



UNIVERSIDADE FEDERAL DA PARAÍBA
CENTRO DE TECNOLOGIA
PROGRAMA DE PÓS-GRADUAÇÃO EM ENGENHARIA MECÂNICA
MESTRADO – DOUTORADO

**CARACTERIZAÇÃO DA INTERFACE DA SOLDA DE AMANTEIGAMENTO DO
AÇO SAE 8630M COM INCONEL 725 PELO PROCESSO DE SOLDAGEM MIG**

Anne Karyne Cunha Martins

*Dissertação de Mestrado apresentada à Universidade Federal da Paraíba para obtenção do
grau de Mestre.*

JOÃO PESSOA - PB

2018

ANNE KARYNE CUNHA MARTINS

**CARACTERIZAÇÃO DA INTERFACE DA SOLDA DE AMANTEIGAMENTO DO
AÇO SAE 8630M COM INCONEL 725 PELO PROCESSO DE SOLDAGEM MIG**

Dissertação apresentada ao curso de Pós-Graduação em Engenharia Mecânica da Universidade Federal da Paraíba, em cumprimento às exigências para obtenção do Grau de Mestre em Engenharia Mecânica.

Orientador: Professor Dr. José Hilton Ferreira da Silva

JOÃO PESSOA - PB

2018

**CARACTERIZAÇÃO DA INTERFACE DA SOLDA DE
AMANTEIGAMENTO AÇO SAE 8630M COM INCONEL
725 PELO PROCESSO DE SOLDAGEM MIG**

por

Anne Karine Cunha Martins

Dissertação aprovada em 30 de julho de 2018



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



Prof. Dr. RODINEI MEDEIROS GOMES
Examinador Interno - UFPB



Prof. Dr. SEVERINO LEOPOLDINO URTIGA FILHO
Examinador Externo – UFPE

Catálogo na publicação
Seção de Catalogação e Classificação

M386c Martins, Anne Karyne Cunha.

Caracterização da interface da solda de amanteigamento do aço SAE 8630M com Inconel 725 pelo processo de soldagem MIG / Anne Karyne Cunha Martins. - João Pessoa, 2018.

100 f. : il.

Orientação: José Hilton Ferreira da Silva.
Dissertação (Mestrado) - UFPB/CT.

1. Soldagem. 2. Amanteigamento. 3. Ligas de níquel. 4. Microestrutura. I. Silva, José Hilton Ferreira da. II. Título.

UFPB/BC

“Quando penso que cheguei ao meu limite, descubro que tenho forças para ir além.”

Ayrton Senna

AGRADECIMENTOS

Este trabalho não poderia ter sido desenvolvido sem a ajuda de diversos aos quais presto aqui minha homenagem e deixo registrada a minha eterna gratidão a seus esforços e apoio na realização deste grande desejo pessoal e profissional.

Primeiramente, a Deus, por ter me dado discernimento e calma nos momentos de provações ao longo deste período.

Aos meus pais, Francisco e Lúcia, por apoiarem meu retorno à condição de estudante e me darem uma base familiar tão sólida e segura. Reconheço todos os sacrifícios e me esforço para nunca decepcioná-los.

À minha avó Elvira e aos meus irmãos, Carol e Chiquinho, pela convivência diária, compreensão e amizade.

Ao meu namorado Ricardo, pela companhia e compreensão aos meus momentos de ausência.

Ao professor e orientador Dr. José Hilton, por me acompanhar desde a graduação e ter confiado em mim na realização deste trabalho. Sou grata pela oportunidade, pelas ajudas e por oferecer o que há de mais valioso: conhecimento.

Aos colegas de pós-graduação, Adiana, Antonio, Esdras e Roneles, que foram fundamentais no desenvolvimento desta pesquisa e nunca se negaram em me ajudar nos experimentos ou em procurar respostas para minhas dúvidas. A vocês desejo o mesmo sucesso que desejo a mim!

Aos professores e funcionários do programa de pós-graduação em engenharia mecânica da UFPB.

Aos técnicos do LSR – UFPB.

À técnica Bruna Marcela do Instituto Federal do Rio Grande do Norte, pela paciência e ajuda na realização do EDS.

CARACTERIZAÇÃO DA INTERFACE DO AÇO SAE 8630M AMANTEIGADO COM INCONEL 725 PELO PROCESSO DE SOLDAGEM MIG

RESUMO

A caracterização microestrutural da interface de soldas dissimilares não é um requisito analisado por normas que regem a aplicação de aços no setor de petróleo e gás. Devido ao relato de falhas ocorridas nesses componentes e atribuídas à considerável influência da microestrutura nas propriedades mecânicas do componente soldado, várias pesquisas vêm sendo desenvolvidas para determinar o melhor procedimento de soldagem que resulte em componentes com propriedades mecânicas apropriadas à aplicação em ambientes tão agressivos mecânica e quimicamente. Em virtude disto, este trabalho tem como objetivo analisar o comportamento mecânico e microestrutural da interface da solda de amanteigamento utilizada em juntas dissimilares para aplicações em estruturas offshore submetidas à proteção catódica. O processo de soldagem MIG foi utilizado no amanteigamento do aço SAE 8630M com o consumível AWS ERNiCrMo-15 (Inconel 725). Para proteção do arco e da poça de fusão foi utilizada a mistura 75% Ar + 25% He. As variáveis de influência foram o tratamento térmico de alívio de tensões (com TTAT e sem TTAT) e o modo de corrente (convencional e pulsada). As variáveis de resposta analisadas são a microestrutura, a microdureza e a dureza. Como resultados obteve-se que o uso do TTAT não se mostrou necessário às amostras, considerando que gerou nelas uma maior frequência de zonas susceptíveis a trincas e não garantiu níveis de microdureza ($HV_{0,025}$) desejadas nessas zonas parcialmente diluídas (ZPDs).

Palavras-chave: soldagem, amanteigamento, ligas de níquel, microestrutura.

CHARACTERIZATION OF THE INTERFACE OF STEEL SAE 8630M BUTTERY WITH INCONEL 725 BY THE GMAW PROCESS

ABSTRACT

The microstructural characterization of the weld interface is not a condition characterized by norms that govern the application of steels in the oil and gas sector. Due to the report of faults occurring in these components and attributed to the considerable influence of the microstructure on the mechanical properties of the welded component, several researches have been developed to determine the best welding procedure that results in components with mechanical properties appropriate to the application in such aggressive environments mechanical and chemically. Due to this, this work has the objective of analyzing the mechanical and microstructural behavior of the butterfly soldering interface used in dissimilar joints for applications in offshore structures submitted to cathodic protection. The GMAW welding process was used in the brazing of SAE 8630M with the consumable AWS ERNiCrMo-15 (Inconel 725). For protection of the arc and the melt pool was used the mixture 75% Ar + 25% He. The influence variables were the stress relief thermal treatment (with TTAT and without TTAT) and the current mode (conventional and pulsed). The response variables analyzed are microstructure, microhardness and hardness. As a result, the use of TTAT was not necessary for the samples, considering that it generated a higher frequency of zones susceptible to cracks and did not guarantee desired levels of microhardness ($HV_{0,025}$) in these partially diluted zones (ZPDs).

Keywords: welding, butterfly, nickel alloy, microstructure.

LISTA DE FIGURAS

Figura 2. 1. Representação esquemática do processo GMAW.....	4
Figura 2. 2. Equipamento utilizado para soldagem GMAW.....	5
Figura 2. 3. Forças envolvidas no processo de transferência..	6
Figura 2. 4. Corrente-tensão versus tempo típico do ciclo de curto-circuito.....	8
Figura 2. 5. Representação esquemática da transferência globular.....	9
Figura 2. 6. Representação esquemática da transferência em spray.....	10
Figura 2. 7. Formato de onda corrente pulsada..	11
Figura 2. 8. Região ótima para o processo de transferência no MIG pulsado.....	12
Figura 2. 9. Princípio de operação da soldagem de revestimento.	14
Figura 2. 10. Representação esquemática de uma solda de amanteigamento..	16
Figura 2. 11. Macrografia de uma junta amanteigada.	17
Figura 2. 12. Macrografia de trincas induzidas por hidrogênio. (a) Trinca ocorrida na direção perpendicular ao metal de adição e (b) Trinca ocorrida no topo do cordão e no fundo do cordão entre o metal de adição..	24
Figura 2. 13. Diagrama de Graville.	25
Figura 2. 14. Detalhe da ZPD na interface dissimilar do amanteigamento do aço SAE 8630M com Inconel 725..	29
Figura 2. 15. Esquema da poça de fusão proposto por Savage et al.....	29
Figura 2. 16. Nomenclatura adotada por Beaugrand <i>et al</i> para as microestruturas encontradas na Zona Parcialmente Diluída..	30
Figura 2. 17. Micrografia da interface dissimilar do AISI4130/Inconel725, com a presença das regiões denominadas por Doody	31
 Figura 3. 1. Célula de soldagem utilizada na soldagem de amanteigamento.	 35
Figura 3. 2. Fluxograma das etapas do trabalho.	37
Figura 3. 3. Tratamento térmico realizado no aço SAE 8630M.....	38
Figura 3. 4. Sistema de aquisição de dados.	39
Figura 3. 5. Chapas de aço SAE 8630M com abas fixadas para realização do processo de amanteigamento.....	41
Figura 3. 6. Preaquecimento do corpo de prova fixado no suporte.	41
Figura 3. 7. Sobreposição dos cordões de solda.	42
Figura 3. 8. Camadas e cordões utilizados na soldagem de amanteigamento.	43

Figura 3. 9. Amanteigamento com o modo de corrente convencional.....	43
Figura 3. 10. Amanteigamento com o modo de corrente pulsada.	43
Figura 3. 11. Chapas amanteigadas após remoção das abas, sendo (a) convencional e (b) pulsada.	44
Figura 3. 12. Chapas no forno para realização de TTAT	44
Figura 3. 13. Esquematização do TTAT estabelecido para o amanteigamento.	45
Figura 3. 14. Corpos de prova (a) sem TTAT e (b) com TTAT.....	45
Figura 3. 15. Representação do perfil de ensaio de microdureza perpendicular à linha de fusão.	47
Figura 3. 16. Representação do perfil de ensaio de dureza, vide posições e distâncias estabelecidas pela NACE MR0175, medidas em mm.	47

Figura 4. 1. Oscilogramas de tensão e corrente para a soldagem de amanteigamento com modo de corrente convencional.....	48
Figura 4. 2. Oscilogramas de tensão e corrente para a soldagem de amanteigamento com modo de corrente pulsado.....	49
Figura 4. 3. Macrografias da sessão transversal das peças soldadas e delimitação de suas respectivas ZTA, sendo (a) modo convencional e (b) modo pulsado.	50
Figura 4.4. Micrografia do metal de solda do Inconel 725 obtida por MEV: (a) MIG convencional sem TTAT, (b) MIG convencional com TTAT, (c) MIG pulsado sem TTAT e (d) MIG pulsado com TTAT.	52
Figura 4. 5. Micrografias da interface da solda de amanteigado do aço SAE 8630M com Inconel 725, modo de corrente convencional, sem TTAT.	53
Figura 4. 6. Micrografias da interface da solda de amanteigado do aço SAE 8630M com Inconel 725, modo de corrente convencional, com TTAT.....	54
Figura 4. 7. Micrografias da interface da solda de amanteigado do aço SAE 8630M com Inconel 725, modo de corrente pulsado, sem TTAT.	55
Figura 4. 8. Micrografias da interface da solda de amanteigado do aço SAE 8630M com Inconel 725, modo de corrente pulsado, com TTAT.....	56
Figura 4.9. Presença de “dedos” na interface de amanteigamento.....	59
Figura 4. 10. Zonas M através de (a) microscopia óptica e (b) microscopia eletrônica de varredura (MEV).	61

Figura 4. 11. Zonas M apresentadas com coloração acinzentadas nas amostras sem TTAT pós-soldagem (a) microscopia óptica e (b) microscopia eletrônica de varredura (MEV).....	62
Figura 4. 12. Perfil de composição química ao longo da interface dissimilar do aço SAE 8630M/Inconel 725 no modo convencional com TTAT.	64
Figura 4. 13. Perfil de composição química ao longo da interface dissimilar do aço SAE 8630M/Inconel 725, contendo ilha de zona M, no modo convencional com TTAT pós-soldagem.....	65
Figura 4. 14. Perfil de composição química ao longo da interface dissimilar do aço SAE 8630M/Inconel 725, contendo ilha, no modo pulsado sem TTAT pós-soldagem.	66
Figura 4.15. Microdureza das fases Δ , ϕ , π e M, corrente convencional, sem TTAT.....	69
Figura 4. 16. Microdureza das fases Δ , ϕ , π e M, corrente convencional, com TTAT.	70
Figura 4. 17. Microdureza das fases Δ , ϕ , π e M, corrente pulsada, sem TTAT.....	71
Figura 4. 18. Microdureza das fases Δ , ϕ , π e M, corrente pulsada, com TTAT.	72
Figura 4. 19. Perfil de microdureza Vickers, corrente convencional, sem TTAT.....	73
Figura 4. 20. Perfil de microdureza Vickers, corrente convencional, com TTAT.....	74
Figura 4. 21. Perfil de microdureza Vickers, corrente pulsada, sem TTAT.....	74
Figura 4. 22. Perfil de microdureza Vickers, corrente pulsada, com TTAT.....	75

LISTA DE TABELAS

Tabela 2. 1. Composição química (%) do Inconel 725..	22
Tabela 2. 2. Composição química do aço SAE 8630 em % massa..	27
Tabela 2. 3. Composição química do aço SAE 8630M em % massa.	27
Tabela 3. 1. Composição química do aço SAE 8630M, em % peso, segundo fabricante.	34
Tabela 3. 2. Composição química do Inconel 725, em % peso, segundo fabricante.	34
Tabela 3. 3. Propriedades mecânicas do Inconel 725, segundo fabricante.	35
Tabela 3. 4. Tratamento térmico do aço SAE 8630M: têmpera e revenimento.	38
Tabela 3. 5. Parâmetros de soldagem para os diferentes modos de corrente.	40
Tabela 4.1. Dureza média das amostras amateigadas, valores na escala HRC.	75

LISTA DE ABREVIATURAS E SIGLAS

°C - grau Celsius

A - Ampere

Ac1 - Linha Ac1 no diagrama de equilíbrio correspondente ao início da transformação ferrita-austenita no aquecimento

AISI - American Iron and Steel Institute

Ar - Argônio

ARBL - Alta Resistência e Baixa Liga

ASME - American Society of Mechanical Engineers

ASTM - American Society for Testing Materials

AWS - American Welding Society

C - Carbono

CE - Carbono Equivalente

CFC - Cúbica da Face Centrada

Cr - Cromo

CT - Centro de Tecnologia

Fe - Ferro

GMAW - Gas Metal Arc Welding

H₂ - Gás Hidrogênio

H₂S - Sulfeto de hidrogênio

He - Hélio

HV - Dureza Vickers

I - Corrente

Ib - Corrente de base

IIW - Internacional Institute of Welding

Ip - Corrente de pulso

J – Joule

l - Litro

m - Metro

MA - Metal de Adição

MAG - Metal Active Gas

MB - Metal de Base

MEV - Microscópio Eletrônico de Varredura

MIG - Metal Inert Gas

min - Minuto

mm - Milímetro

Mn - Manganês

MO - Microscopia Ótica

Mo - Molibdênio

MS - Metal de Solda

NACE - National Association of Corrosion Engineers

Nb - Nióbio

Ni - Níquel

Pa - Pascal

Psi - Pounds per Square Inch

RGF - Região Recristalizada ou Região de Grãos Finos

RGG - Região de Crescimento de Grão ou Região de Grãos Grosseiros

s - Segundo

SAE – Society of Automotive Engineers

SAP - Sistema de aquisição portátil

Ti - Titânio

TIG - Tungsten Inert Gas

TTAT - Tratamento Térmico de Alívio de Tensão

TTPS - Tratamento Térmico Pós-Soldagem

U - Tensão

V - Volt

Vs - Velocidade de soldagem

ZF - Zona Fundida

ZPD - Zona Parcialmente Diluída

ZTA - Zona Termicamente Afetada

ZTA GG - Zona termicamente afetada de grãos grosseiros

SUMÁRIO

CAPÍTULO I.....	1
1. INTRODUÇÃO.....	1
1.1. Objetivos.....	2
1.1.1. Objetivo Geral	2
1.1.2. Objetivos Específicos	3
CAPÍTULO II.....	4
2. FUNDAMENTAÇÃO TEÓRICA	4
2.1. Processo de soldagem MIG	4
2.1.1. Transferência metálica no processo de soldagem MIG.....	5
2.1.1.1. Processo MIG convencional e sua forma de transferência metálica	7
2.1.1.1.1. Transferência por curto-circuito	7
2.1.1.1.2. Transferência globular.....	8
2.1.1.1.3. Transferência por aerosol/spray	9
2.1.1.2. Processo MIG pulsado e sua forma de transferência metálica	10
2.2. Soldagem de revestimento.....	13
2.2.1. Soldagem de amanteigamento	15
2.3. Ligas de níquel	18
2.3.1. Ligas de níquel em amanteigamento	19
2.3.2. Liga de níquel Inconel 725	21
2.4. Aços baixa liga	22
2.4.1. Aço SAE 8630 modificado.....	26
2.5. Zonas parcialmente diluídas	28
2.6. Tratamento térmico de alívio de tensões	32
CAPÍTULO III	34
3. MATERIAIS E MÉTODOS.....	34

3.1. Materiais	34
3.1.1. Metal de base	34
3.1.2. Metal de adição.....	34
3.1.3. Gás de proteção	35
3.2. Equipamentos	35
3.2.1. Bancada de soldagem	35
3.2.2. Equipamentos para usinagem e caracterização microestrutural	36
3.3. Metodologia experimental.....	36
3.3.1. Preparação do metal de base aço SAE 8630M.....	37
3.3.2. Ajuste dos parâmetros da soldagem de amanteigamento	39
3.3.3. Preparação dos corpos de prova para soldagem de amanteigamento	40
3.3.4. Realização da soldagem de amanteigamento	42
3.3.5. Usinagem e tratamento térmico de alívio de tensões	44
3.3.6. Preparação das amostras para caracterização	46
3.3.7. Caracterização metalúrgica e mecânica.....	46
CAPÍTULO IV	48
4. RESULTADOS E DISCUSSÕES.....	48
4.1. Comportamento da transferência metálica	48
4.2. Análise Macrográfica	50
4.3. Caracterização Microestutural nas Interfaces dos Amanteigamentos	51
4.4. Perfil de composição química ao longo da interface	63
4.5. Perfil de microdureza.....	66
4.5.1. Microdureza pontual na interface do amanteigamento.....	67
4.5.2. Microdureza perpendicular à linha de fusão.....	73
4.6. Perfil de dureza	75
CAPÍTULO V	77
5. CONCLUSÕES	77

CAPÍTULO VI	78
6. REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS	78

CAPÍTULO I

1. INTRODUÇÃO

Um material muito utilizado na indústria de petróleo e gás é o aço SAE 8630 modificado, o qual possui maiores teores de níquel-cromo-molibdênio em relação ao aço SAE 8630 comercial (ASM, 1994). Os maiores teores dos elementos de liga do aço 8630 modificado propiciam obter uma maior resposta ao tratamento térmico, como por exemplo, a manutenção da dureza ao longo da espessura, além de também possuir uma maior resistência ao escoamento, de forma a atender melhor aos requisitos do projeto (CANTARIN e NEVES, 2011).

Porém, estes materiais não apresentam resistência à corrosão adequada para utilização em tubulações do setor petrolífero. Logo, uma alternativa utilizada visando melhorar estas propriedades é realizar um revestimento interno com material com as características necessárias à solicitação, podendo o revestimento dessas tubulações ser realizado por soldagem. Este revestimento interno, amanteigamento, também é realizado em juntas dissimilares com o objetivo de acomodar a zona termicamente afetada (ZTA) da solda de fechamento.

Para controlar a dureza resultante na ZTA, a norma NACE MR0175 solicita a realização de um tratamento térmico de alívio de tensões (TTAT) pós-soldagem, minimizando assim a possibilidade de fragilização da junta, seja ela relacionada ao H₂S ou ao hidrogênio.

A interface de amanteigamento gerada nessas soldas dissimilares é frequentemente apontada como uma região crítica, sendo, juntamente com a grande quantidade de H⁺ a que elas podem estar expostas e absorver, a possível responsável por falhas encontradas nesses tipos de componentes. Essas interfaces dissimilares apresentam elevados gradientes químicos associados ao surgimento de zonas parcialmente diluídas (ZPDs). Essas ZPDs estão ligadas a regiões de elevada dureza (mesmo após TTAT) seja pela formação de martensita não revenida, seja pela intensa precipitação de carbonetos em regiões austeníticas (OLIVEIRA, 2013).

Acidentes ocorridos em plataformas petrolíferas no Mar do Norte em 2001 e no Golfo do México em 2005 apresentaram falhas na soldagem dessas uniões dissimilares. Após investigações, atribuíram-se as falhas à fragilização da microestrutura na interface dissimilar pelo hidrogênio oriundo da proteção catódica, devido a, de acordo com Cantarin (2011), susceptibilidade à ele de zonas com a presença das fases com alta dureza (martensita) e áreas

com precipitados de segunda fase. Tais falhas aconteceram na interface do amanteigamento do aço SAE 8630M com o Inconel 625.

Após esses episódios diversas pesquisas foram desenvolvidas a fim de identificar as possíveis causas destas falhas, sendo uma das linhas desses estudos a possibilidade de troca do Inconel 625 por outro metal de adição para o amanteigamento.

Shoemaker (2005) atribui a resistência à corrosão da liga Inconel 725 juntamente com a sua alta resistência, características que a tornam uma opção para aplicações na indústria marítima, química, aeroespacial, petrolífera e indústrias de gás. A liga Inconel 725 apresenta uma resistência à corrosão equivalente à da liga 625. Assim, proporciona resistência adequada à corrosão na maioria dos ambientes marítimos e de bordo. Além da sua resistência, ela também oferece excelente resistência à fratura. Antes do advento do Inconel 725, os designers marinho foram limitados ao Inconel 718, uma liga de resistência elevada. No entanto, o Inconel 718 oferece apenas resistência moderada à corrosão marinha e sua tenacidade à fratura é menor do que o desejado para condições “sub-seguras”. A liga 725 oferece uma melhoria significativa na resistência à corrosão e tenacidade à fratura a um nível ligeiramente inferior de resistência.

As microestruturas têm, portanto, um papel determinante na susceptibilidade da junta e outros componentes amanteigados à fragilização por hidrogênio. (FERREIRA, 2014). Devido a isso surgiu a necessidade da caracterização microestrutural dessas interfaces dissimilares, já que sua microestrutura e composição química vem se mostrando altamente influenciadas pelo processo de soldagem e pela realização ou não de um TTAT.

Em virtude da escassez de trabalhos que estudem a relação do SAE 8630M com a liga de níquel Inconel 725, uma das opções para o setor petrolífero, esta pesquisa visa caracterizar microestruturalmente esta interface dissimilar.

1.1. Objetivos

1.1.1. Objetivo Geral

Analisar o comportamento mecânico e microestrutural da interface da solda de amanteigamento do aço SAE 8630M com Inconel 725 utilizando o processo de soldagem MIG.

1.1.2. Objetivos Específicos

- Analisar a influência dos modos de corrente convencional e pulsada sobre a microestrutura da interface do amanteigamento;
- Avaliar a influência do uso de tratamento térmico de alívio de tensões (TTAT) pós-soldagem sobre a microestrutura e a microdureza na interface do amanteigamento;
- Avaliar a influência do uso do TTAT pós-soldagem sobre a dureza e a microdureza na ZTA das amostras amanteigadas.

