-s-312-s, 2007.

MACHADO, I. G. **Soldagem & Técnicas Conexas: Processos**. Porto Alegre. Editado pelo autor, 1996.

MARQUES, P. V., MODENESI, J. P., BRACARENSE, A. Q., **Soldagem, Fundamentos e Tecnologia**. Editora UFMG, 3ª edição, Belo Horizonte – MG, 2009.

METALS HANDBOOK – **Heat Treating**. Vol 4, ASM International. Handbook Committee, 1991.

METALS HANDBOOK – **Properties and Selection: Iron, Steel, High Performance Alloys**. Vol 11, 10<sup>th</sup> Ed.; ASM International. Handbook Committee, 1990.

MODENESI, P. J.; MARQUES, P. V.; SANTOS, D. B. **Introdução aos processos de soldagem**. Belo Horizonte: Universidade Federal de Minas Gerais, 2006.

MODENESI, P. J.; MARQUES, P. V.; **Introdução aos processos de soldagem**. Belo Horizonte: Universidade Federal de Minas Gerais, 2000. Notas de aula.

MOTTA, M. F. **Aplicação do processo mig/mag pulsado com duplo arame e potenciais isolados em soldagens de revestimento**, tese, Universidade Federal de Santa Catarina, SC, Brasil. 2002.

NOVOZHILOV, N. M. **Fundamental Metallurgy of Gas Shielded Arc Welding**. Gordon and Breach Science Publishers S. A. Amsterdam. 1988. 400 p.

OLDEN, V. et al. **The Effect of PWHT on the Material Properties and Micro Structure in Inconel 625 and Inconel 725 Buttered Joints.** In: The 22nd International Conference on Offshore Mechanics and Arctic Engineering, 2003, Cancun, Mexico.

OLIVEIRA, G. L. G. **Soldagem Dissimilar dos Aços AISI 8630M e ASTM A182 F22 para Aplicações Subaquáticas.** Tese de Doutorado, Universidade Federal do Ceará, Fortaleza, 2013.

PICKERING, F. B.; **Physical Metallurgy and the Design of Steels.** 1<sup>st</sup> ed., Applied Science Publisher Ltd, 1978.

PONTES, M. K. G. **Estudo da Compatibilidade Metalúrgica de Juntas Soldadas de Metais Dissimilares Utilizados no Setor de Petróleo e Gás.** Dissertação Apresentada para a Obtenção do Grau de Mestre em Ciências em Engenharia de Materiais da Universidade Federal de Campina Grande, Campina Grande – PB, 2012.

QUITES, V. R.; **Avaliação da Tenacidade à Fratura e da Resistência à Fadiga de Aço Tipo AISI/SAE 4140 Utilizados em Parafusos de Bombas de Polpa de Minério de Ferro, em Função de Tratamentos Térmicos.** Dissertação de Mestrado, Universidade Federal de Ouro Preto – REDEMAT, 2004, 145p.

RAMIREZ, A. J.; LIPPOLD, J. C. **High Temperature Behavior of Ni-Base Weld Metal Part II – Insight Into the Mechanism for Ductility Dip Cracking.** Material Science and Engineering A, v. 380, p. 245-258, 2004.

RODRIGUES, E. R. **Influência de parâmetros do processo fcaw-g nas características da solda do aço astm a-36,** M.Sc. dissertação, Universidade tecnológica federal do Paraná, Curitiba, PR – Brasil, 2010.

ROWE, M. D.; NELSON, T. W.; LIPPOLD, J. C. **Hydrogen-Induced Cracking Along the Fusion Boundary of Dissimilar Metals Welds.** Welding Journal, p. 31-s-37-s, February 1999.

SAE J412, **General Characteristics and Heat Treatment of Steels**. 1995.

SIMS, C. T., W. C. HAGEL, *et al.* **The Superalloys II**. New York: John Wiley & Sons. 1987.

SOARES, B. M; GONÇALVES T. N; GOMES, F. J. O; E T AL. **Caracterização Microestrutural de Solda Dissimilar – Aço Inoxidável Austenítico AISI 304 com Adição de Liga de Níquel Inconel 625**. *Techno. Metal. Mater. Miner*; São Paulo - SP, Vol. 6, Nº 1, 2009.

TANCRET, F.; BHADSHIA, H. K. D. H.; C., M. D. J. **Design Of A Creep Resistant Nickel Base Superalloy For Power Plant Applications Part 1 – Mechanical Properties Modeling**. *Materials Science and Technology*, v. v. 19, p. p. 283-290., 2003.

TESKE, M. Influência da composição do gás de proteção na soldagem do aço ASTM A516 pelo processo GMAW, dissertação, Universidade Tecnológica Federal do Paraná, Curitiba, Paraná, Brasil. 2006.

TUSEK, J.; SUBAN, M. **Experimental research of the effect of hydrogen in argon as a shielding gas in arc welding of high-alloy stainless steel**, *International Journal of Hydrogen Energy* 25 (2000) 369-376

WAINER, E.; BRANDI, S. D.; MELLO, F. D. H. **Soldagem - Processos e Metalurgia**. Editora Edgard Blücher Ltda. São Paulo. 1992. 494p.