CAPÍTULO II

2. FUNDAMENTAÇÃO TEÓRICA

2.1. Processo de soldagem MIG

O processo de soldagem MIG (Metal Inert Gas) utiliza um arco voltaico entre um eletrodo de enchimento de metal contínuo e a poça de fusão. O processo é usado com uma proteção a partir de um gás fornecido externamente e sem a aplicação de pressão (AWS, 1997). Na Figura 2.1 tem-se a representação esquemática do processo GMAW.

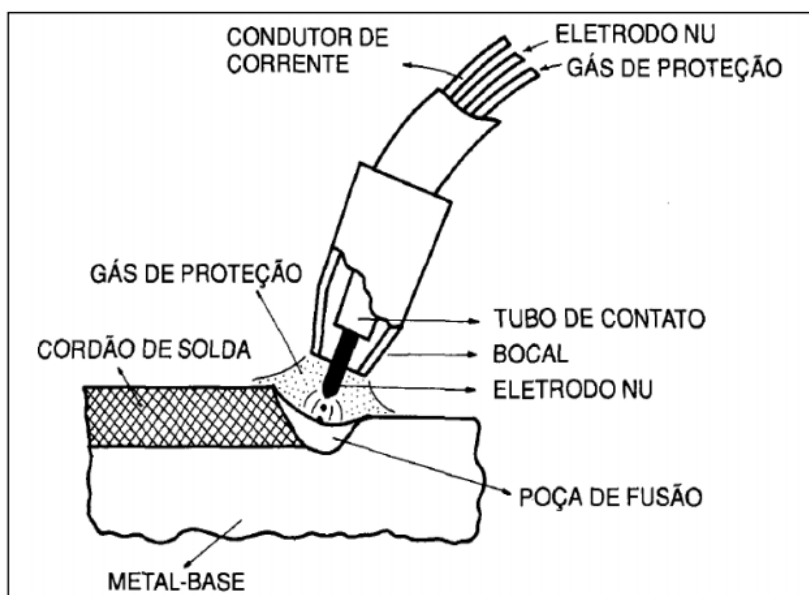


Figura 2. 1. Representação esquemática do processo GMAW. Wainer (1992).

Gareis (1994) explica que no processo GMAW (Gas Metal Arc Welding), o uso de uma atmosfera isolante de gás é para proteção da região da solda (arco e poça de fusão), e que quando faz o uso de gás inerte (Ar/He) ou uma mistura de gases inertes é classificado como MIG (Metal Inert Gás) por ele não reagir metalurgicamente com a gota e a poça de fusão.

Quando o processo GMAW utiliza como gás de proteção o CO_2 ou misturas de gases que reagem metalurgicamente com a gota e a poça de fusão, ele é denominado MAG (Metal Arc Welding).

Na Figura 2.2 pode ser observado o equipamento básico para soldagem GMAW, no qual é composto de fonte de energia, tocha de soldagem, fonte de gás e alimentador de arame.

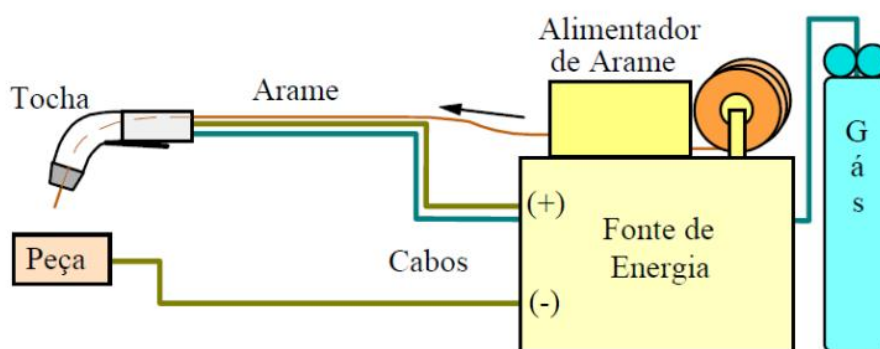


Figura 2. 2. Equipamento utilizado para soldagem GMAW. Modenesi, Marques e Santos (2006).

Segundo Mota *et al* (2016), para o revestimento em grandes áreas superficiais a soldagem MIG tem sido largamente utilizada pela sua elevada produtividade, facilidade de operação, mecanização e acessibilidade. Dentro dessa finalidade, esse processo muitas vezes é utilizado nos modos MIG convencional e MIG pulsado.

O processo MIG tem como característica realizar a adição do consumível fundido até a poça de fusão, através de uma transferência metálica que pode ocorrer de várias formas, como será visto a seguir.

2.1.1. Transferência metálica no processo de soldagem MIG

A constante necessidade por maiores níveis de produção e qualidade do produto faz com que apareçam no mercado diferentes versões dos processos de soldagem tradicionais, que tem por objetivo atender a aplicações específicas. Estas versões estão basicamente relacionadas com o modo de transferência metálica e com o desenvolvimento de formas de ondas que melhoram o desempenho e o controle do processo (SAVI, 2014).

Segundo alguns pesquisadores (KIM, 1993; PRAVEEN, 2005; BINGUL, 2006), no processo MIG a forma de transferência do metal de adição do eletrodo para a poça de fusão pode e tem necessidade de ser controlada, já que é responsável pela determinação de características como: a penetração e o aspecto do cordão; rigidez do arco; a quantidade de respingos; a quantidade e morfologia dos poros; a molhabilidade; e a possibilidade de soldagem fora de posição, soldagem de raiz e de chapa fina.

Scotti e Ponomarev (2008) explicam que a transferência metálica nesse processo de soldagem ocorre na forma de gotas de metal fundido geradas na ponta do arame-eletrodo

(com diferentes tempos de crescimento, dimensões e frequências de destacamento) e é influenciada, dentre outros fatores, pelo material e diâmetro do eletrodo, pelo gás de proteção, pela intensidade e polaridade da corrente de soldagem, pelo comprimento do arco e pela pressão ambiente. Ainda segundo Scotti e Ponomarev (2008), o modo pelo qual o material é transferido no arco determina a estabilidade do processo e afeta fortemente a quantidade de respingos gerada, a possibilidade de soldagem em várias posições, a qualidade/geometria da solda e a aparência superficial do cordão de solda.

Baixo (1999) apud Andrade (2012), afirma que a transferência metálica no processo MIG/MAG ocorre pela interação complexa de um conjunto de forças sobre a extremidade fundida do eletrodo, poça de fusão e arco voltaico. Apesar de existir um grande número de mecanismos envolvidos, normalmente são apresentados como fundamentais os que se originam a partir da ação das forças de origem eletromagnética, gravitacional e tensão superficial. A magnitude de cada força está sob influência direta das variáveis elétricas (tensão e corrente), da composição química do eletrodo e da peça, além da natureza do ambiente onde se forma o arco (atmosfera inerte ou ativa). Na Figura 2.3 pode ser observado um resumo das principais forças que atuam sobre o arco

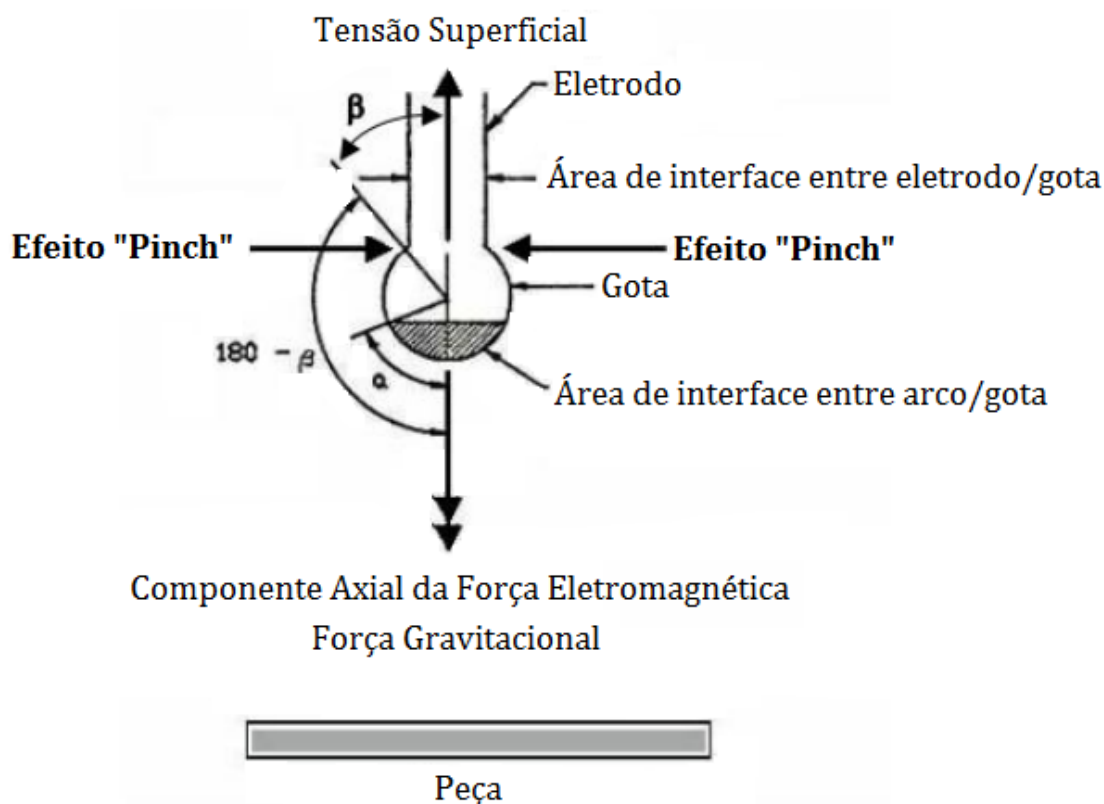


Figura 2. 3. Forças envolvidas no processo de transferência. Baixo (1999) apud Andrade (2012).

2.1.1.1. Processo MIG convencional e sua forma de transferência metálica

A soldagem MIG convencional, mesmo sendo bastante utilizada, possui limitações quanto ao controle da transferência metálica.

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 (JUNIOR, 2002).

A transferência de metal através do arco se dá, basicamente, por três mecanismos: aerosol (spray), globular e curto-circuito, dependendo de alguns parâmetros operacionais, conforme já citado, tais como o nível de corrente, sua polaridade, diâmetro e composição do eletrodo, composição do gás de proteção e comprimento do eletrodo.

2.1.1.1.1. 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. Essa técnica de soldagem é particularmente útil na união de materiais de pequena espessura em qualquer posição, materiais de grande espessura nas posições vertical e sobre cabeça, e no enchimento de largas aberturas. A soldagem por curto-circuito também deve ser empregada quando se tem como requisito uma distorção mínima da peça (FORTES, 2005).

Nesse tipo de soldagem a transferência do metal ocorre quando o arame entra em contato com a poça de fusão, provocando um aumento imediato da corrente, consequentemente o destacamento da gota.

Ainda segundo Fortes (2005), conforme esquema ilustrativo na Figura 2.4 de um ciclo completo de curto-circuito, quando o arame toca a poça de fusão (A), a corrente começa a aumentar até uma corrente de curto-circuito, ocorrendo então a transferência do metal quando atinge-se esse alto valor de corrente. O arco é então reaberto. Como o arame está sendo alimentado mais rápido que o arco consegue fundi-lo, o arco será eventualmente extinguido por outro curto (I). O ciclo então recomeça. Não há metal transferido durante o período de arco aberto, somente nos curtos-circuitos. Para garantir uma boa estabilidade do arco na técnica de curto-circuito devem ser empregadas correntes baixas.

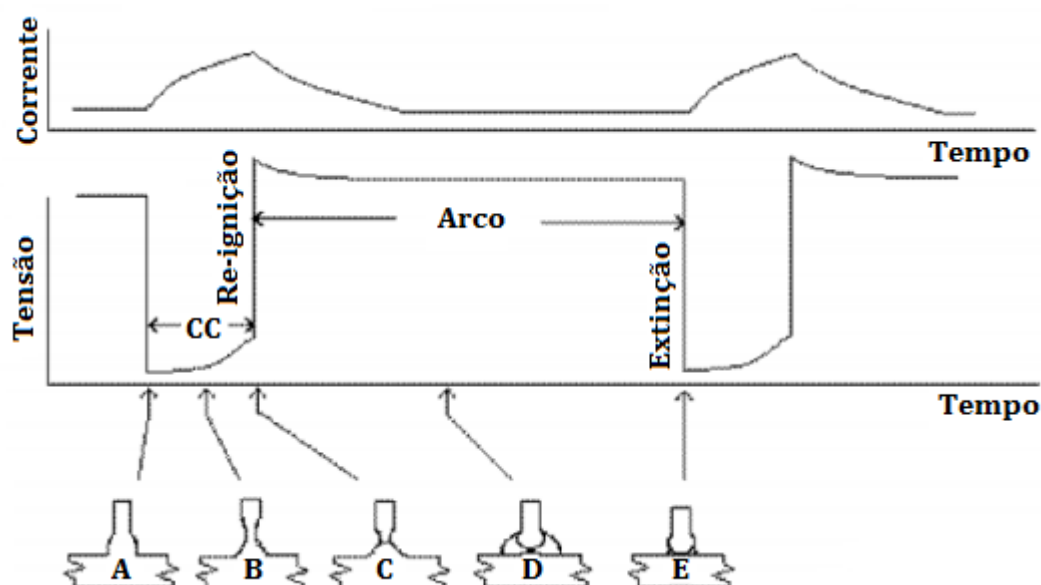


Figura 2. 4. Corrente-tensão versus tempo típico do ciclo de curto-circuito. Beltrão (2017).

2.1.1.1.2. 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, na qual o metal se transfere através do arco. Usualmente as gotas de metal fundido têm diâmetro maior que o do próprio arame. Esse modo de transferência pode ser errático, com respingos e curtos-circuitos ocasionais (FORTES, 2005).

Ainda, segundo o Infosolda (2018), a variação da corrente influencia o diâmetro médio das gotas transferidas, o qual diminui à medida que a corrente aumenta. As gotas do metal em fusão ficam na ponta do eletrodo até atingirem o tamanho suficiente para serem lançadas à poça de fusão; no entanto, quando isso acontece, o arco apresenta pequena instabilidade e a força eletromagnética, conhecida como força do arco, provoca o lançamento da gota na direção contrária à da ação do arco, formando respingos. Para diminuir a formação de respingos, deve-se manter o arco o mais curto possível, de modo a parecer que a ponta do eletrodo está mergulhada na poça de fusão.

A Figura 2.5 apresenta a representação esquemática da transferência globular. Nela pode-se observar a formação da gota e o seu desprendimento para a formação da poça de fusão.

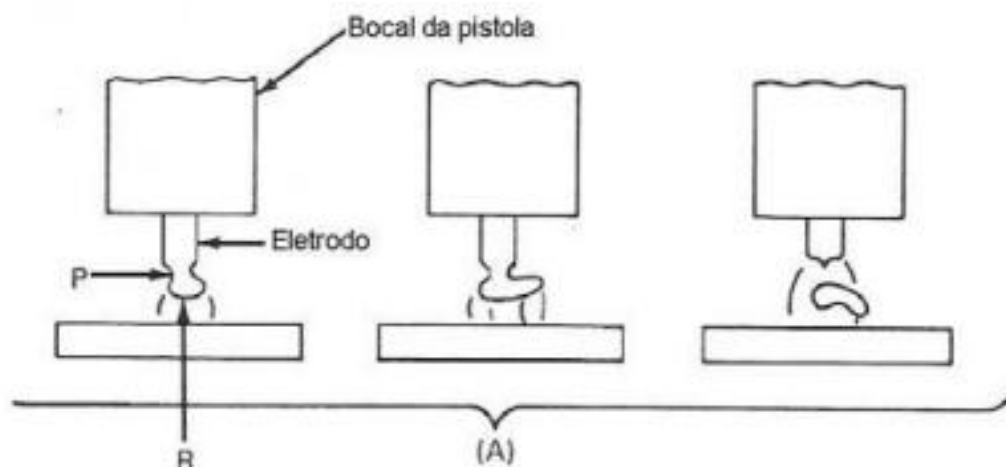


Figura 2. 5. Representação esquemática da transferência globular. FBTS (2018).

2.1.1.1.3. Transferência por aerosol/spray

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 qual depende do diâmetro do arame e do gás de proteção. Entretanto, se o gás de proteção para soldar aços carbono contiver mais que 15% de dióxido de carbono (CO_2), não haverá uma transição de transferência globular para transferência por aerossol (FORTES, 2005).

A soldagem em aerossol pode produzir altas taxas de deposição do metal de solda. Essa técnica de soldagem é geralmente empregada para unir materiais de espessura 2,4 mm e maiores. Exceto na soldagem de alumínio ou cobre, o processo de arco em aerossol fica geralmente restrito apenas à soldagem na posição plana por causa da grande poça de fusão. No entanto, aços carbono podem ser soldados fora de posição usando essa técnica com uma poça de fusão pequena, geralmente com arames de diâmetro 0,89 mm ou 1,10 mm (FORTES, 2005).

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.

A transferência tipo Spray é produzida com gás de proteção rico em Argônio e é possível produzir um spray axial muito estável e sem respingos conforme é ilustrado na Figura 2.6.

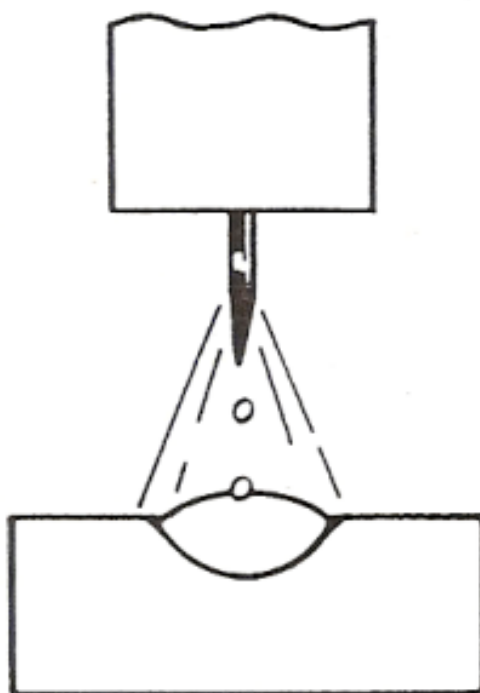


Figura 2. 6. Representação esquemática da transferência em spray. FBTS (2017, online).

2.1.1.2. Processo MIG pulsado e sua forma de transferência metálica

As limitações do processo MIG convencional têm sido superadas com o advento de uma nova vertente da soldagem MIG, a que utiliza corrente pulsada e pode ser chamada de processo MIG pulsado.

No início dos seus estudos acerca do tema em questão, Dutra (1989) relatava que a soldagem em corrente pulsada tinha o objetivo de soldar também em níveis energéticos baixos, porém obtendo-se uma transferência metálica sem curto circuito, de tal sorte que se poderia controlar mais perfeitamente a penetração, eliminar os salpicos e, com isto, se garantir uma qualidade superior dos produtos soldados.

Barra (2003) lista as principais vantagens e desvantagens do MIG pulsado. São elas:

a) Vantagens

- Obtenção da transferência por spray em corrente média inferior à corrente de transição;
- Redução ou eliminação da incidência de respingos;
- Possibilidade de soldagem em espessuras menores quando comparado com o modo convencional (menor aporte térmico);
- Possibilidade de soldagem em todas as posições.

b) Desvantagens:

- Necessidade de mão-de-obra mais qualificada, devido à complexidade na escolha dos parâmetros, tendo certa rejeição por parte dos soldadores;
- Exige fontes de soldagem mais caras do que no modo convencional;
- Maior emissão de raios ultravioletas pelo arco.

Basicamente, a soldagem MIG pulsada exige que a cada pulso uma gota seja transferida do eletrodo à peça.

Segundo Norrish (1992), a transferência que ocorre nesse processo é do tipo “spray”, sendo que esta se dá em intervalos de pulsos regularmente espaçados. Dentro do intervalo de tempo entre os pulsos, a corrente de soldagem é reduzida para que não ocorra transferência.

As fontes modernas de soldagem apresentam em sua saída formas de onda diferente da corrente constante, e as gotas metálicas são transferidas por meio de pulsos de corrente, com frequência e amplitude preestabelecidas (CORREA, 2000).

A corrente pulsada se caracteriza por uma forma de transferência em voo livre de forma controlada, basicamente uma gota por pulso. Para obter uma transferência metálica de forma regular é preciso haver a concatenação de alguns parâmetros elétricos (Figura 2.7): corrente de pulso (I_p), tempo de pulso (t_p), corrente de base (I_b), tempo de base (t_b) e velocidade de arame. Essa regulagem de parâmetros só se torna possível pela utilização de uma fonte com característica estática do tipo corrente constante (BARBOSA, 2015).

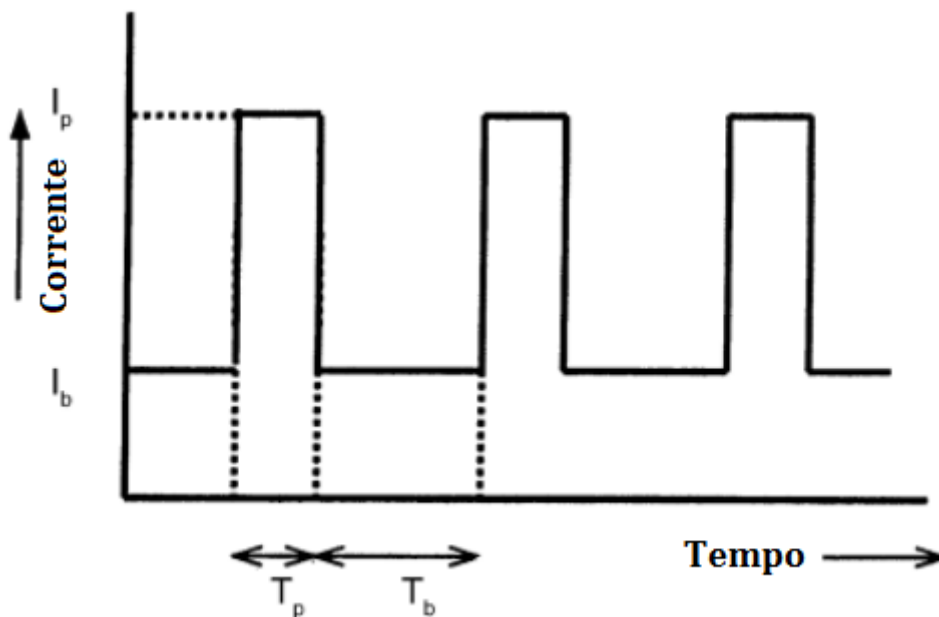


Figura 2. 7. Formato de onda corrente pulsada. Adaptado de Barbosa (2015).

Segundo Palani e Murugan (2005) apud Barbosa (2015), a corrente de pulso atinge valores acima da faixa de transição (spray), e é responsável pela formação e destacamento da gota; o tempo de pulso é caracterizado pelo período de início de subida da corrente até o início da descida. A corrente de base assume valores suficientemente baixos, capaz de manter estabelecido o arco elétrico, mas não alta o suficiente para proporcionar formação e destacamento da gota. O tempo em que essa corrente permanece nesse patamar é intuitivamente chamado de tempo de base.

Para que o processo de transferência seja estável apenas uma gota deverá ser transferida a cada pulso de corrente, UGPP (Uma Gota Por Pulso), melhor dizendo, para um determinado material haverá uma relação “região” ótima entre a velocidade de alimentação do arame, intensidade da corrente e tempo de pulso (vide Figura 2.8). Uma vez que as gotas metálicas adquirem considerável aceleração em direção à poça, a operação de soldagem poderá ser executada em todas as posições (BARRA, 1998).

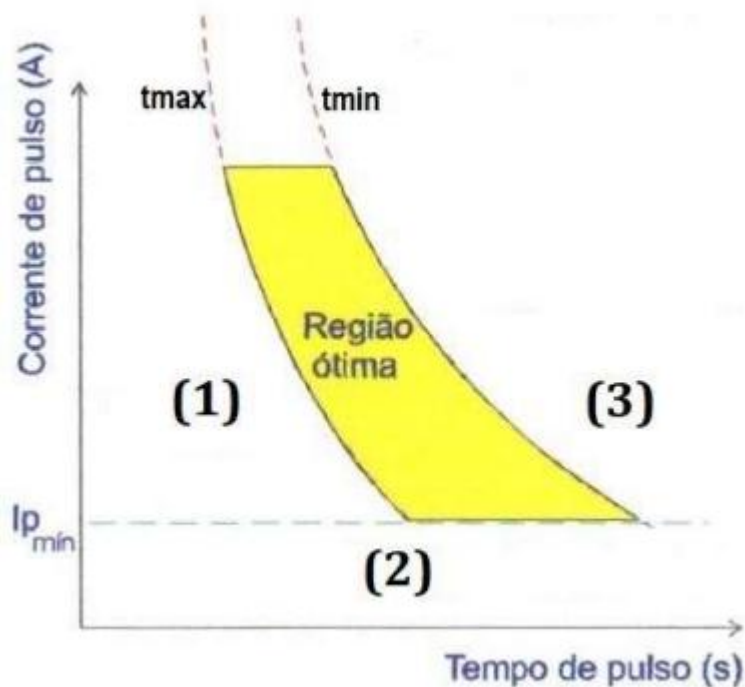


Figura 2. 8. Região ótima para o processo de transferência no MIG pulsado. Adaptado de Barra (1998).

Machado (1996) descreve as regiões existentes na Figura 2.8 da seguinte forma:

- Região (1): Nesse caso, I_p é maior do que $I_{p_{mínimo}}$, mas a duração do pulso é menor do que a mínima exigida, sendo a energia muito pequena para provocar a transferência em um pulso.

É gerada, assim, uma grande gota que se mantém por vários pulsos, até se separar sem controle algum;

- Região Ótima: Essa é a região ideal de transferência, com I_p maior do que $I_{p\text{mínimo}}$ e o tempo de pulso entre os limites máximos (t_{max}) e mínimo (t_{min}). Uma gota com diâmetro próximo ao do eletrodo é transferida regularmente e em cada pulso, com arco extremamente estável;
- Região (2): Onde I_p é menor do que $I_{p\text{mínimo}}$, que é a corrente de pico crítica – para essas condições. Forma-se uma larga gota independente da duração do pulso e o arco se torna instável, acompanhado por muito salpico;
- Região (3): Com I_p maior do que $I_{p\text{mínimo}}$ e tempo de pulso maior do que o máximo. O modo de transferência é, aparentemente, do tipo spray. Entretanto, a ponta fundida do eletrodo se prolonga e toca (na realidade “mergulha”) a poça de fusão, causando excessivo salpico. Além do mais, com o aumento de t_p nesta região, a frequência do pulso decresce (com velocidade de alimentação constante do eletrodo) resultando numa flutuação incessante do comprimento do arco.

Para que seja satisfeita a condição de que a cada pulso de corrente haja o desprendimento de uma gota, o produto $I_p^n \times t_p$ deve assumir um valor característico denominado parâmetro de destacamento da gota (D), definido na equação 2.1. O valor de (n) varia em torno do valor 2 (dois), de forma que se possa representar uma área delimitada por duas funções hiperbólicas (conforme mostrado na Figura 2.8), onde ocorre o destacamento de uma gota por pulso (UGPP) (NOVA, 2018).

$$I_p^n \cdot t_p = D \quad (2.1)$$

Por fim, baseado no que foi exposto e nos parâmetros citados, observa-se que é possível obter grandes vantagens a partir da soldagem com corrente pulsada. A principal está ligada ao fato de se conseguir um tipo de transferência spray, livre de respingos, com baixos valores de corrente média, ou seja, baixo calor aportado, porém alto rendimento de fusão.

2.2. Soldagem de revestimento

A soldagem de revestimento pode ser definida, segundo ASM (1983), como a deposição de uma camada um metal de adição dissimilar sobre a superfície de uma peça

metálica com o objetivo de se obter propriedades que não são encontradas no material de base.

De acordo com Gomes (2010), o processo de revestimento, ocorre de forma que os cordões sejam depositados lateralmente com um dado nível de sobreposição um ao outro, produzindo uma ou mais camadas de metal com características específicas, até que toda a região de interesse seja recoberta. O nível de sobreposição dos cordões depende da aplicação do revestimento e do processo de soldagem empregado. Na Figura 2.9 pode ser observado um esquema ilustrativo da realização deste processo.

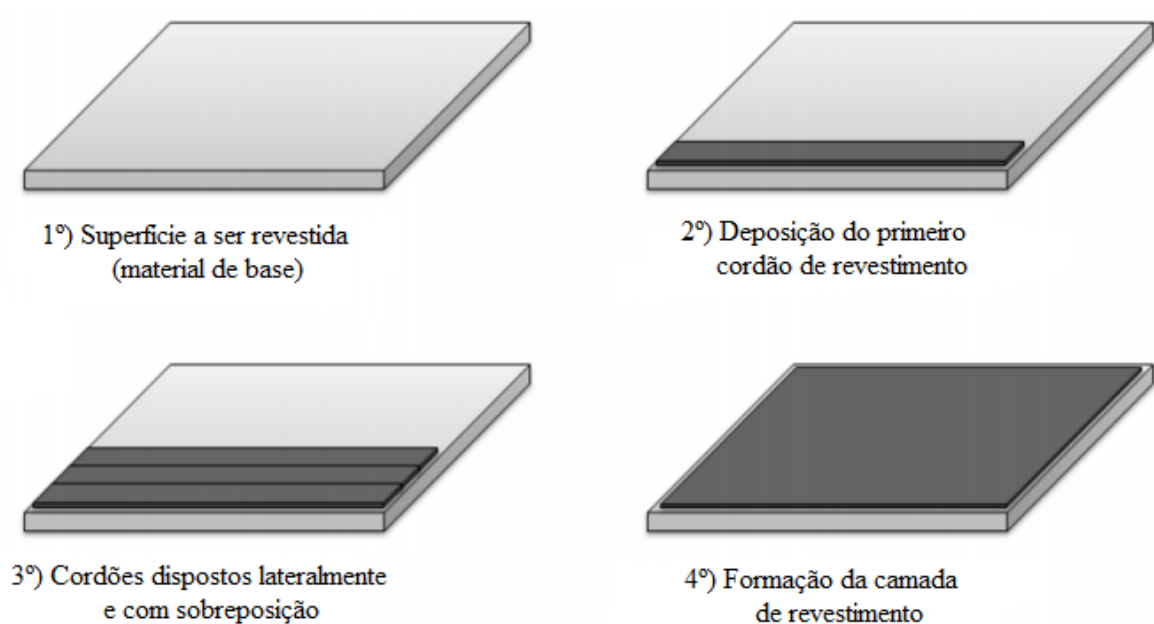


Figura 2. 9. Princípio de operação da soldagem de revestimento. Adaptado de Gomes (2010).

Na realização da soldagem de revestimento vários processos de soldagem podem ser utilizados, entre eles destacam-se os processos de soldagem: à arco com eletrodo revestido, MIG/MAG, arco submerso, arame tubular, TIG com alimentação de arame e plasma com arco transferido.

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

- WeldCladding: Deposição de uma ou mais camadas de material resistente à 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;
- Battering: 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 dissimilares.

Dentre os tipos de soldagem de revestimento citados, este trabalho dará foque à soldagem de “amanteigamento” (battering), aplicada com a função de acomodar as grandes diferenças das características de expansão e contração térmica entre os metais envolvidos em uma junta dissimilar.

2.2.1. Soldagem de amanteigamento

O amanteigamento envolve a deposição de uma ou mais camadas de metal de solda na face da junta ou da superfície a ser soldada. A finalidade principal do amanteigamento é satisfazer alguma consideração de caráter metalúrgico. Esta técnica é usada principalmente quando há uma união entre materiais de base dissimilares (ASM, 1993).

Em seus trabalhos, Pontes (2012) e Soares *et al* (2009) concordam que na soldagem em juntas dissimilares geralmente se faz necessário a deposição de uma camada de solda em um dos materiais para em seguida ser realizada a soldagem. Esse procedimento seria o do amanteigamento, sendo utilizado 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 diferente é realizado o amanteigamento de um dos materiais para melhorar as interfaces dos metais de base.

De acordo com Pontes (2012), a soldagem de amanteigamento dificulta a migração de elementos de liga indesejáveis do metal de base para o metal de solda. É aplicado também como absorvedor de tensões, nos casos em que estas surgem em uma interface sobreposta, cujo material tem alta resistência e baixa ductilidade, a exemplo dos revestimentos duros.

Segundo Cantarin (2011), o amanteigamento quando aplicado em aços carbono e em aços alta resistência e baixa liga têm como uma das finalidades dar maior resistência à corrosão, já que em diversas aplicações desse material em indústrias do setor petroquímico e mineração eles precisam ter vida útil prolongada.

O material utilizado em amanteigamento deve ser uma liga tenaz, isenta da formação de microestruturas frágeis e capaz de absorver as restrições às dilatações da junta e de

eventuais diferenças entre os coeficientes de expansão térmica dos materiais dissimilares a serem soldados. As ligas mais utilizadas para este fim são ligas de Ni ou de aço de baixo carbono além de aços inoxidáveis (FARIAS e AGUIAR, 2003; CHRISTO e D'OLIVEIRA, 2007; SCHVARTZMAN et al., 2009; FENSKE, 2010).

Na Figura 2.10 tem-se a representação esquemática de uma soldagem de amanteigamento aplicada em uma junta dissimilar. Nela, na interface do aço AISI 4130 (a) é realizado um amanteigamento (b) para formação de uma junta dissimilar com o aço ASTM A36/X65 (c) e (d) com a finalização através da soldagem de fechamento entre os aços dissimilares (e).

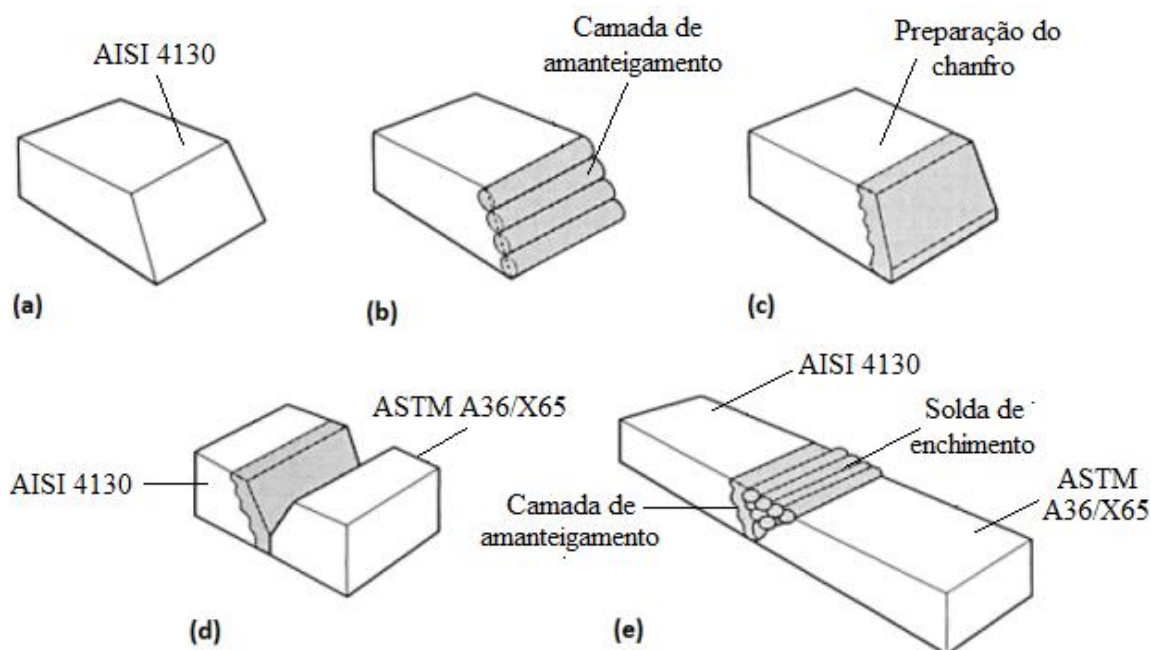


Figura 2. 10. Representação esquemática de uma solda de amanteigamento. Adaptado de Dissimilar Metals (1982).

Já na Figura 2.11 pode ser observada a macrografia de uma junta amanteigada com ligas de níquel (inconel 625 e 725). Essa junta dissimilar foi realizada no trabalho de Olden (2003), onde o mesmo analisou os efeitos do tratamento térmico pós soldagem na interface de amanteigamento.

De acordo com Fratari, Schwartzman e Scotti (2009), no processo de amanteigamento o metal de adição utilizado nele deve possuir algumas características em relação ao substrato, são elas:

- 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 susceptibilidade 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);
- ZTA no substrato não susceptível a trincas.

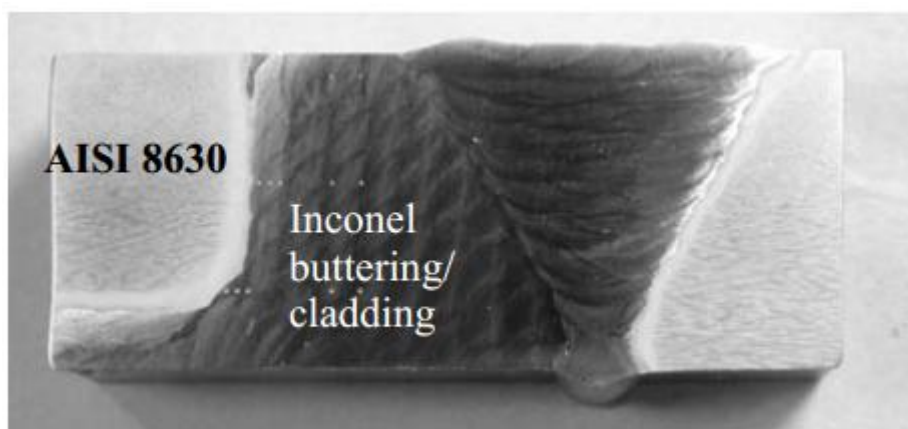


Figura 2. 11. Macrografia de uma junta amanteigada. Olden (2003).

Mesmo buscando as características citadas acima, Cantarin (2011) e Costa (2013) afirmam em seus trabalhos que podem ocorrer falhas na região da interface do amanteigamento devido à diferença de composição química entre os materiais envolvidos. Batista (2016) cita a formação de zonas parcialmente diluídas (ZPDs), microfases e carbonetos de elevada dureza como alguns dos possíveis problemas na interface do amanteigamento devido a esse elevado gradiente de composição química e que podem resultar em um comprometimento na tenacidade do conjunto e originar trincas devido à presença de hidrogênio. Batista ainda relata que todos estes fenômenos metalúrgicos são muito dependentes da diluição, que por sua vez depende principalmente da energia e do processo de soldagem e que a temperatura de pré-aquecimento e de interpasse podem também exercer uma influencia significativa sobre este fenômeno.

Em relação à diluição, alguns autores (Pontes, 2012; Pessoa, 2009 e Fratari, 2010) explicam que é de grande importância na operação de amanteigamento buscar formas de

minimizá-la, ou seja, diminuir o quanto de volume de metal de adição penetra no metal de base durante a soldagem na formação da zona fundida. Isso acontece por motivos como o metal de adição, normalmente, ter maior valor econômico e por ele ter melhores e desejadas propriedades em relação ao substrato, logo, não há sentido misturá-los e então se busca trabalhar com menores níveis de diluição.

Porém, segundo Fratarì (2010), a alta produção exigida hoje no mercado está, normalmente, relacionada com o aumento da energia de soldagem, o que leva à maior diluição. Devido a esse aspecto, ele afirma que para obter-se uma desejada configuração no amateigamento, deve-se otimizar a regulagem dos parâmetros de soldagem e assim conseguir uma relação máxima da área de reforço pela área fundida (quanto maior a área de reforço, maior a produção e, quanto menor a área fundida, menor a diluição), mas garantindo que os cordões não apresentem defeitos geométricos.

2.3. Ligas de níquel

De acordo com Dupont *et al* (2009) apud Oliveira (2013) as ligas a base de níquel compõem umas 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 (aplicações criogênicas) como em alta temperatura.

Essas ligas oferecem uma boa resistência mecânica e à oxidação e corrosão. Algumas dessas ligas podem operar na temperatura de 85% do seu ponto de fusão por até 100.000 h (ASM, 1993).

Ainda sobre sua resistência à corrosão, Dupont *et al* (2009) apud Oliveira (2013) afirmam que em muitas condições ambientais as ligas de níquel podem apresentar resultados superiores aos dos aços inoxidáveis. Uma das razões é que diversos elementos químicos possuem uma maior solubilidade no níquel que no ferro. Por isso, várias ligas são desenvolvidas, com as mais variadas composições químicas e características. O limite de solubilidade do cromo no níquel a 1000°C, por exemplo, é em torno de 40%, enquanto que os do molibdênio, titânio e tungstênio são, respectivamente, 34, 10 e 38%. A adição desses e de outros elementos, como cobre, ferro, cobalto, alumínio, nióbio, tântalo, entre outros, possibilitam o alcance de ligas com características cada vez mais específicas, mas, por outro

lado, geram desafios tecnológicos maiores, principalmente em respeito ao controle microestrutural e das propriedades mecânicas destas ligas quando submetidas à soldagem.

De acordo com Sims et al. (1987) apud Miranda (2014), outra característica importante é que as ligas de níquel, em geral, mantem suas propriedades em temperaturas elevadas, ou até mesmo aumentam sua resistência. Desta forma, essas ligas são utilizadas na indústria petroquímica em fornos de destilação, vasos de pressão e tubos de processamento.

As ligas de níquel podem ser classificadas segundo o seu mecanismo de aumento de resistência em quatro grupos (AWS, 1996):

- Ligas com aumento de resistência por solução sólida;
- Ligas endurecíveis por precipitação;
- Ligas com aumento de resistência por dispersão de óxido;
- Ligas fundidas.

O arame eletrodo Inconel 725 (AWS ERNiCrMo-15) utilizado nesse trabalho utiliza o mecanismo de aumento de resistência por solução sólida, em que adições de alumínio, cobalto, cobre, cromo, ferro, molibdênio, titânio, tungstênio e vanádio contribuem para o aumento de resistência da matriz através de solução sólida (AWS, 1996). Essas ligas geralmente não apresentam maiores problemas de soldabilidade, porém, 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.

O fator limitante, que impede o uso dessas ligas em larga escala é o seu elevado custo, de forma que são aplicadas normalmente quando outros metais não fornecem as propriedades desejadas. No entanto, quando critérios de custos referentes à vida útil dos materiais são levados em consideração, a utilização das ligas de níquel de forma apropriada pode permitir uma melhor relação custo-benefício (PLANT, 2000). Dessa forma, a fim de se beneficiar de suas boas características e reduzir os altos custos dela, estas ligas muitas vezes são utilizadas em forma de amanteigamento depositado sobre um aço de menor custo.

2.3.1. Ligas de níquel em amanteigamento

Cada vez mais cresce no setor de petróleo e gás a necessidade de equipamentos fabricados com materiais que proporcionem uma boa combinação entre resistência mecânica e resistência à corrosão. Materiais com essas características (aços inoxidáveis, ligas de níquel, entre outros) já são bem conhecidos pelas empresas deste setor, no entanto, a aplicação dos

mesmos na forma de equipamentos maciços eleva substancialmente os custos de fabricação, o que leva a inserção destes materiais apenas em regiões mais críticas do equipamento, como a superfície interna de um tubo por onde são escoados petróleo ou seus derivados, para melhorar a resistência à corrosão naquela região, ou como o material de enchimento e/ou amanteigamento (ligas de níquel) de uma junta a ser soldada, de forma a tentar eliminar tratamentos térmicos posteriores (OLIVEIRA, 2013).

As ligas de níquel vêm ganhando destaque em amanteigamentos devido às boas características que apresentam, como resistência mecânica, resistência à corrosão e a oxidação e por sua estabilidade, sobretudo mecânica, em temperaturas elevadas.

Segundo Silva *et al* (2012), do ponto de vista metalúrgico, a deposição destas camadas de revestimentos é um procedimento complexo, pois ocorre a fusão e a solidificação de um volume de metal composto por dois materiais diferentes em termos de composição química, estrutura cristalina, microestrutura e físicas.

De forma geral, em se tratando da aplicação de ligas de níquel em procedimentos de soldagem de amanteigamento, duas questões merecem destaque: a interface dissimilar aço/níquel, bem como o surgimento de um gradiente de composição elevado e as propriedades mecânicas da mesma. Tais motivos são temáticas de inúmeras pesquisas acerca deste tema.

Uma grande quantidade de pesquisas (BANOVIC *et al.*, 2002; BEAUGRAND *et al.*, 2009b; FENSKE *et al.*, 2012; RAO, 2009; SILVA *et al.*, 2013) já foi realizada com o intuito de avaliar e caracterizar a compatibilidade de ligas de níquel com os mais diversos tipos de aço, seja em relação a revestimento (resistência à corrosão) ou união (ductilidade) desses materiais.

Agiar (2010) e Silva (2010) apud Oliveira (2013) estudaram o revestimento de aços baixo carbono com ligas de níquel utilizando os processos MIG/MAG e TIG, respectivamente. Esses autores encontraram condições de soldagem com valores mínimos de diluição e observaram como o teor de ferro resultante em cada depósito influenciava as propriedades mecânicas e metalúrgicas do revestimento.

Simas (2015) analisou a interface do aço ASTM A694 F65 revestido através de soldagem TIG com a liga de níquel Inconel 625, e, como resultados, obteve na interface uma região conhecida por zona parcialmente diluída (ZPD) com elevados valores de dureza, ficando essa propriedade ainda mais acentuada após realização de tratamento térmico pós-soldagem.

Oliveira (2013) em suas pesquisas também relatou a presença de ZPD (por ele chamadas de ZADs) na interface do amanteigamento dos aços AISI 8630M e ASTM A182 F22A com Inconel 625 através do processo de soldagem MIG/MAG. Este autor encontrou que a interface dissimilar apresentou composição química intermediária entre os aços utilizados e a liga de níquel, sendo essa interface chamada de zona de alta diluição (ZAD). Tais ZADs apresentaram pontos de microdureza elevada e mesmo nas amostras submetidas a TTAT não foi possível reaver essas regiões.

Beltrão (2017) observou em seu estudo do amanteigamento do aço AISI 4130, com as ligas de níquel (Inconel 625 e 725), que os níveis de microdureza em regiões da interface do amanteigamento dissimilar, tiveram picos de dureza que variam entre 350 a 584 HV0,01 e que as microdurezas encontradas nessas regiões nas amostras com TTAT foram semelhantes as encontradas nas amostras sem TTAT. Em seu estudo o TTAT não foi suficiente para eliminar as regiões de elevadas durezas.

Sendo assim, no quesito interface dissimilar de juntas de aço sodadas com liga de níquel, um dos problemas mais estudado está relacionado à formação de zonas de elevada dureza, com microestrutura martensítica ou até mesmo austenítica, presentes na interface mesmo após realização de tratamentos térmicos de alívio de tensões, conforme foi exposto relato de alguns trabalhos.

2.3.2. Liga de níquel Inconel 725

O Inconel 725 é uma liga de níquel de alto desempenho, a qual detém importantes propriedades necessárias a aplicações em ambientes desafiadores, como na indústria naval, processamento químico, aeroespacial e de petróleo e gás.

A liga 725 é ideal para aplicações em componentes submetidos a altas temperaturas, com alta resistência à corrosão e alta resistência mecânica. A resistência desta liga é obtida por tratamento térmico, mantendo a ductilidade e a tenacidade elevadas. Destaca-se também que essa liga é conhecida por ser resistente à fragilização pelo hidrogênio e à corrosão sob tensão (SPECIAL METALS CORPORATION, 2005).

De acordo com Shoemaker (2005), a liga Inconel 725 exibe composição química muito similar ao Inconel 625, exceto pelo teor de titânio, o qual é aumentado de 0,3% para 1,5%, alteração que traz a ela melhorias em relação ao seu endurecimento por precipitação, tendo assim uma liga com tempo de endurecimento melhorado. Em essência, o Inconel 725 exibe a excelente resistência à corrosão da liga 625 aliada às excelentes propriedades de

resistência da liga 718. A composição química da liga 725, comparada às 625 e 718, pode ser observada na Tabela 2.1.

A liga 725, assim como sua antecessora (Inconel 625), possui uma grande variedade de aplicações em meios corrosivos. No entanto, uma vez que é endurecida por precipitação, as aplicações são normalmente limitadas a temperaturas de operação um pouco mais baixas (SHOEMAKER, 2005). Entretanto, dados apresentados pela Special Metals Corporation (2005) mostram que, em determinadas condições, a liga 725 pode ter melhor desempenho em corrosão sob tensão e corrosão por frestas a mais altas temperaturas do que a liga 625.

Tabela 2. 1. Composição química (%) do Inconel 725. Wirth (2018).

	Ni	Cr	Mo	Nb	Ti	Al	C	Mn	Si	P	S	Fe	Co	B	Cu
In 725	55,0 - 59,0	19,0 - 22,5	7,0 - 9,5	2,75 - 4,0	1,0 - 1,7	0,35 máx.	0,03 máx.	0,35 máx.	0,20 máx.	0,015 máx.	0,010 máx.	bal.	-	-	-
In 625	58,0 mín.	20,0 - 23,0	8,0 - 10,0	3,15 - 4,15 ¹	0,40 máx.	0,40 máx.	0,10 máx.	0,50 máx.	0,50 máx.	0,015 máx.	0,015 máx.	5,0 máx.	1,0 máx. ²	-	-
In 718	50,0 - 55,0 ¹	17,0 - 21,0	2,8 - 3,3	4,75 - 5,50 ³	0,65 - 1,15	0,20 - 0,80	0,08 máx.	0,35 máx.	0,35 máx.	0,015 máx.	0,015 máx.	bal.	1,0 máx. ²	0,006 máx.	0,30 máx.

¹ mais Co. / ² se determinado. / ³ mais Ta.

Sua boa soldabilidade a coloca como uma alternativa de alta resistência para produtos que são geralmente soldados com a liga 625, permitindo a fabricação de peças complexas para equipamentos que exigem maior resistência em ambientes corrosivos (BHAVSAR, 2001).

Apesar dos escassos estudos acerca desta liga, pode-se concluir que devido às suas propriedades ela é uma ótima candidata para aplicações em equipamentos submarinos que requerem alto desempenho mecânico e resistência à corrosão.

2.4. Aços baixa liga

Os aços médio carbono baixa liga são aços estruturais com teor de carbono que geralmente varia entre 0,25 e 0,50% e que não possuem mais do que 5% de elementos de liga em sua composição (ASM, 1993).

Com o intuito de se obter resistência e tenacidade, são adicionados a esses aços elementos de liga que propiciam o alcance dessas propriedades através de tratamentos térmicos de têmpera, onde é obtida uma microestrutura martensítica, e de revenimento para alívio de tensões internas geradas na têmpera e ajuste fino de propriedades mecânicas desejadas (FILHO, 2014).

Os aços baixa liga são materiais soldáveis que mediante tratamentos térmicos (pré e pós soldagem) e controle da temperatura de interpasse propiciam propriedades mecânicas adequadas para diversas aplicações (ASM, 1993; GOULD, 2010). A necessidade desses procedimentos de soldagem para se evitar a falha prematura de componentes fabricados com estes materiais decorre da baixa soldabilidade desses aços, que por sua vez é ocasionada por sua alta temperabilidade. Porém, em muitos casos, tais medidas não são suficientes para garantir a integridade da junta.

O maior problema encontrado na soldagem desses aços, principalmente quando trata-se de soldagem dissimilar, é a ocorrência de falhas prematuras dos componentes devido à fissuração por hidrogênio ou trincas induzidas pelo hidrogênio, o que gera o início de fratura frágil ou por fadiga.

A fissuração induzida por hidrogênio ou trinca a frio, segundo Mishler (1976) apud Oliveira (2013), é um tipo de fissuração comum em componentes soldados e certamente um dos mais perigosos. A trinca acontece em temperaturas abaixo de 200°C e frequentemente se revela dias após a operação de soldagem, necessitando assim que inspeções tenham de esperar por volta de 48h para serem executadas. Esse tipo de trinca é mais comum na zona afetada pelo calor (ZTA), perto da 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, quanto transgranular. As trincas frequentemente nucleiam em pontos de altos níveis de tensão, como na raiz, por exemplo.

Exemplos dessas trincas podem ser vistas, macroscopicamente, na Figura 2.12.

Três condições simultâneas são necessárias para a ocorrência destas fissurações por hidrogênio ou trinca induzida pelo hidrogênio: presença de tensões trativas, presença de hidrogênio e microestrutura frágil. Em virtude disto, buscando minimizar, ou até excluir, as chances de ocorrência das trincas em questão, deve-se atuar nestas três condições acima.

Quanto à presença de tensões trativas, elas podem ser tanto externas, quanto residuais do processo de soldagem, além de possíveis defeitos geométricos do cordão de solda.

Já o mecanismo exato para explicar a interação do hidrogênio com as tensões trativas responsáveis pela nucleação de trincas não é claro. A teoria original diz que os átomos de hidrogênio difundem para vazios como micro poros, interfaces entre inclusões e a matriz, e outras descontinuidades onde se combinam para formar H_2 . A molécula não pode difundir e então o hidrogênio é aprisionado, a menos que a molécula seja dissociada na superfície de onde está aprisionada. Elevadas pressões são acumuladas até que ocorre uma espécie de “explosão” localizada que inicia a trinca (MISHLER, 1976). Essa teoria serve como um bom

modelo qualitativo na tentativa de explicar os aspectos da fissuração induzida pelo hidrogênio.

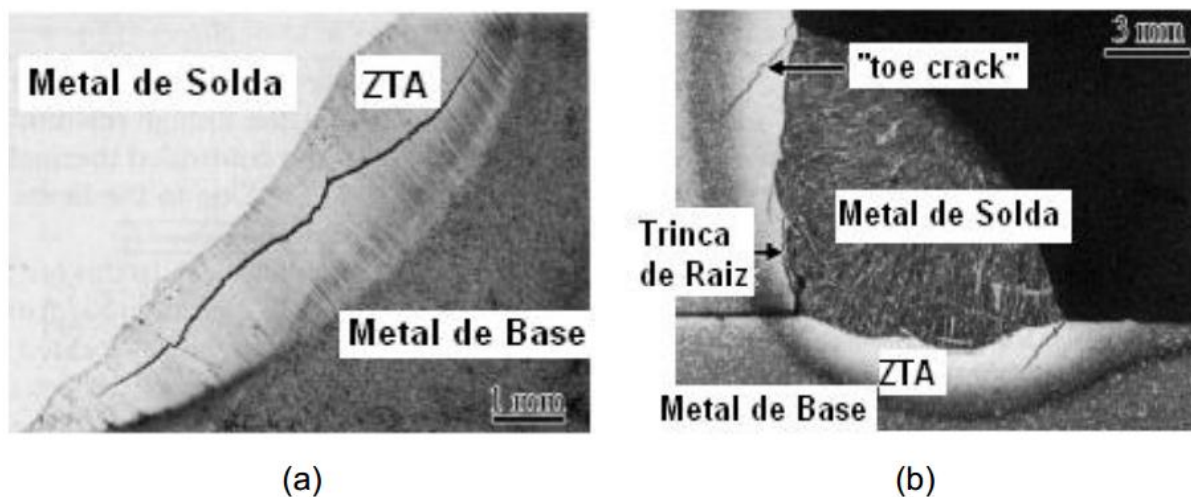


Figura 2. 12. Macrografia de trincas induzidas por hidrogênio. (a) Trinca ocorrida na direção perpendicular ao metal de adição e (b) Trinca ocorrida no topo do cordão e no fundo do cordão entre o metal de adição. Fenske (2010).

Relacionado às Microestruturas de elevada dureza (frágeis), Oliveira (2013) explica que particularmente a martensita é, em geral, mais sensível à fissuração pelo hidrogênio. 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, é uma estrutura típica de aços temperados e tem como propriedade a elevada dureza e fragilidade (FILHO, 2014).

Neste contexto, através do valor do carbono-equivalente, que representa o efeito dos diversos elementos de liga na temperabilidade do material, avalia-se a sensibilidade do metal base à fissuração pelo hidrogênio.

A Equação 2.2, desenvolvida pelo Instituto Internacional de Soldagem (IIW), é muito utilizada no cálculo desse carbono-equivalente. Nela, a influência relativa desses elementos é colocada em termos de percentual do carbono, trazendo como resposta que quanto maior o valor do carbono-equivalente (CE) de um aço, maior será a sua sensibilidade à fissuração.

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

Baseado nesta equação, um critério simples considera que se o $CE < 0,4$ o aço é pouco sensível à fissuração e, se caso $CE > 0,6$, o material é fortemente sensível, necessitando assim de técnicas de soldagem que busquem minimizar os efeitos microestruturais, já valores intermediários a estes dois valores indicam uma moderada sensibilidade à fissuração.

Nesta avaliação da suscetibilidade do aço à fragilização por hidrogênio, pode-se também optar pelo diagrama de Graville, conforme pode ser visto na Figura 2.13, que relaciona o seu teor de carbono e o seu carbono equivalente. Com a relação desses dois parâmetros, identifica-se em qual região o material se enquadra e assim descobre-se qual a sua susceptibilidade.

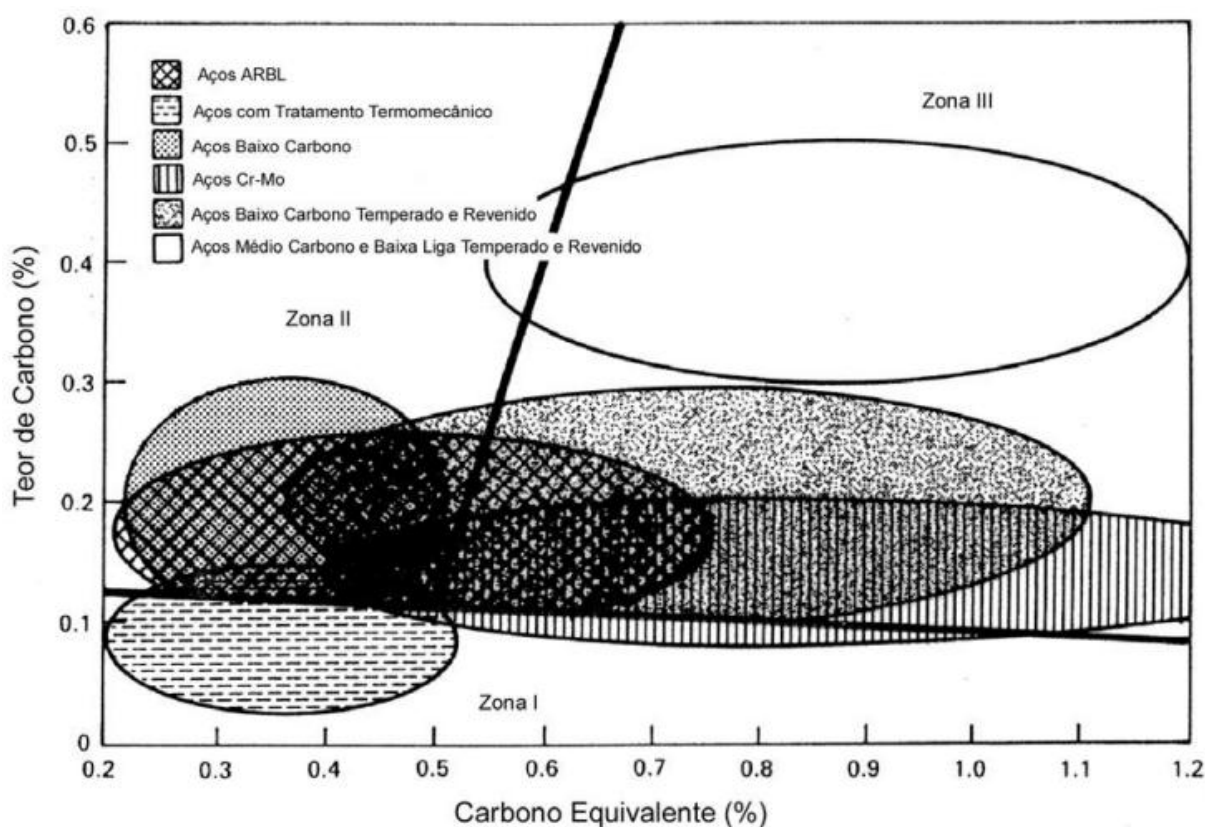


Figura 2. 13. Diagrama de Graville. Azevedo (2002).

Neste diagrama, a zona I abrange os aços com baixo teor de carbono, sendo eles pouco susceptíveis à fragilização por hidrogênio, fato considerado até improvável. Na zona II estão os aços baixa liga, nela há um aumento na possibilidade de fragilização por hidrogênio e estes aços, quando aplicados, necessitarão de cuidados quanto à sua temperatura de pré-

aquecimento, bem como, de tratamentos térmicos pós soldagem apropriados, com o intuito de se diminuir a velocidade de resfriamento e evitar a formação de fases duras. Já a zona III é considerada a região crítica do diagrama, os aços encontrados nela possui elevados teores de carbono e elevada temperabilidade, resultando em elevada tendência à fragilização por hidrogênio.

Como já dito, para que um material venha a desenvolver trincas a frio, é necessário que as três condições citadas anteriormente (tensões trativas, hidrogênio e microestrutura frágil) apresentem intensidades consideráveis. Sendo assim, se alguma dessas condições for eliminada ou então reduzida a níveis mínimos, a possibilidade de formação de trincas a frio no material será consideravelmente reduzida.

As tensões residuais e as trativas externas são difíceis de controlar, mesmo através de tratamentos térmicos de alívio de tensões, que muitas vezes tornam-se inviáveis economicamente e logisticamente. O hidrogênio é outro fator difícil de controlar, pois o ambiente, o processo de soldagem, os consumíveis, entre outros, sempre servirão como uma fonte de hidrogênio para a solda, e, infelizmente, mesmo com todos os cuidados durante a operação, sempre existirá certa quantidade de hidrogênio difusível na solda. Quando trata-se de juntas dissimilares submetidas a ambientes submarinos, este último fator se torna ainda mais crítico, pois esses componentes, a fim de protegê-los melhor contra a corrosão, são submetidos à proteção catódica a qual libera íons de hidrogênio durante a reação eletroquímica, e assim a junta fica constantemente submetida à este hidrogênio o qual é absorvido por ela e parte dele tende a se acumular na região da interface dissimilar (menor difusividade e maior solubilidade em estruturas CFC) até que a junta inicie um processo de falha.

Considerando estes motivos, de acordo com Oliveira (2013), uma última alternativa para evitar a formação das trincas em questão é o controle microestrutural da junta ou componente revestido com o intuito de minimizar ou até mesmo eliminar as regiões frágeis que fatalmente se formam nestes tipos de aços. Esse controle microestrutural não é simples de ser realizado, mas é possível através da aplicação de técnicas de soldagem.

2.4.1. Aço SAE 8630 modificado

O aço baixa liga SAE 8630M é uma variação do aço SAE 8630, sendo essa modificação realizada para garantir propriedades mecânicas constantes e superiores aos requisitos mecânicos, geralmente estipulados pela norma NACE MR0175, para fabricação de

componentes da indústria dos setores de petróleo e gás. No aço SAE 8630M são encontrados maiores teores de C, Cr, Ni e Mo que o aço AISI 8630, além de ser adicionado elementos químicos refinadores de grão. Nas Tabelas 2.2 e 2.3 podem ser observadas as composições químicas dos aços SAE 8630 e SAE 8630M, respectivamente.

Tabela 2. 2. Composição química do aço SAE 8630 em % massa. Almeida (2014).

C	Mn	Si	Ni	Cr	Mo	P	S	Nb	V	Ti
0,280	0,700	0,150	0,400	0,400	0,150	0,035	0,040			
-	-	-	-	-	-	Máx.	Máx.	-	-	-
0,330	0,900	0,350	0,700	0,600	0,250					

Tabela 2. 3. Composição química do aço SAE 8630M em % massa. Almeida (2014).

C	Mn	Si	Ni	Cr	Mo	P	S	Nb	V	Ti
0,280	0,750	0,150	0,700	0,800	0,350	0,025	0,025	0,005	0,005	0,005
-	-	-	-	-	-	Máx.	Máx.	Máx.	Máx.	Máx.
0,330	0,950	0,350	0,900	1,000	0,450					

Alguns desses elementos de liga adicionados são considerados fortes formadores de precipitados, tais como: vanádio, titânio e nióbio. Os carbonetos e nitretos formadores destes elementos são considerados partículas estáveis, que se precipitam na matriz e inibem o movimento dos contornos de grãos durante o tratamento térmico, dificultando assim o crescimento de grãos e garantindo um maior refino da microestrutura.

CATARIN (2011) comparou a tensão de escoamento e a dureza, entre o aço AISI 8630 e AISI 8630M. Na ocasião, o aço AISI 8630M apresentou melhor resistência mecânica comparado ao aço AISI 8630, o que evidencia as alterações realizadas pelos elementos de liga buscando obterem-se melhores condições de utilização do material.

As modificações no aço SAE 8630 para se tornar o SAE 8630M garantem a ele um limite de escoamento de até 586 Mpa (85 Ksi) sem ultrapassar a dureza de 22 HRC, requisitos essenciais para garantir a resistência à corrosão sob tensão em meios contendo H₂S, segundo a norma NACE MR0175.

Esse aço geralmente é aplicado em ambientes agressivos, como em instalação subaquáticas, necessitando, além das propriedades já citadas, de uma boa resistência à corrosão. Porém este tipo de aço geralmente não a apresenta e em função disso, uma das

formas de se “compensar” é a utilização de revestimento como amanteigamento em sua superfície através de um material com características mais resistentes a esse tipo de problema.

Quando soldado, este aço apresenta predominantemente uma microestrutura martensítica na ZTA e, para melhorar sua proteção contra corrosão, seus componentes geralmente ficam sob proteção catódica, o que aliado à microestrutura resultante na soldagem traz os problemas relatados no tópico anterior.

2.5. Zonas parcialmente diluídas

Quando se realiza a soldagem de materiais dissimilares há a ocorrência da formação de pequenas zonas descontínuas, duras e frágeis ao longo da interface da linha de fusão. Estas regiões de ordem micrométrica possuem uma variação química específica, mas intermediária entre o metal de base e o metal de adição (CANTARIN, 2011).

Essas zonas são conhecidas por diferentes termos, a depender do autor podem ser denominadas de “zonas de alta diluição”, “zonas não misturada”, “zonas parcialmente misturadas”, “zonas empobrecidas de metal de adição”, “zonas duras”, entre outros (OLIVEIRA, 2013; BAESLACK et al., 1979; BEAUGRAND et al., 2009b; DOODY, 1992; KEJELIN et al., 2007; OMAR, 1998; SILVA et al., 2013; YANG e KOU, 2007). No desenvolvimento deste trabalho adotaremos a denominação de ROWE et al (1999), logo, essas regiões serão aqui tratadas por Zonas Parcialmente Diluídas (ZPDs).

Um grande desafio é identificar a quantidade e a localização dessas regiões por não serem evidentes e nem contínuas. A presença destas regiões provoca diferenças de comportamento durante o ataque para revelar a microestrutura e pode provocar modificação das propriedades mecânicas da junta soldada (CANTARIN, 2011). Na figura 2.14 observa-se a presença da ZPD entre o metal de adição (MA) e o de base (MB).

As ZPDs através de diferentes modos podem afetar negativamente a interface dissimilar da solda e levar a junta à falha por corrosão, fissuração por hidrogênio, trincas por corrosão sob tensão em meios contendo H_2S , perda de resistência mecânica, sobretudo tenacidade (GOULD, 2010; KEJELIN, 2012; KOU e YANG, 2007).

Savage *et al* (1976), um dos pioneiros no estudo de interfaces dissimilares, atribuiu à formação de ZPDs, chamadas pelo mesmo de zonas não misturadas, a existência de uma camada estagnada de metal de solda líquido e/ou de um fluxo laminar do mesmo imediatamente adjacente ao metal de base sólido, uma vez que mesmo com o movimento turbulento da poça de fusão, a velocidade do líquido deve se aproximar de zero na interface

sólido/líquido. A Figura 2.15 mostra um esquema da poça de fusão dissimilar proposto pelos mesmos autores.

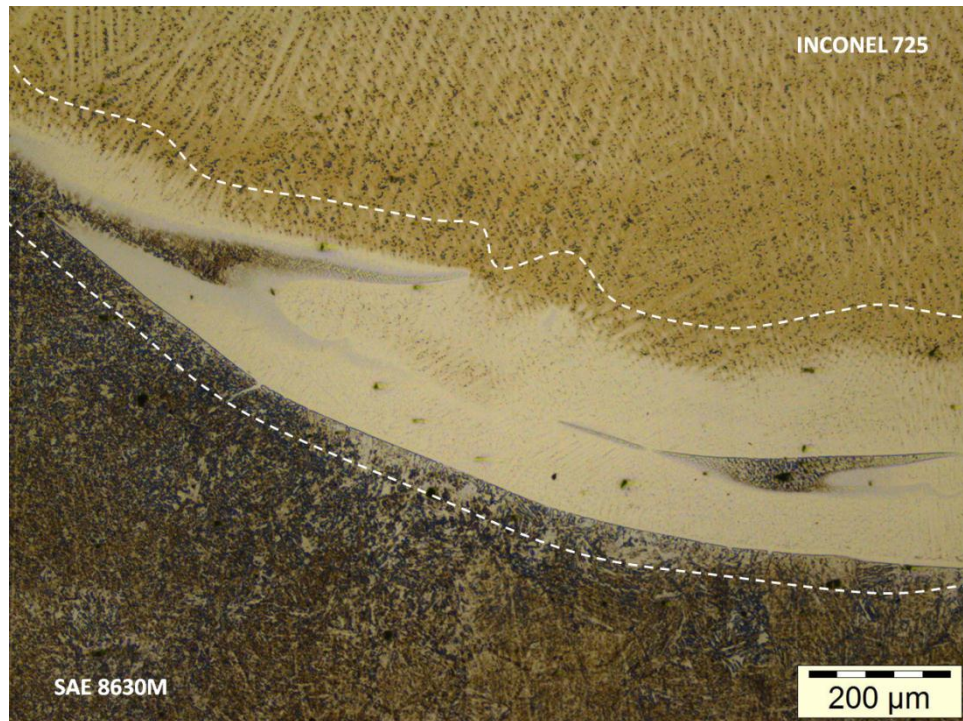


Figura 2. 14. Detalhe da ZPD na interface dissimilar do amanteigamento do aço SAE 8630M com Inconel 725. Autor (2018).

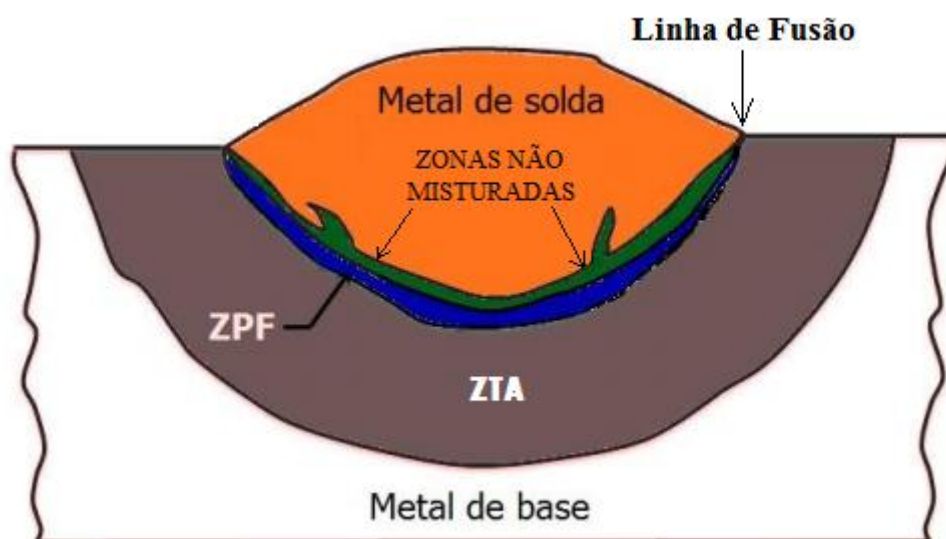


Figura 2. 15. Esquema da poça de fusão proposto por Savage et al. Adaptado de Baeslack (1979).

Em relação às propriedades mecânicas de interfaces dissimilares com ZPDs, elas são responsáveis pela presença de regiões de dureza na faixa das estruturas martensítica (acima de 400 HV), sendo assim regiões que constituem sítios favoráveis à nucleação e propagação de trincas (BEAUGRAND *et al*, 2009; GITTOS, 2008; OLDEN *et al*, 2003; ROWE *et al*, 1999; SAVAGE e SZEKERES, 1967).

Diversos estudos vêm sendo realizados acerca das ZPDs presentes em interfaces dissimilares. Ensaio de mecânica da fratura têm sido realizados na tentativa de avaliar a tenacidade da interface dissimilar dessas juntas. Pope *et al* (2005) e Gittos e Gooch (1992), Apud Oliveira (2013), por meio de ensaios de CTOD encontraram que os corpos de prova com menor tenacidade tiveram a trinca nucleada em regiões de ZPD com microestrutura martensítica e dureza superior a 400 HV.

Diferentes autores (Beaugrand *et al*, 2009; Doody, 1992) em seus estudos classificaram as regiões presentes nas ZPDs conforme mostradas de forma esquemática na Figura 2.16.

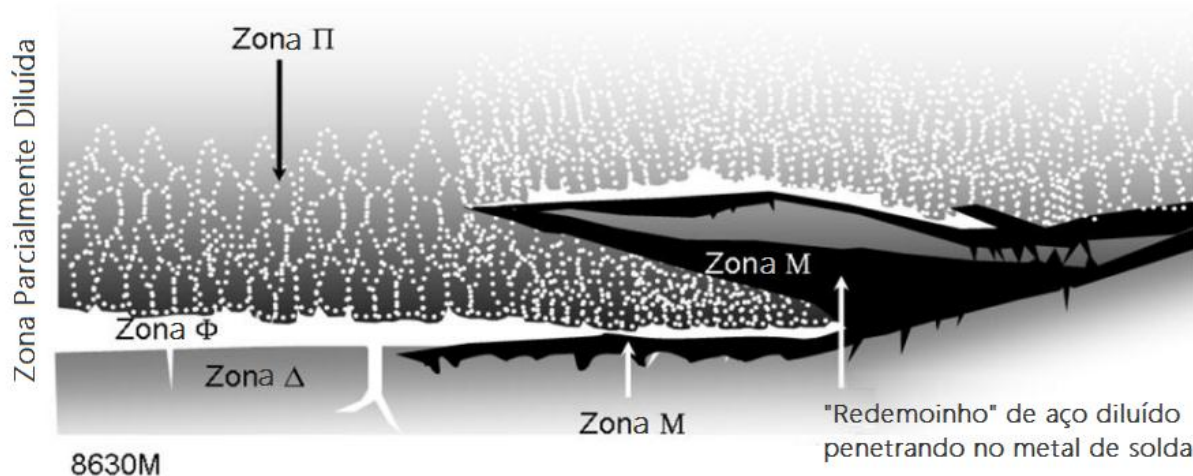


Figura 2. 16. Nomenclatura adotada por Beaugrand *et al* para as microestruturas encontradas na Zona Parcialmente Diluída. Adaptado de Beaugrand *et al* (2009).

Beaugrand *et al* (2009) sugeriram a nomenclatura descrita abaixo para as microestruturas encontradas na ZPD.

- Metal de base aço de baixa liga (8630, 4130 ou F22). Microestrutura ferrítica típica;
- Dedos: Penetrações de metal de solda altamente diluído, com alto teor de Fe, através dos contornos de grão da austenita prévia;

- Zona Δ : 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: Zona martensítica, rica em ferro, não é contínua ao longo da interface e é mais comum na região entre passes. Estrutura tetragonal de corpo centrado (TCC).
- Zona Φ : Zona de solidificação planar presente ao longo de toda a interface. Possui estrutura CFC, austenítica, com grande quantidade 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 carbeto (FENSKE *et al*, 2012; DODGE *et al*, 2013).
- Zona π : Região parcialmente misturada, de matriz austenítica com grande quantidade de precipitados interdendríticos de alto número atômico (ricos em Mo e Nb);
- Metal de solda com composição correspondente à diluição global da solda.

Outra nomenclatura, adotada por Doody (1992), faz uma analogia das ZPD com conceitos geográficos, conforme pode ser visto abaixo:

- Praias: Faixas finas e estreitas ao longo da linha de fusão, conforme pode ser observado na Figura 2.17b;
- Ilhas: Regiões inteiramente envolvidas pelo metal de solda, conforme pode ser observado na Figura 2.17a e 2.17b;
- Baías: Região ligada ao metal de solda parcialmente circundada pelo metal de base, presente na figura 2.17a;
- Península: Região ligada ao metal de base parcialmente circundada pelo metal de solda, presente na figura 2.17a.

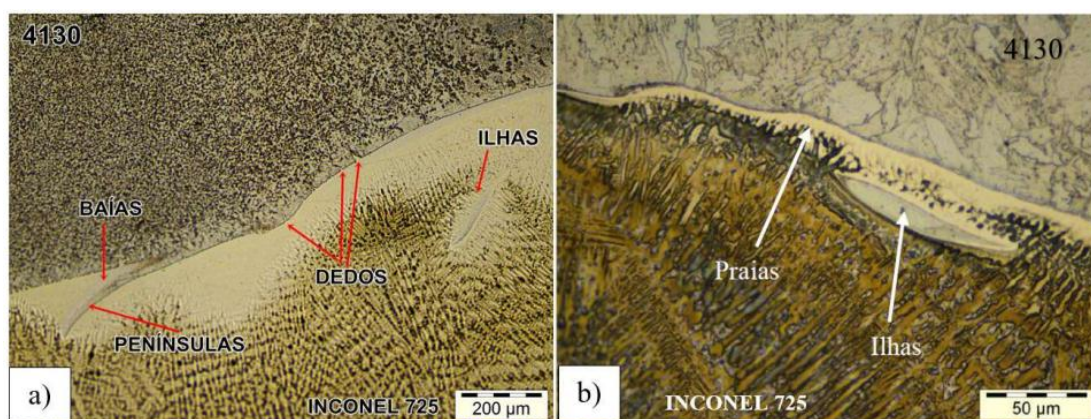


Figura 2. 17. Micrografia da interface dissimilar do AISI4130/Inconel725, com a presença das regiões denominadas por Doody. Beltrão (2017).

2.6. Tratamento térmico de alívio de tensões

As tensões residuais na soldagem são tensões internas geradas na peça devido ao aporte térmico aplicado, a existência de gradientes térmicos em diferentes pontos da peça, as restrições impostas na junta soldada, etc.. Os gradientes térmicos causam dilatação térmica não uniforme, ocorrendo assim tensões de contração e expansão na peça. As regiões do material metálico sujeitas à alta temperatura tendem a expandir, enquanto suas adjacências resistem a essa expansão. Similarmente, quando a peça de fusão sofre resfriamento o material contrai, aparecendo assim tensões de tração nas regiões da zona fundida e da ZTA. Ao final do resfriamento, estas tensões permanecem no componente soldado na forma de tensões residuais. A magnitude dessas tensões residuais chega a ser de até a ordem da tensão limite de escoamento do material e podem reduzir a vida em fadiga e acelerar processos corrosivos, além de facilitar o trincamento em regiões de baixa tenacidade (fragilizadas).

Sendo assim, recomenda-se a utilização de um tratamento térmico de alívio de tensões (TTAT) pós-soldagem. Esse tratamento realizado pós-soldagem é conhecido internacionalmente como PWHT (Post Weld Heat Treatment) e a realização dele, conforme pode se verificar em estudos relacionados aos efeitos do tratamento térmico no aço AISI/SAE 8630M nos trabalhos de Cantarin (2011), Pontes (2012) e Costa (2013), visa:

- Redução das tensões residuais;
- Amolecimento de regiões duras;
- Melhoria da tenacidade do metal de solda e da ZTA;
- Redução da sensibilidade à falha da corrosão sob tensão (“Stress Corrosion Cracking”).

O TTAT consiste em aquecer a peça através de taxas de aquecimento e resfriamento controlados, e manter essa peça a uma determinada temperatura, dependendo do tipo de aço, por um determinado tempo, calculado a partir da espessura da junta soldada e com base em normas. De acordo com a AWS no TTAT há o aquecimento do aço a temperaturas abaixo da zona crítica, com o objetivo de aliviar as tensões oriundas de trabalho mecânico, soldagem, corte, usinagem ou processo de solidificação da liga.

Poderão também existir efeitos metalúrgicos impostos pelo TTAT, os quais poderão afetar as propriedades da junta soldada.

Em juntas dissimilares ferrítico austenítica, o TTAT pós-soldagem pode levar à ocorrência de alguns fenômenos como o enriquecimento em carbono no metal de solda devido à difusão de carbono proveniente do aço baixa liga, o que leva a uma consequente redução da

quantidade de carbono na ZTA do aço baixa liga junto à linha de fusão, o que leva à formação de uma estrutura grosseira na ZTA do aço baixa liga. Esses fenômenos são resultados da exposição em elevadas temperaturas, não sendo observados na condição antes como soldado. A migração do carbono causa perda em resistência no lado ferrítico da junta, além de perda em tenacidade devido ao crescimento dos grãos. Por outro lado resulta num aumento da dureza do metal de solda na faixa enriquecida em carbono, a qual pode conter muitos constituintes, mas carbonetos são predominantes (FOLKHARD, 1988; KEJELIN, 2005; KOU, 2003).

Olden *et al* (2003) realizaram um estudo sobre a influência da temperatura de tratamento térmico pós-soldagem em juntas dissimilares constituídas de aço baixa liga 8630 soldados com Inconel 625 e 725. Eles observaram a perda de carbono e a formação de ferrita grosseira ao longo da ZTA do metal de base. Nesta mesma faixa onde foi verificada a difusão de carbono, gradientes de elementos de liga foram verificados. Ni, Cr, Mo, e Nb exibem um perfil decrescente do MA para o MB, enquanto que o ferro apresenta um perfil crescente. Nestas áreas, a composição química se assemelha a de um aço alta liga. Esta composição química pode levar a formação de austenita durante o TTAT, que associada com um aumento da concentração de carbono devido à difusão do aço baixa liga resulta na formação de martensita virgem de alto carbono durante o subsequente resfriamento.

Já relacionado às ZPDs presentes na interface da soldagem de dissimilares, alguns estudos (Olivera, 2013; Kejelin, 2006 e Beltrão, 2017) mostraram que o TTAT pós soldagem resultou no aumento delas, principalmente nas chamadas zonas M.

Sendo assim, o uso ou não do TTAT pós-soldagem deve ser estudado em relação a seus benefícios e malefícios que trazem ao componente soldado e devem ser adaptados conforme as exigências e normas de aplicação do aço baixa liga e de adição que compõem a junta.

CAPÍTULO III

3. MATERIAIS E MÉTODOS

Nesta sessão serão apresentados os materiais, os equipamentos e a metodologia empregada no procedimento experimental para alcançar os objetivos deste trabalho.

3.1. Materiais

3.1.1. Metal de base

Utilizou-se como metal de base o aço de alta resistência e baixa liga (ARBL) SAE 8630M, com composição química apresentada na Tabela 3.1.

Tabela 3. 1. Composição química do aço SAE 8630M, em % peso, segundo fabricante.

C	Mn	Si	P	S	Al	Nb
0,33	0,84	0,26	0,007	0,006	0,006	0,001
V	Ti	Cr	N	Cu	Mo	Ni
0,015	0,0005	0,92	0,005	0,09	0,38	0,81

3.1.2. Metal de adição

Para o metal de adição utilizou-se o arame AWS ERNiCrMo-15 (Inconel 725) com diâmetro de 1,2 mm. As Tabelas 3.2 e 3.3 apresentam, respectivamente, a composição química e as propriedades mecânicas deste material.

Tabela 3. 2. Composição química do Inconel 725, em % peso, segundo 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

Tabela 3. 3. Propriedades mecânicas do Inconel 725, segundo fabricante.

Densidade	8.31 g/cm ³ (0.300 lb/in. ³)
Intervalo de fusão	1271 - 1343 °C (2320–2449 °F)
Módulo de elasticidade	204 GPa (29.6 × 10 ⁶ psi) a 20 °C (70 °F)
Módulo de cisalhamento	78 GPa (11.3 × 10 ⁶ psi) a 20 °C (70 °F)

3.1.3. Gás de proteção

Como gás de proteção foi utilizada uma mistura gasosa com 75% de argônio e 25% de Hélio, vazão de 20 l/min, caracterizando-se como um processo de soldagem MIG (Metal Inert Gas).

3.2. Equipamentos

3.2.1. Bancada de soldagem

Na Figura 3.1 observa-se a bancada de soldagem utilizada no processo de soldagem de amanteigamento.

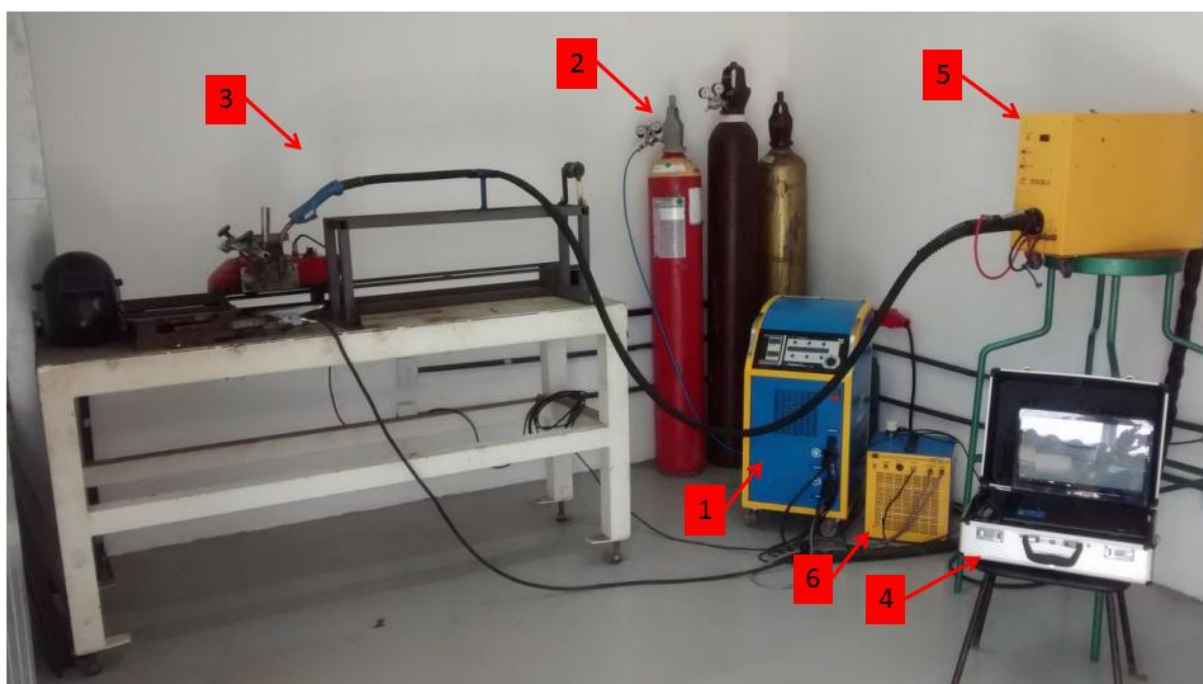


Figura 3. 1. Célula de soldagem utilizada na soldagem de amanteigamento.

Na Figura 3.1 podem ser observados:

- 1) Fonte de soldagem multi-processos - Modelo DIGI Plus A7- ARM7. 32bits, $I_{máx} = 450 \text{ A}$;
- 2) Sistema de alimentação de gás de proteção;
- 3) Sistema eletromecânico para translação da tocha;
- 4) Sistema de aquisição de dados, modelo IMC SAP-4.0;
- 5) Cabeçote alimentador de arame;
- 6) Unidade de resfriamento (bomba d'água).

3.2.2. Equipamentos para usinagem e caracterização microestrutural

Para preparação e caracterização dos corpos de prova foram utilizados diversos equipamentos. Tais equipamentos foram utilizados na usinagem, nos tratamentos térmicos, nos ensaios de microdureza e na caracterização macro e micro estrutural dos corpos de prova. São eles:

- Para usinagem dos corpos de prova: Serra de fita horizontal, fresadora ferramenteira, eletroerosionadora CNC a fio e retífica;
- Para tratamentos térmicos: Forno elétrico tipo mufla JUNG LF 4213, com capacidade de até $1300 \text{ }^{\circ}\text{C}$;
- Para caracterização microestrutural: Microscópio óptico Olympus LG-PS2 e um microscópio eletrônico de varredura (MEV) VEGA3 TESCAN;
- Para ensaios de microdureza: Microdurômetro Shimadzu Hardness Testers hmv-2 series;

3.3. Metodologia experimental

A Figura 3.2 ilustra o fluxograma da metodologia empregada neste trabalho. A mesma sequência de etapas foi adotada para ambos os modos de corrente.

As variáveis de influência foram:

- Modo de corrente de soldagem: convencional e pulsada;
- Tratamento térmico: com e sem TTAT pós-soldagem.

As variáveis de resposta foram:

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

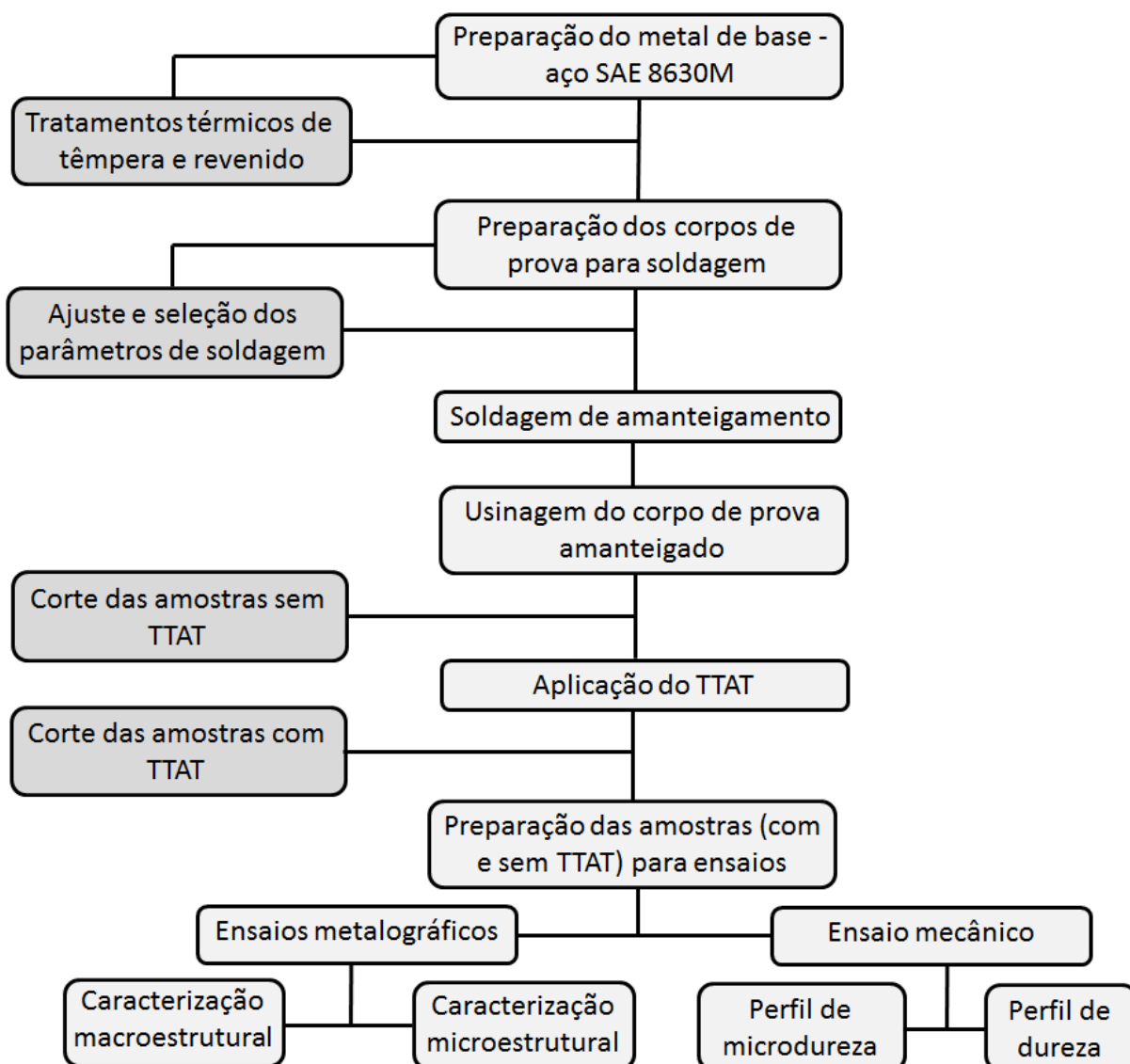


Figura 3. 2. Fluxograma das etapas do trabalho.

3.3.1. Preparação do metal de base aço SAE 8630M

As placas do aço SAE 8630M com dimensões aproximadas de 213 x 27 x 95 mm foram submetidas a procedimentos de tratamento térmico em duas etapas. A primeira etapa consistiu em realizar uma têmpera no material e a segunda um revenimento, esses procedimentos foram necessários para atender aos requisitos da norma NACE MR0175, para confecção de soldas de amateigamento em flanges para transporte de petróleo e gás. As temperaturas e os tempos utilizados nos dois tratamentos térmicos estão na tabela 3.4 e são representados esquematicamente na Figura 3.3.

Tabela 3. 4. Tratamento térmico do aço SAE 8630M: têmpera e revenimento.

Material	Tratamento	Temp. (°C)	Tempo (min)	Meio de resfriamento
SAE 8630M	Têmpera	872	60	Água
	Revenimento	677	120	Ar

Os procedimentos adotados para a realização de cada tratamento térmico do aço SAE 8630M estão mostrados na Figura 3.3.

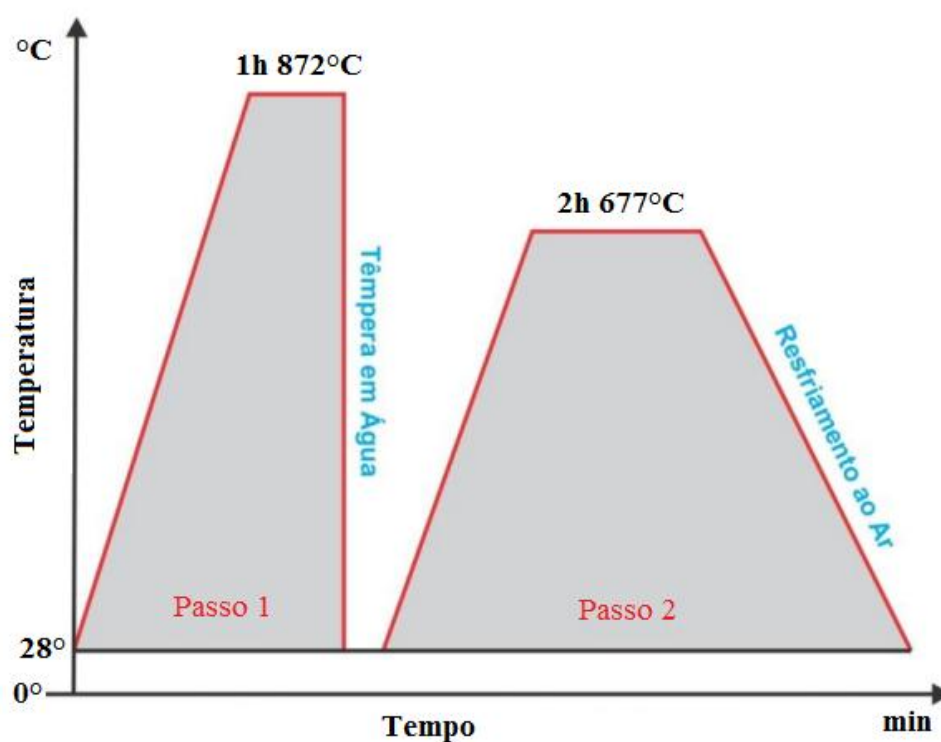


Figura 3. 3. Tratamento térmico realizado no aço SAE 8630M.

Como pode ser observado na Figura 3.3, os procedimentos foram realizados do seguinte modo:

1) Têmpera: Foram colocadas as placas recobertas com limalhas de ferro fundido em uma caixa metálica a fim de se evitar a descarbonetação do material. O forno foi utilizado com uma taxa de aquecimento de 20°C por minuto, até uma temperatura máxima de 872°C e um tempo de duração, na temperatura estabelecida, de uma hora. Depois de decorrido o tempo,

retirou-se o excesso de limalhas e realizou-se o resfriamento do material em água com agitação moderada e temperatura aproximadamente no intervalo $28^{\circ}\text{C} \leq T \leq 30^{\circ}\text{C}$.

2) Revenimento: Foi feito também com a utilização de limalhas de ferro fundido recobrindo as chapas no interior de uma caixa metálica. Os ajustes dos parâmetros do forno seguiram uma taxa de aquecimento de 20°C por minuto, até ser atingida a temperatura máxima de 677°C e um tempo de permanência nessa temperatura máxima de 2 horas. Em seguida realizou-se resfriamento ao ar.

3.3.2. Ajuste dos parâmetros da soldagem de amanteigamento

Uma série de ensaios preliminares foram realizados para selecionar os parâmetros utilizados na soldagem de amanteigamento do aço SAE 8630M com o Inconel 725. As condições de soldagem foram definidas de forma a se obter um arco estável, cordões de solda homogêneos e com qualidade superficial e a inexistência de defeitos nos cordões; buscou-se uma deposição de material o mais uniforme possível e que assim propiciasse os menores níveis de diluição.

Para monitorar os parâmetros de soldagem utilizou o sistema de monitoramento de dados IMC SAP-4.0, Figura 3.4, na seleção destes parâmetros.



Figura 3. 4. Sistema de aquisição de dados.

Os parâmetros selecionados estão mostrados na Tabela 3.5.

Tabela 3. 5. Parâmetros de soldagem para os diferentes modos de corrente.

Parâmetros para o amanteigamento do aço SAE 8630 com o Inconel 725		
Modo de soldagem	Convencional	Pulsado
Processo de soldagem	GMAW (MIG)	GMAW (MIG)
Espessura mínima do amanteigamento	9,5	9,5
Temperatura de pré-aquecimento (°C)	$240 \leq T \leq 280$	$240 \leq T \leq 280$
Temperatura de interpasse (°C)	$240 \leq T \leq 280$	$240 \leq T \leq 280$
Corrente média (A)	163	194,6
Tensão média (V)	25	25
Velocidade de soldagem (mm/s)	210	210
Velocidade do arame (m/min)	6,5	6,5
DBCP - Distância bico de contato peça	12	16
Corrente de pico - Ip (A)	-	300
Corrente de base - Ib (A)	-	131
Tempo de pico - Tp (ms)	-	3,0
Tempo de base - Tb (ms)	-	5,1
Energia de soldagem - Es (KJ/mm)	1,16	1,39

3.3.3. Preparação dos corpos de prova para soldagem de amanteigamento

A preparação das chapas de aço SAE 8630M para o amanteigamento consistiu na fixação, através de pontos de solda, de abas nas quatro arestas das peças, conforme mostra a Figura 3.5. A fixação dessas abas teve a finalidade de garantir uma deposição homogênea do cordão da solda de amanteigamento em toda a largura e extensão da chapa.



Figura 3. 5. Chapas de aço SAE 8630M com abas fixadas para realização do processo de amanteigamento.

Após essa etapa, a peça foi fixada em um suporte de aço por quatro parafusos e logo após foi preaquecida lentamente por toda sua superfície através de uma chama de oxiacetileno, conforme pode ser visto na Figura 3.6.

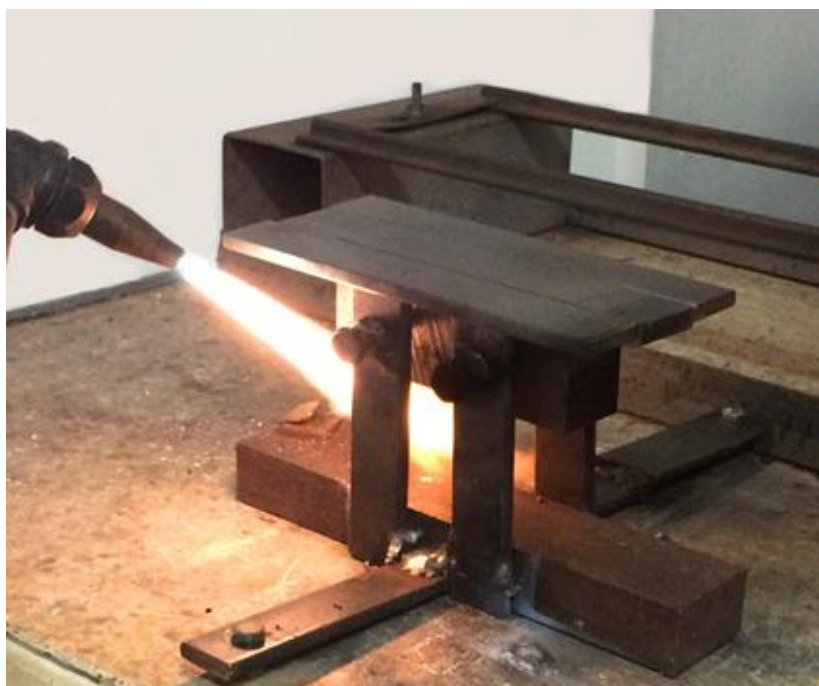


Figura 3. 6. Preaquecimento do corpo de prova fixado no suporte.

No preaquecimento buscou-se garantir uma distribuição uniforme de calor por toda sua extensão e temperatura no intervalo de 240°C a 280°C. A temperatura mínima de 240°C tem como objetivo reduzir a taxa de resfriamento, sendo também mantida a cada cordão de

solda realizado no processo de amanteigamento. Para o controle desta temperatura utilizou-se um pirômetro ótico digital com fundo de escala de 1500°C.

3.3.4. Realização da soldagem de amanteigamento

Na realização da soldagem de amanteigamento a quantidade de passes foi de acordo com a necessidade de se obter uma espessura mínima da camada de amanteigamento de 9,5mm. A tocha foi mantida perpendicular aos corpos de prova e a temperatura de interpasse foi mantida no intervalo de 240°C a 280°C. Fez-se também uso de uma sobreposição dos cordões de solda, conforme Figura 3.7.

Após a realização dos pré-testes foi definido que para o amanteigamento com modo de corrente pulsado seriam depositadas quatro camadas, sendo as três primeiras com quatro cordões e a última com três cordões. Já para o modo de corrente convencional seriam quatro camadas com quatro cordões cada. A figura 3.8 mostra esquematicamente a quantidade de cordões e camadas utilizadas nos amanteigamentos.

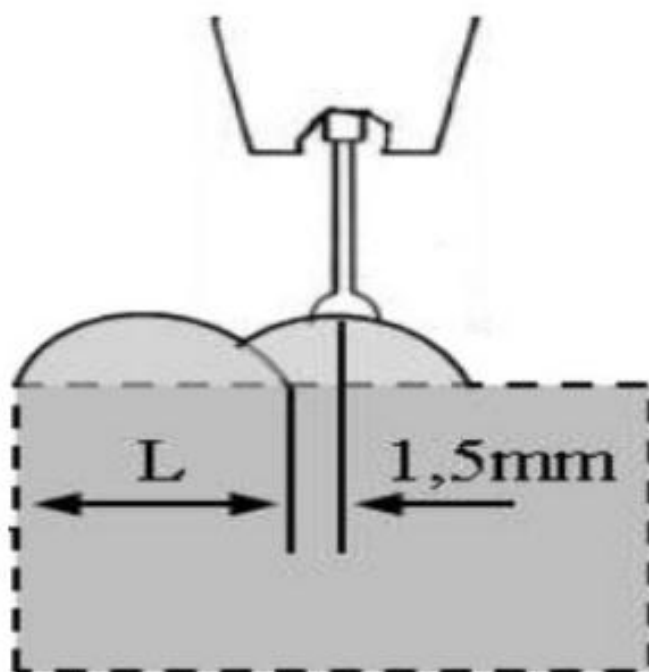


Figura 3. 7. Sobreposição dos cordões de solda.

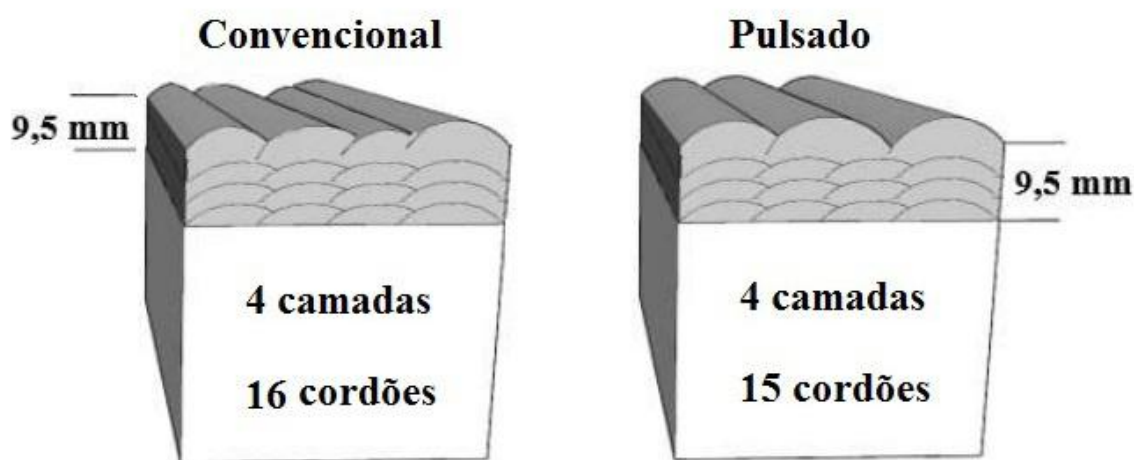


Figura 3. 8. Camadas e cordões utilizados na soldagem de amanteigamento.

Nas Figuras 3.9 e 3.10 podem ser observados os corpos de prova após realização da soldagem de amanteigamento.



Figura 3. 9. Amanteigamento com o modo de corrente convencional.



Figura 3. 10. Amanteigamento com o modo de corrente pulsada.

3.3.5. Usinagem e tratamento térmico de alívio de tensões

Concluído o amanteigamento usinaram-se as peças, através de corte por eletroerosão a fio, com a finalidade de retirar as abas adicionadas para realização da soldagem, ficando as chapas amanteigadas conforme Figura 3.11.

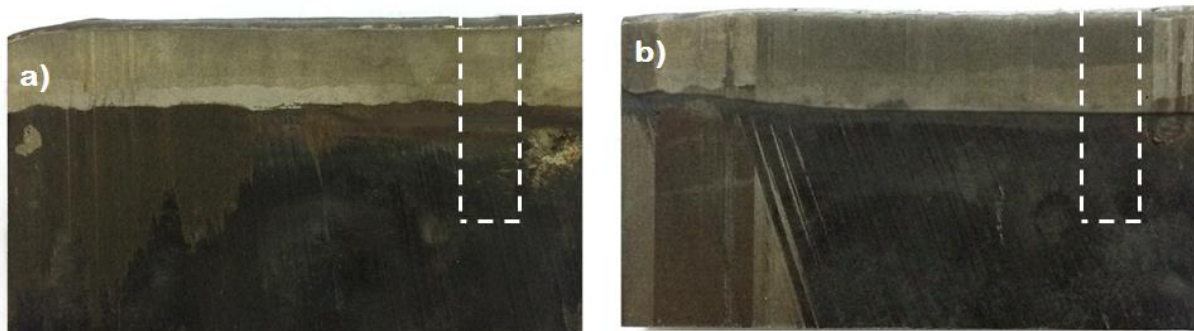


Figura 3. 11. Chapas amanteigadas após remoção das abas, sendo (a) convencional e (b) pulsada.

Em seguida, também através de corte por eletroerosão a fio, foram cortadas das chapas amanteigadas as amostras sem TTAT com dimensões de aproximadamente 40 mm x 30 mm x 10 mm.

Após a retirada das amostras sem TTAT, realizou-se o tratamento térmico de alívio de tensões nas chapas. Utilizou-se 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, Figura 3.12.

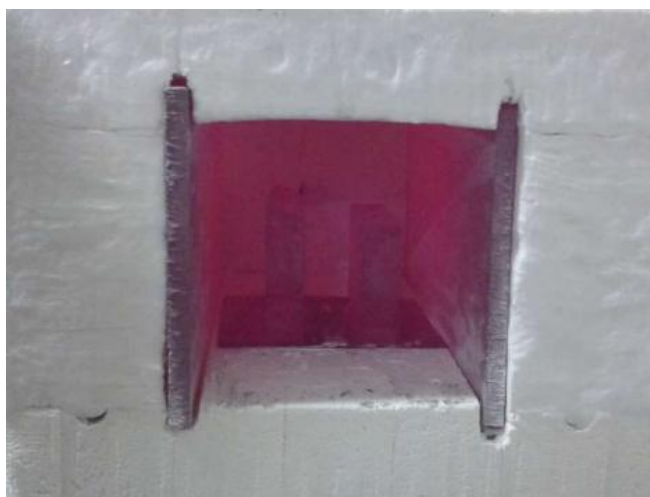


Figura 3. 12. Chapas no forno para realização de TTAT

O ciclo térmico para alívio de tensões está representado na Figura 3.13. Os corpos de provas foram submetidos a um aquecimento à taxa de $20^{\circ}\text{C}/\text{min}$ até atingir a temperatura de 677°C , permanecendo nesta por duas horas. Esta temperatura seguiu os critérios da NACE MR0175 (2003) na especificação mínima da temperatura de 620°C . Em seguida foi resfriado ao ar, intervalo da temperatura do ambiente de resfriamento: $26^{\circ}\text{C} \leq T \leq 30^{\circ}\text{C}$.

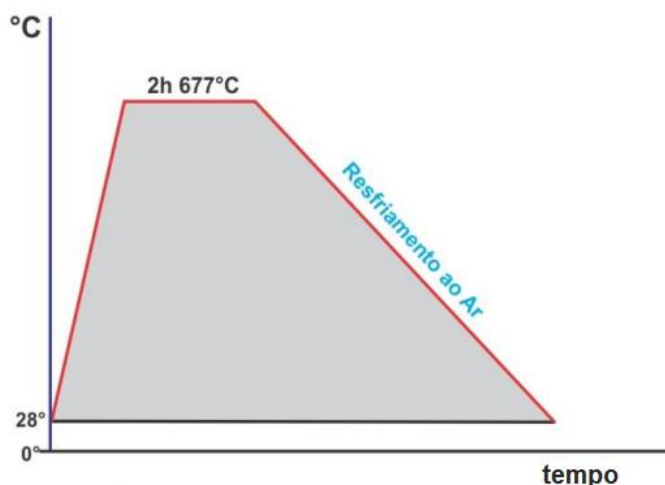


Figura 3. 13. Esquematização do TTAT estabelecido para o amantecimento.

Após o tratamento térmico para alívio de tensões, os corpos de prova seguiram novamente para a máquina de eletroerosão e assim foram cortadas as amostras com TTAT, nas mesmas dimensões das anteriores.

Na Figura 3.14 podem ser vistas, para o modo de corrente convencional, a retirada de uma amostra sem TTAT e a mesma peça logo após o TTAT. O mesmo procedimento foi adotado para o modo de corrente pulsada.

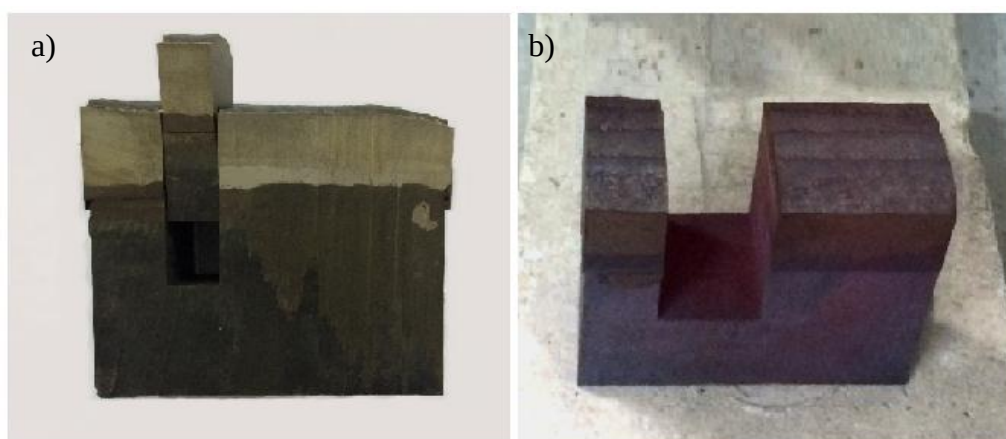


Figura 3. 14. Corpos de prova (a) sem TTAT e (b) com TTAT.

3.3.6. Preparação das amostras para caracterização

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 lixadas utilizando lixas d'água com granulações 300, 400, 600, 800, 1000 e 1200. Utilizando panos para polir, elas seguiram para o polimento com pasta de diamante de 3 μ m e 1/4 μ m (sendo que na caracterização da macroestrutura foram polidas só até a pasta de 3 μ m).

Após esta etapa, para revelar a microestrutura presente nos aços, as amostras foram submetidas a ataque químico por imersão com reagente Nital 2% durante 10 segundos para as micrografias, microdurezas e realização do MEV. Para revelar a liga de níquel do amanteigamento foi realizado um ataque eletrolítico com ácido crômico 10%, tensão de 5volts e tempo de 20 segundos.

3.3.7. 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. Em seguida foi feita a caracterização microestrutural utilizando o microscópio ótico Olympus Soft Imaging Solutions GmbH.

Para uma melhor caracterização microestrutural, as amostras foram também analisadas no microscópio eletrônico de varredura (MEV) VEGA3 TESCAN, onde foi empregado o sinal de elétron secundário (SE). No MEV também realizou-se perfis de composição através de EDS.

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

Para determinação do perfil de microdureza perpendicular à linha de fusão, foram realizadas vinte e cinco 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 3mm, onde cinco endentações serão realizadas acima da linha de fusão, abrangendo o metal de

adição e as outras vinte serão impressas abaixo da linha de fusão, a fim de garantir calcular as microdurezas na ZTA e no metal de base, conforme ilustrado na Figura 3.15.

Já para as análises pontuais das regiões de interesse na interface dissimilar, serão realizadas impressões com carga de 25g (HV 0,025) e tempo de 15s.

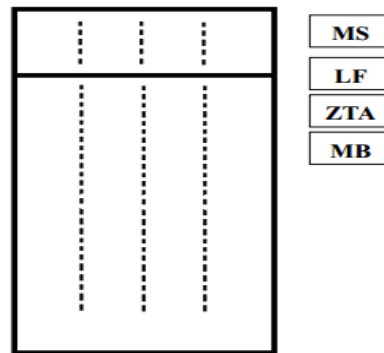


Figura 3. 15. Representação do perfil de ensaio de microdureza perpendicular à linha de fusão.

Já para determinação do perfil de dureza, os ensaios seguiram os requisitos técnicos especificados pela norma NACE MR0175. Para avaliação da dureza seguiu-se o padrão mostrado na Figura 3.16, com medições realizadas na região do amanteigamento no plano transversal.

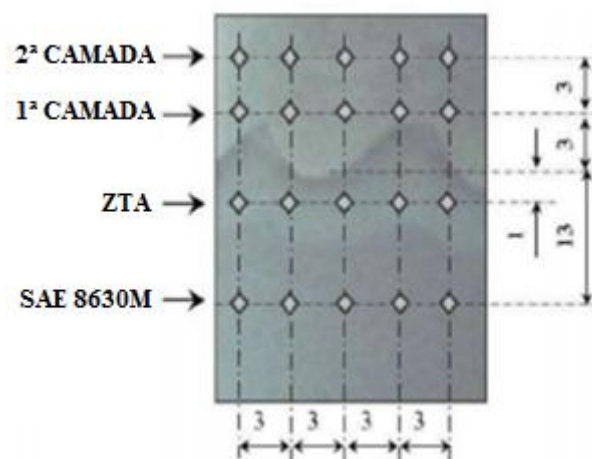


Figura 3. 16. Representação do perfil de ensaio de dureza, vide posições e distâncias estabelecidas pela NACE MR0175, medidas em mm.

CAPÍTULO IV

4. RESULTADOS E DISCUSSÕES

4.1. Comportamento da transferência metálica

As Figuras 4.1 e 4.2 apresentam os oscilogramas de tensão e corrente para os modos de corrente convencional e pulsado, respectivamente.

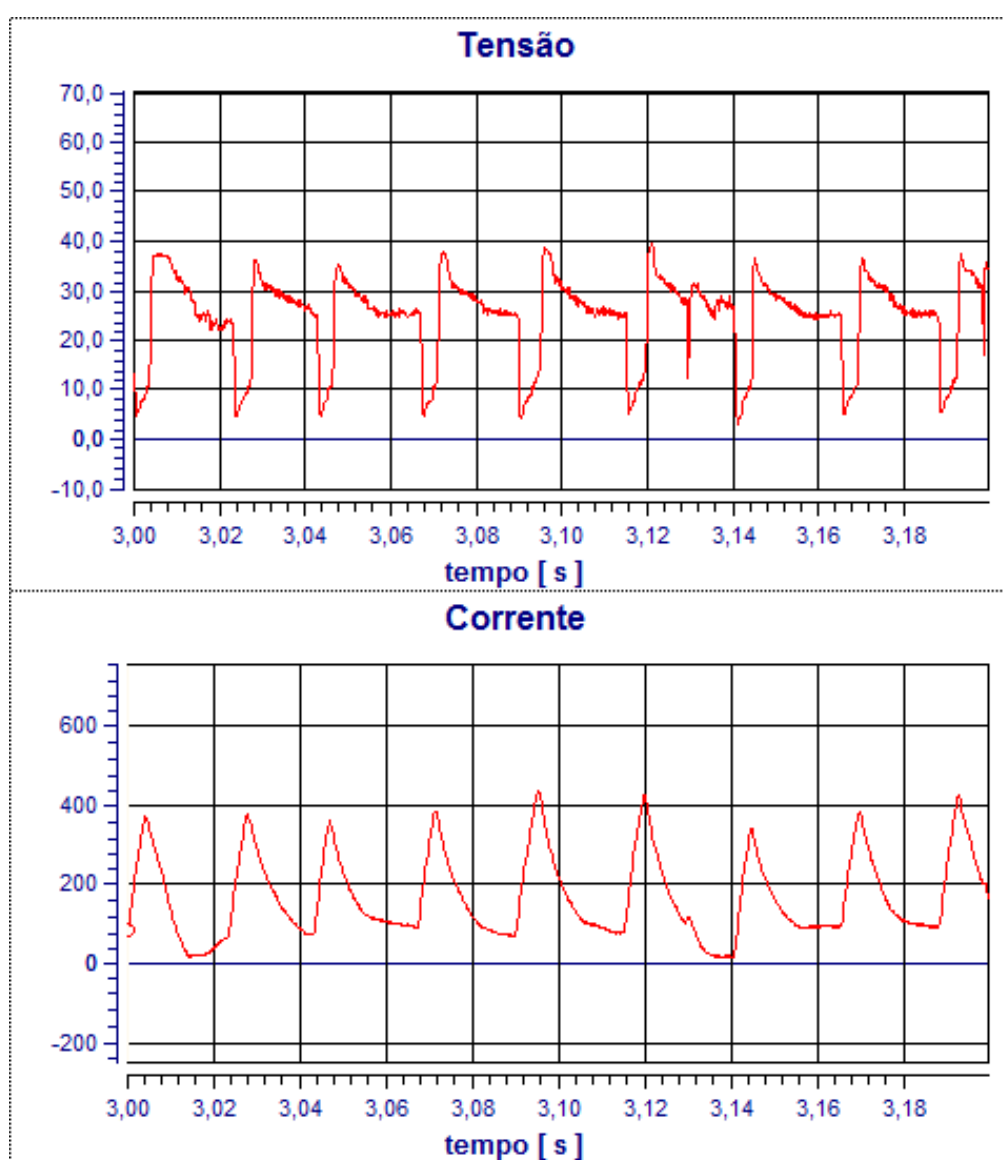


Figura 4. 1. Oscilogramas de tensão e corrente para a soldagem de amanteigamento com modo de corrente convencional.

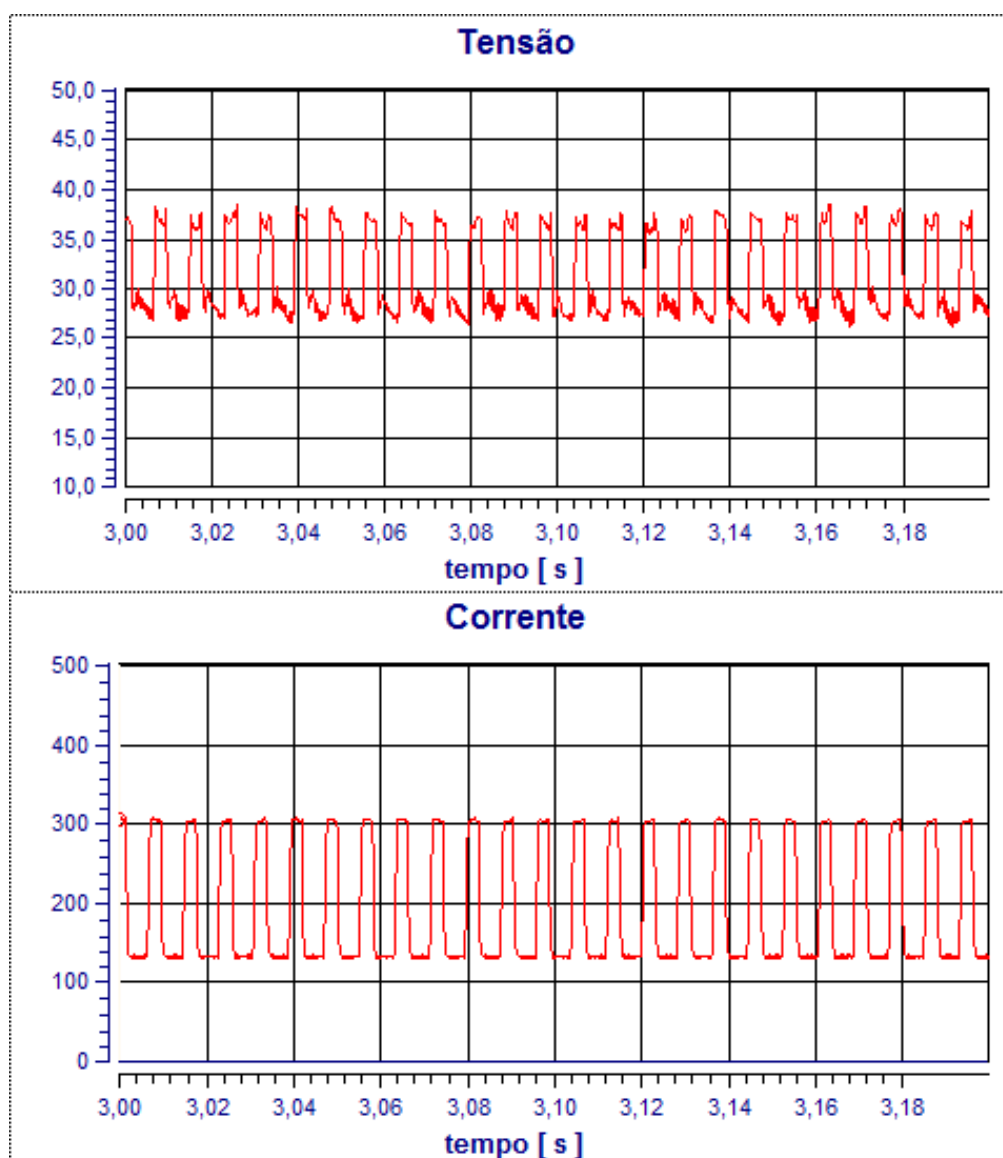


Figura 4. 2. Oscilogramas de tensão e corrente para a soldagem de amanteigamento com modo de corrente pulsado.

A análise da Figura 4.1 mostra oscilogramas característicos do modo de transferência metálica do tipo globular. Durante a soldagem de amanteigamento foi possível observar certo grau de instabilidade do arco elétrico, e, em decorrência desse comportamento, verificou-se uma grande quantidade de respingos na superfície dos corpos de prova após a realização da soldagem de amanteigamento, características típicas para soldagem com corrente convencional que apresenta instabilidade no arco elétrico.

Já na Figura 4.2 observam-se oscilogramas característicos do modo de transferência controlado com pulsação de corrente. Para esse modo de corrente, ao contrário do anterior, o

arco elétrico apresentou um comportamento estável, o que assegurou ausência de respingos, e um melhor controle da morfologia do cordão.

Segundo Kalligerakis e Mellor (1995), a velocidade de impacto da gota com a poça de fusão é maior quanto menor for o seu volume, logo, como em corrente pulsada o volume da gota é menor do que em corrente convencional, sua velocidade de transferência é maior, o que faz com que seus cordões tenham maior largura. Este comportamento pode então ser relacionado ao impacto da gota com a poça de fusão. De fato, obtiveram-se cordões mais largos e com maior molhabilidade no modo de corrente pulsado em comparação ao modo convencional, onde os cordões foram mais uniformes e mais estreitos. Este fato pode ser observado nas Figuras 3.9 e 3.10. Correa (2010), ao estudar revestimentos através dos processos MIG convencional e MIG pulsado, também obteve uma maior largura nos cordões obtidos em corrente pulsada do que na convencional.

Segundo Correa (2010), na soldagem de revestimento (amanteigamento, no nosso caso) é interessante se obter o maior valor para a largura dos cordões, pois assim há a minimização da quantidade de cordões a serem aplicados.

4.2. Análise Macrográfica

As macrografias dos corpos de prova amanteigados utilizando os modos de corrente convencional e pulsado são mostradas na figura 4.3.

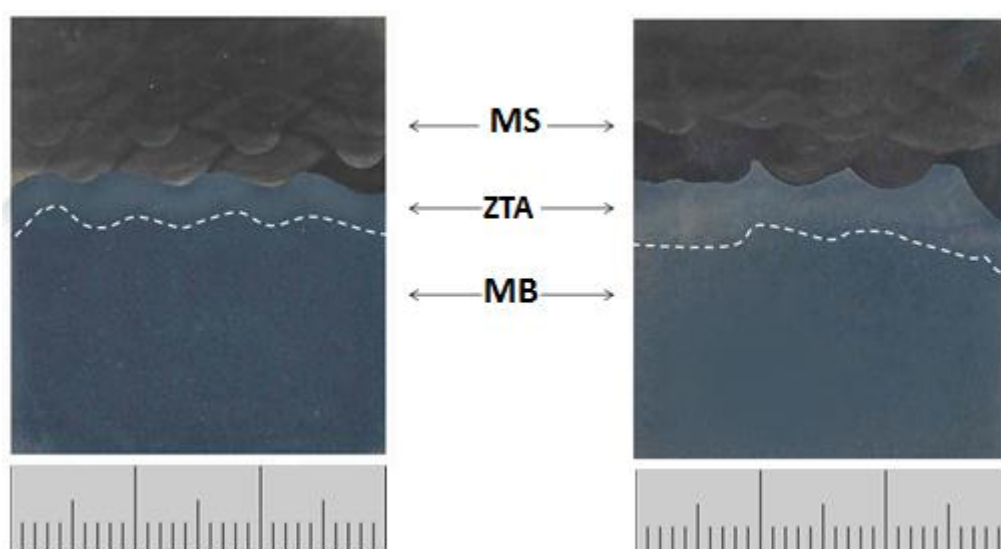


Figura 4. 3. Macrografias da sessão transversal das peças soldadas e delimitação de suas respectivas ZTA, sendo (a) modo convencional e (b) modo pulsado.

A análise das Figuras 4.2. e 4.3 mostra a influência da energia de soldagem nas zonas termicamente afetadas pelo calor (ZTA) dos amanteigamentos. Para o modo de corrente convencional obteve-se uma extensão de ZTA de cerca de 2,5 a 3 mm, já para o modo de corrente pulsado essa extensão foi de cerca de 3,5 a 5 mm. Verifica-se que o menor nível de energia de soldagem (1,16 kJ/mm) utilizado no amanteigamento através do modo convencional gerou uma menor extensão da ZTA, fato que também foi observado por Silva (2010) quando através do processo de soldagem MIG para diferentes níveis de energia de soldagem ele constatou que a extensão da ZTA diminuía de acordo com a redução desta energia. A mesma relação de aumento da extensão da ZTA de acordo com o aumento da energia de soldagem também foi verificado por Kejelin (2006) ao estudar a influência dos parâmetros de soldagem na formação de ZPD em soldagem dissimilar.

Kejelin (2012), ao estudar revestimento com liga de níquel Inconel 625, observou que as ZPD ocorreram principalmente na interface de soldas depositadas com maiores níveis de diluição, e que ela foi maior para maiores níveis de energia de soldagem. Essa região está associada à formação de diversas zonas geradas por macro segregações, que por apresentarem composição química intermediária ao aço de baixa liga e a liga de níquel é fortemente suscetível à formação de zonas frágeis. Assim, o menor nível de diluição visualmente observado nas amostras do modo convencional e o fato de sua menor energia de soldagem, são promissores quanto à prevenção de fases frágeis.

Ao observar as macrografias também se pode notar uma geometria de aspecto superficial das soldas como regulares e de boa qualidade, em ambas não foram verificados defeitos como poros, falta de penetração e de fusão e mordeduras nos cordões de acabamento.

Ressalta-se que a análise macrográfica não apresentou mudanças significativas quando comparada em relação ao TTAT pós-soldagem.

4.3. Caracterização Microestrutural nas Interfaces dos Amanteigamentos

A caracterização microestrutural da interface de soldas dissimilares não é um requisito analisado por normas que regem a aplicação de aços no setor de petróleo e gás, porém, o relato de falhas ocorridas nesses componentes, aponta como principais causas a presença do hidrogênio proveniente da proteção galvânica associado à microestruturas frágeis na interface da solda de amanteigamento. Assim, a caracterização microestrutural da interface de soldas de amanteigamento tem desafiado vários pesquisadores e levantado o interesse por tais pesquisas.

De acordo com Beaugrand *et al.* (2009), em juntas dissimilares submarinas sob proteção catódica algumas zonas encontradas através da caracterização microestrutural são particularmente influentes em termos de mecanismos de fatura. Onde, sua microestrutura e composição química são influenciadas pelo processo de soldagem e pela realização ou não de um TTAT pós-soldagem. Assim, torna-se de suma importância analisar a microestrutura e o comportamento na interface dissimilar destas juntas.

A caracterização microestrutural foi realizada na interface da solda de amanteigamento, região considerada crítica em soldas dissimilares.

O metal de adição ERNiCrMo-15 (Inconel 725), depositado no amanteigamento, não foi mais amplamente detalhado nesse estudo por ser um material novo e ainda pouco explorado nas pesquisas. A Figura 4.4 apresenta a microestrutura do metal de solda do ERNiCrMo-15 (Inconel 725), em uma região mais afastadas da interface do amanteigamento.

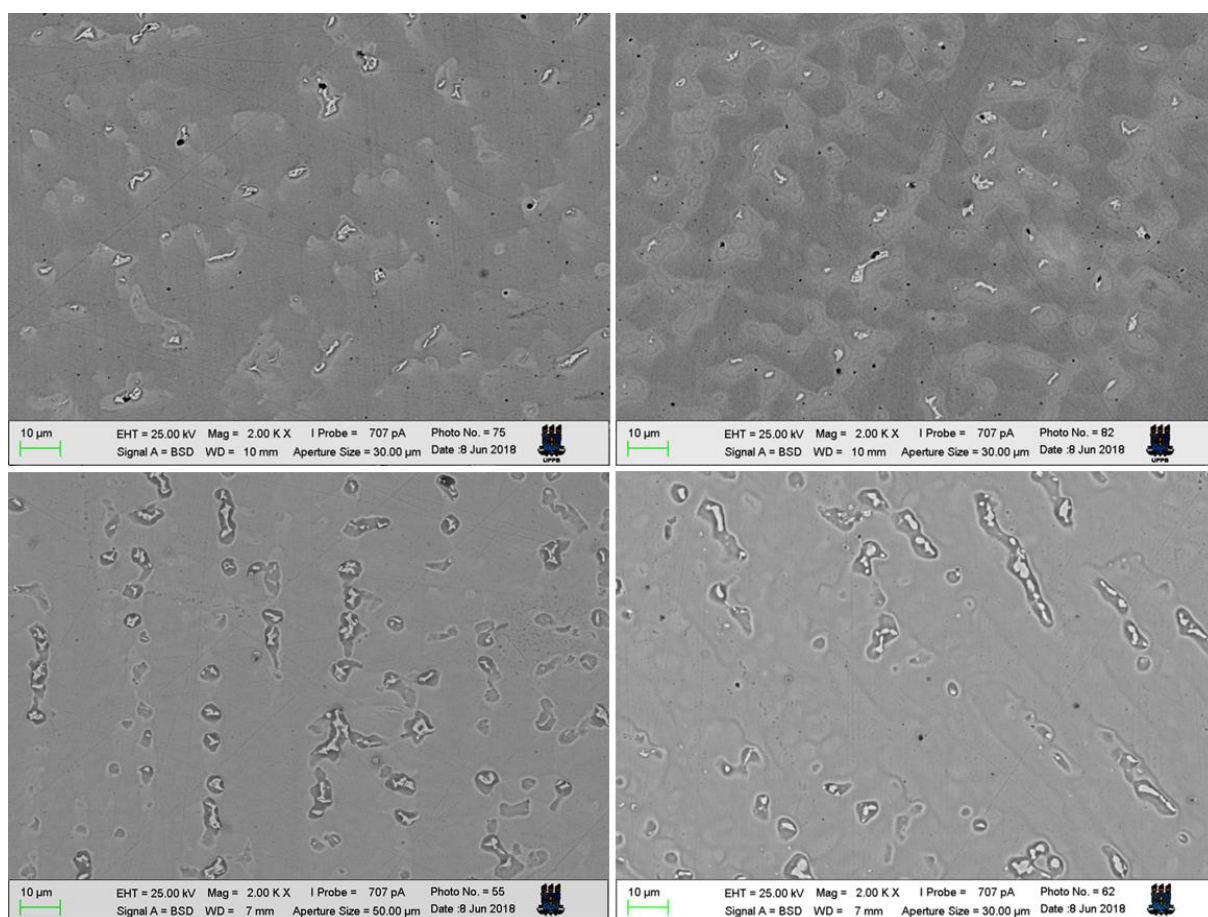


Figura 4.4. Micrografia do metal de solda do Inconel 725 obtida por MEV: (a) MIG convencional sem TTAT, (b) MIG convencional com TTAT, (c) MIG pulsado sem TTAT e (d) MIG pulsado com TTAT.

Da análise da Figura 4.4 observa-se uma matriz de níquel, região mais escurecida, com fases precipitadas nas regiões interdendríticas.

A classificação microestrutural adotada nesse trabalho foi a mesma proposta por Beaugrand *et al* (2009) e Doody (1992).

Nas Figuras 4.5, 4.6, 4.7 e 4.8 são apresentadas micrografias de regiões encontradas nas interfaces das soldas de amanteigamento do aço SAE 8630 com Inconel 725 executadas no modo de corrente convencional, sem e com TTAT e modo de corrente pulsado, respectivamente.

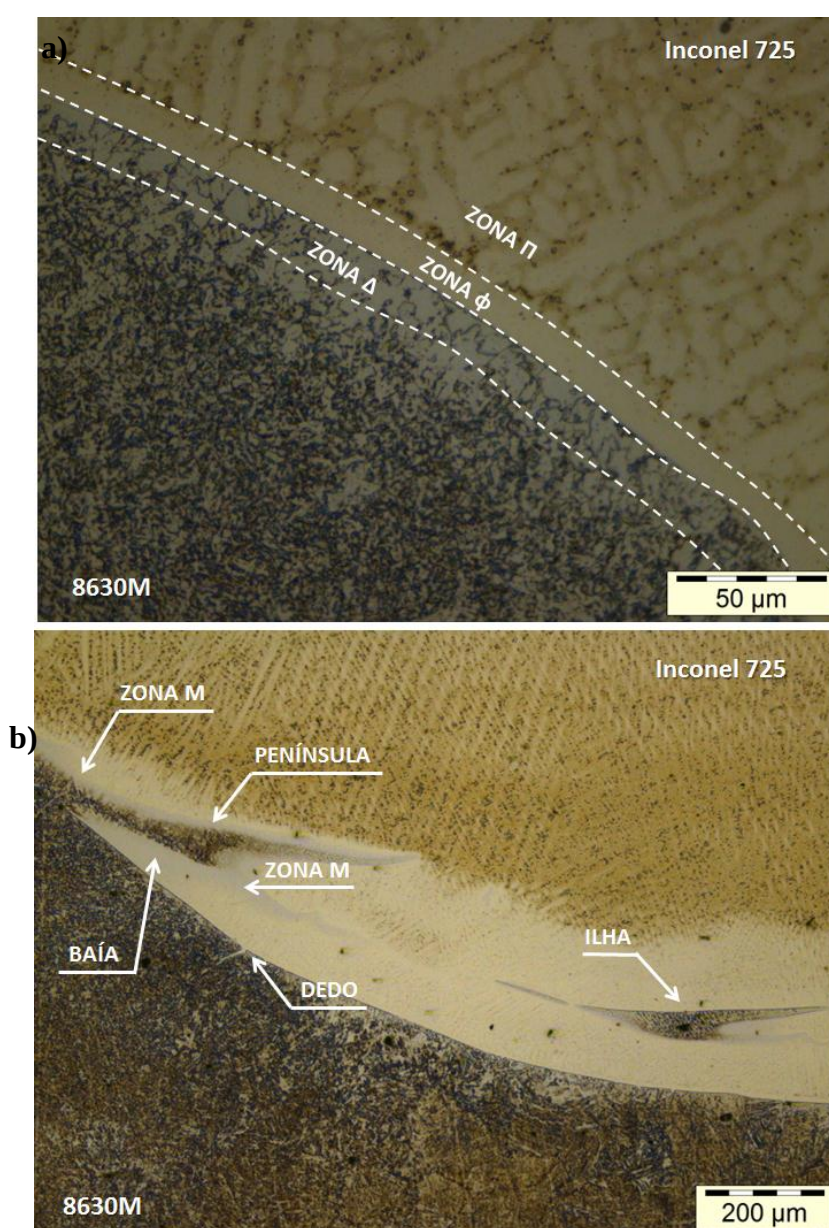


Figura 4. 5. Micrografias da interface da solda de amanteigado do aço SAE 8630M com Inconel 725, modo de corrente convencional, sem TTAT.

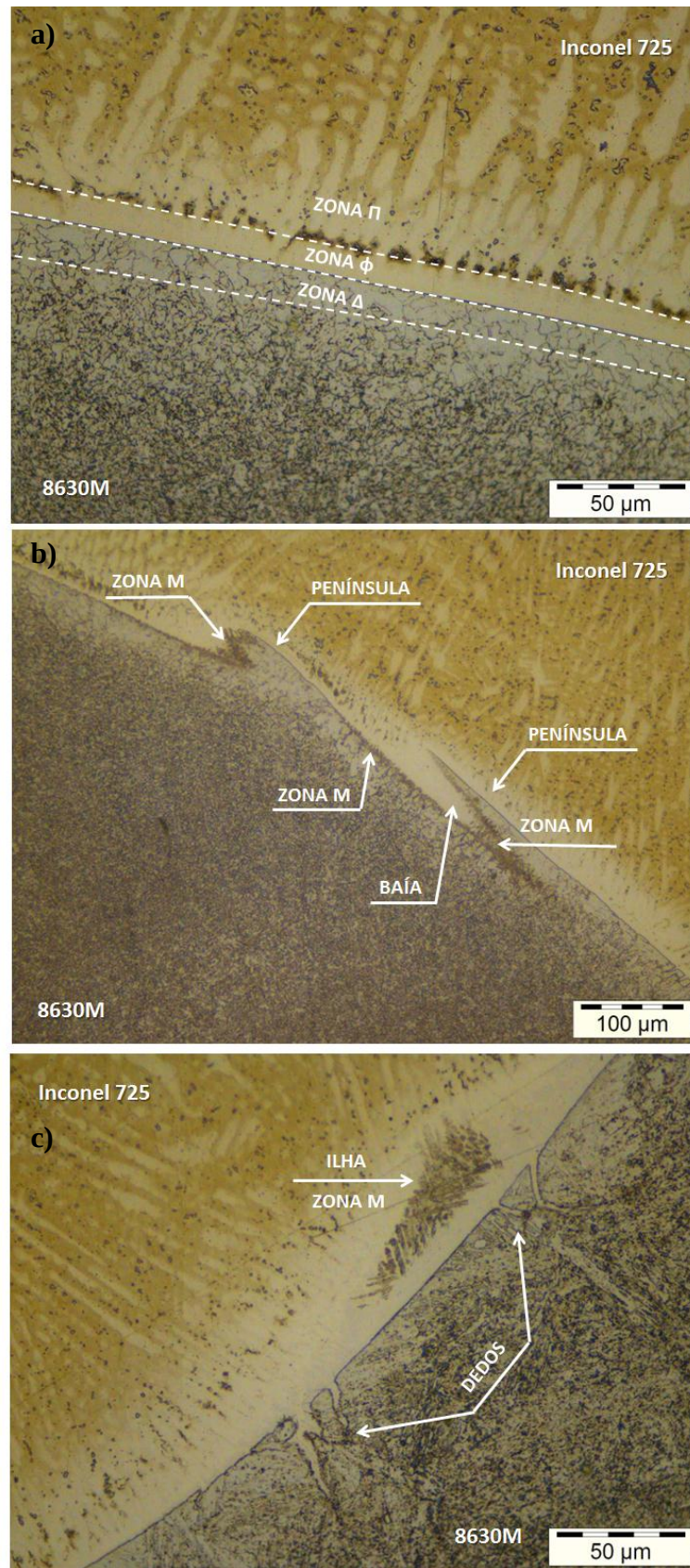


Figura 4. 6. Micrografias da interface da solda de amanteigado do aço SAE 8630M com Inconel 725, modo de corrente convencional, com TTAT.

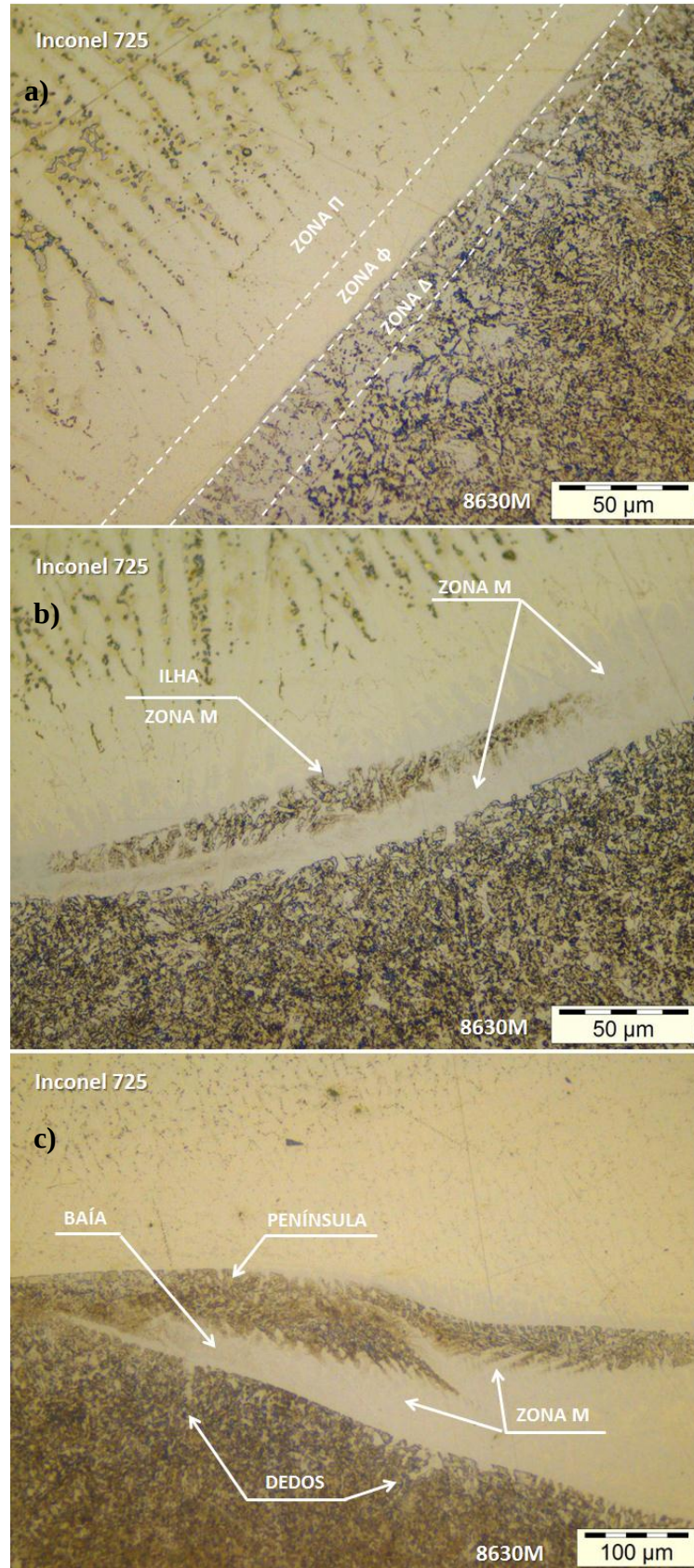


Figura 4. 7. Micrografias da interface da solda de amanteigado do aço SAE 8630M com Inconel 725, modo de corrente pulsado, sem TTAT.

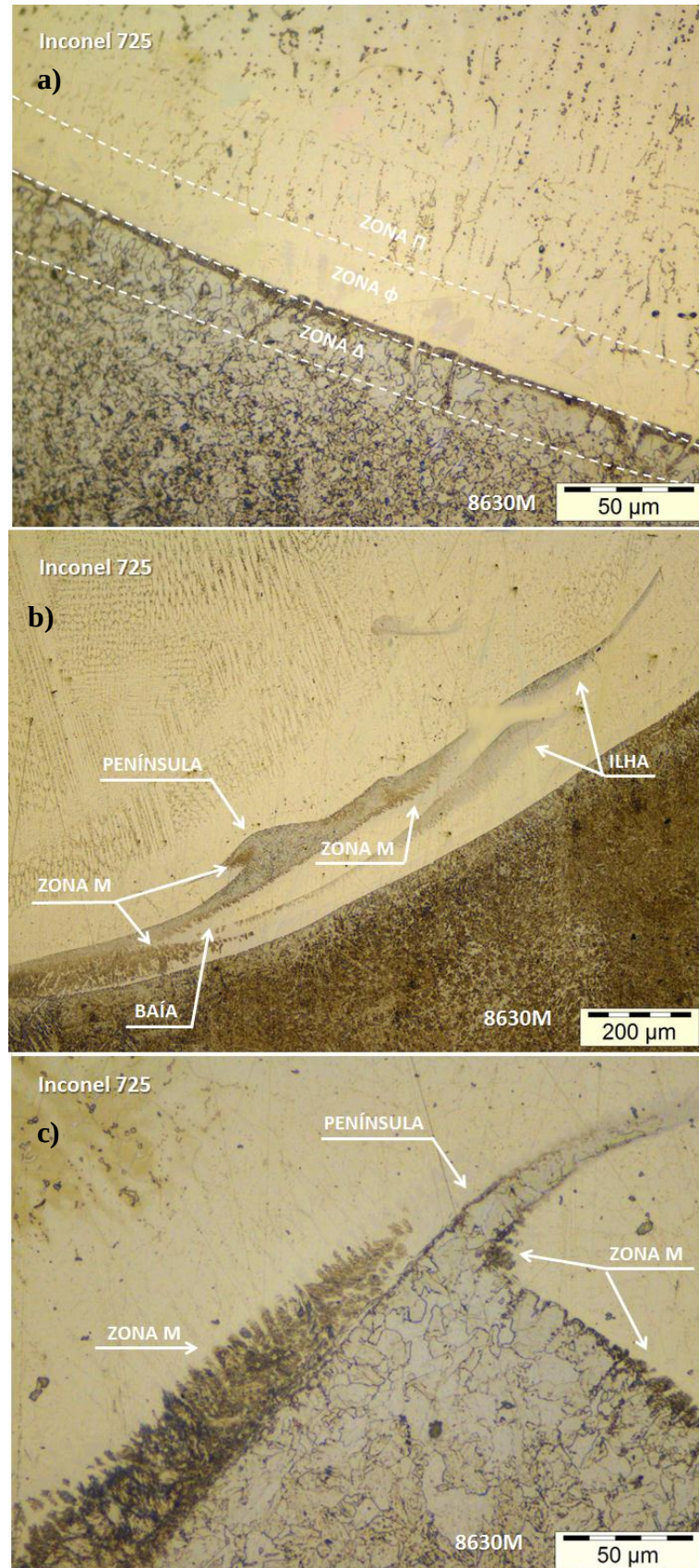


Figura 4. 8. Micrografias da interface da solda de amanteigado do aço SAE 8630M com Inconel 725, modo de corrente pulsado, com TTAT.

Ao analisar as Figuras 4.5, 4.6, 4.7 e 4.8 observa-se a presença das zonas parcialmente diluídas (ZPDs) para as amostras soldadas com e sem TTAT, independentemente do modo de corrente de soldagem utilizado. São observadas as Zonas π , Δ , ϕ em ambas as amostras soldadas com e sem TTAT; observa-se também a presença de Dedos, Ilhas, Peninsulas e Baías nas amostras soldadas com e sem TTAT. Nota-se que houve a ocorrência das ZPDs em ambos os processos, mesmo também após a realização do TTAT pós-soldagem. A ocorrência de ZPDs na interface da solda de amanteigamento de aços com ligas de níquel foi observada por diferentes autores (Oliveira, 2013; Costa, 2013; Batista *et al*, 2016; Beltrão, 2017; Nova, 2018).

Kejelin (2012) sugere que há uma maior evidência da formação de ZPDs em soldas executadas com maiores energias de soldagem. De fato, notou-se neste estudo que houve uma frequência e quantidade maior de ZPDs nas soldas de amanteigamento executadas com o modo de corrente pulsado, o qual possuiu uma maior energia de soldagem (1,39 kJ/mm) quando comparada ao modo convencional (1,16 kJ/mm).

Como pode ser observado nas figuras, a evolução microestrutural encontrada nas interfaces dissimilares foi similar à proposta por Beaugrand et al. (2009), e também encontrada por Oliveira (2013), onde inicia-se no metal base a partir da zona Δ , zona descarbonizada, em seguida tem-se a zona Φ , zona com modo de solidificação planar, devido a segregação de elementos de liga com o Cr, Nb e Mo e com a continuidade da evolução microestrutural chega-se a zona π . Esse comportamento foi observado em todas as amostras, independente do modo da corrente de soldagem e da aplicação do TTAT.

A presença da zona Π mostra uma mudança no modo de solidificação planar (zona ϕ) para celular, conforme pode ser visto nas Figuras 4.5, 4.6, 4.7 e 4.8. Esta mudança no modo de solidificação é atribuída ao super-resfriamento constitucional, que gera uma desestabilidade na frente de solidificação. A zona π , no geral, apresentou uma composição austenítica com estrutura dendrítica com partículas (carbonetos) entre estas dendritas.

Nas Figuras 4.5 (a), 4.6 (a), 4.7 (a) e 4.8 (a) observam-se as microestruturas encontradas nas ZTAs das amostras soldadas do aço SAE 8630M. Para ambas as condições de soldagem utilizadas (MIG convencional e MIG pulsado), a microestrutura encontrada é composta basicamente por martensita revenida. Foi observada a presença de grãos grosseiros na ZTA GG. O aumento no tamanho de grão na ZTA GG aumenta sua temperabilidade, gerando uma zona frágil de grãos grosseiros e com presença de martensita nos aços temperáveis e revenidos, como o AISI 8630M. Devido a essas características microestruturais, a ZTA GG é a região da ZTA com maior propensão à fratura frágil, uma vez

que contém dois fatores fragilizantes: os grãos grosseiros e a martensita (Neto Cruz *et al.* 2017).

A substituição de uma microestrutura com granulometria grosseira por uma mais refinada em aços ferríticos de médio e baixo carbono é indicada por Dieter (1988) como uma forma eficaz de aumentar a tenacidade do material. Esse autor afirma que quanto maior for o tamanho de grão, maiores serão as bandas de deslizamento e maiores as concentrações de tensão. Consequentemente, com maiores concentrações de tensão, microtrincas são induzidas nos contornos de grão causando a fratura por clivagem do material.

Bem próxima à interface dissimilar pode ser observada, em todos os casos, a existência de uma estreita região onde são encontrados grãos de ferrita. Esta região é denominada por zona Δ e está identificada nas Figuras 4.4 (a), 4.5 (a), 4.6 (a) e 4.7 (a). Ela está presente ao longo de toda a interface e sua ocorrência pode ser atribuída a um processo de descarbonetação devido aos sucessivos ciclos térmicos a que o metal base foi submetido, ao TTAT e ao forte gradiente de carbono existente entre o aço SAE 8630M e a liga de níquel.

Nessa região descarbonetada pode-se associar, de acordo com Folkhard (1988), o maior crescimento dos grãos à falta de carbonetos que dificultem o crescimento deles pós-recristalização. Gittos e Gooch (1992) indicam essa região descarbonetada como responsável pelo baixo nível de energia absorvida durante o impacto em juntas dissimilares. Já Oliveira (2013) afirma que o carbono perdido nessa região se difunde para interface dissimilar, ocasionando assim a saturação de carbono e/ou precipitados de carbonetos nesta região.

Oliveira (2013) não observou a presença da fase Δ na soldagem de amanteigamento do aço AISI 8630M com o eletrodos ER80S-D2, no entanto quando foi utilizado o Inconel 625 na soldagem de amanteigamento a fase Δ estava presente; desta forma ele sugere que a descarbonetação dessa região sofre maior influência do gradiente de carbono do que dos ciclos térmicos.

Durante a varredura das amostras através de microscopia óptica, notou-se que as amostras submetidas ao TTAT apresentaram uma maior extensão dessa zona descarbonetada, o que leva a crer que o TTAT fez com que o carbono sofresse uma maior migração, empobrecendo ainda mais essa região e favorecendo a formação da ferrita nela. O mesmo foi relatado nas análises de Batista *et al* (2016).

Nas Figuras 4.5 (b), 4.6 (c), 4.7 (c) e 4.8 (c) notam-se penetrações de metal de solda no metal de base, as quais são denominadas por “dedos”. Todas as amostras apresentaram dedos em sua interface dissimilar. Para uma visualização melhor dessa região, a Figura 4.9 mostra os “dedos” observados nas amostras.

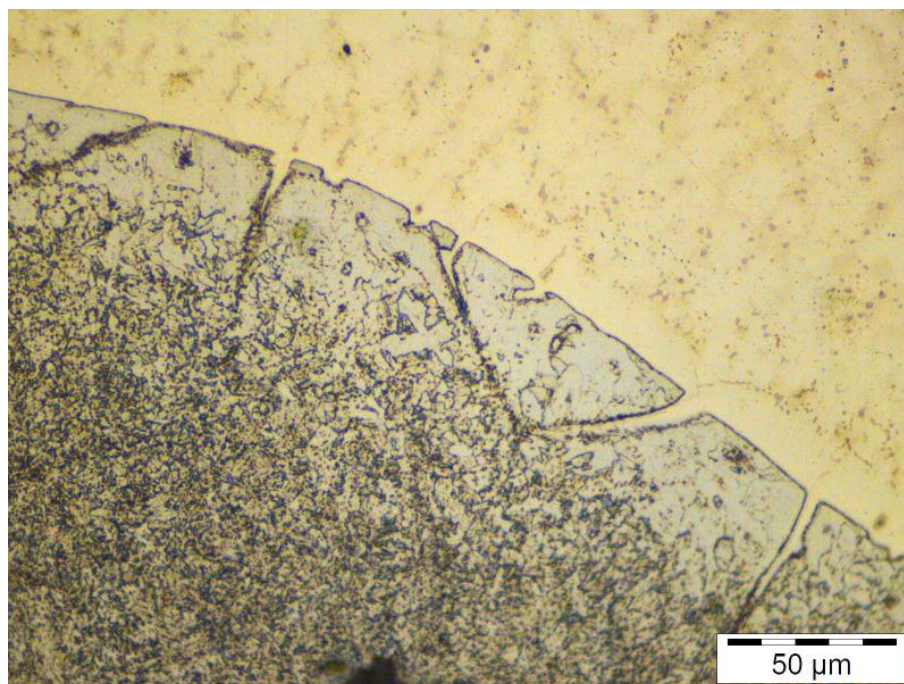


Figura 4.9. Presença de “dedos” na interface de amanteigamento.

Observa-se na Figura 4.9 que a penetração deles ocorre preferencialmente ao longo dos contornos de grãos da austenita do metal de base e que provavelmente possuem uma composição química semelhante à região de crescimento planar adjacente a eles. Desta forma, acredita-se que a formação deles se dá através da liquação dos contornos de grão do metal de base mais próximo à linha de fusão e que as forças convectivas na poça de fusão ajudam o metal de solda a penetrar entre esses contornos fundidos do aço (BEAUGRAND *et al*, 2009; OLIVEIRA, 2013).

Oliveira (2013) realizou um mapeamento químico em uma região com um “dedo” e confirmou que a composição química dele era semelhante à região de metal de solda mais próxima a ele.

Beaugrand *et al* (2009) realizou testes de CTOD em ambiente hidrogenado de juntas do aço 8630 soldadas com a liga de níquel 625, e não observou trincas nas regiões contendo “dedos”. Logo, pode-se dizer que esse tipo de macrosegregação, provavelmente, não compromete o desempenho estrutural de componente amanteigados.

Em relação às zonas ϕ , elas foram encontradas ao longo de toda a interface das soldas de amanteigamento, independente do modo de corrente utilizado ou da utilização ou não de tratamento térmico de alívio de tensões pós-soldagem. Essa região também é classificada por alguns autores como ZPD do tipo contínua, devido a sua ocorrência ao longo de toda interface.

Conforme o mecanismo proposto por Kou e Yang (2007), a zona ϕ é uma região do metal de solda rica em Fe e com uma composição intermediária ao metal de base e ao metal de solda.

Há uma difusão de carbono da ZTA do metal de base (região descarbonetada) para a zona Φ adjacente no metal de solda, formando assim possíveis precipitados. Tal fato leva a um aumento de dureza nesta área. Alexandrov *et al* (2013) atribuem esse ganho de dureza a uma saturação de carbono na zona Φ , sem necessariamente estar associada a possíveis ocorrências de precipitação nessa região. Em contrapartida, outros autores (Beaugrand *et al*, 2009; Fenske *et al*, 2012; Dodge *et al*, 2012) atribuíram as falhas analisadas em juntas dissimilares a intensas precipitações de carbonetos na zona Φ , o que acarretaram tanto a fragilização devido ao excessivo ganho de dureza, como também a locais que facilitam o aprisionamento de hidrogênio nessas regiões.

Do ponto de vista microestrutural, em função da limitada resolução dos equipamentos disponíveis, não foram observadas grandes diferenças relacionadas a zona ϕ para as variáveis de estudo utilizadas, embora essas diferenças não tenham sido observadas, espera-se que elas existam principalmente em relação ao uso de TTAT.

As zonas M foram encontradas em todas as interfaces de amateigamento, e, algumas delas, estão sinalizadas nas Figuras 4.5 (b), 4.6 (b) e (c), 4.7 (b) e (c) e 4.8 (b) e (c). Diferentemente da zona Φ , esta zona não é contínua ao longo da interface, fato que leva alguns autores a chamarem esta de ZPD do tipo descontínua. Como observado nas Figuras, ela pode estar presente junto com outras diferentes morfologias de ZPDs denominadas de ilhas, baías, praias e penínsulas.

Observou-se maior presença das zonas M nas amostras com TTAT. Já, quanto ao modo de corrente de soldagem, observou-se uma maior ocorrência delas no modo pulsado. Para uma melhor visualização desta zona, a Figura 4.10 mostra as zonas M obtidas por microscopia óptica e eletrônica de varredura. É possível observar sua microestrutura martensítica, o que tende a elevar significativamente a microdureza nessas regiões. Microestruturalmente essas regiões podem ser pontos preferenciais para a nucleação de trincas, justamente em função desta elevada dureza.

Analizando as zonas M encontradas neste trabalho, observou-se que nas amostras sem TTAT pós-soldagem essas zonas, de modo geral, apresentou-se através de microscopia ótica como uma região de tonalidade acinzentada. Utilizando microscopia eletrônica de varredura, foi possível observar que essas regiões de tonalidade acinzentada eram compostas

principalmente por martensita. Elas podem ser vistas nas Figuras 4.5 (b) e 4.7 (b) e (c), e, de forma mais detalhada na Figura 4.11, onde uma região acinzentada é analisada por MEV.

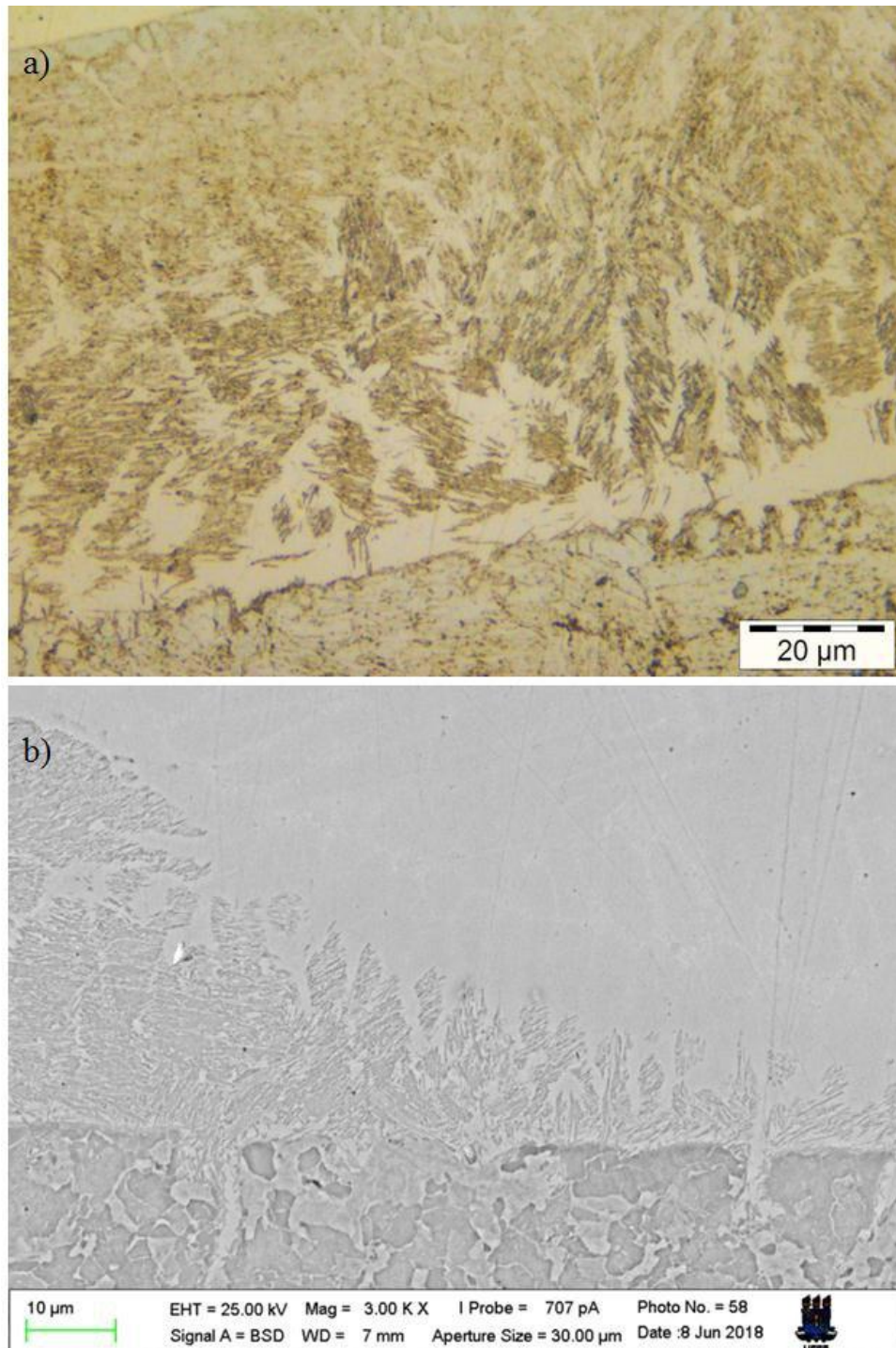


Figura 4. 10. Zonas M através de (a) microscopia óptica e (b) microscopia eletrônica de varredura (MEV).

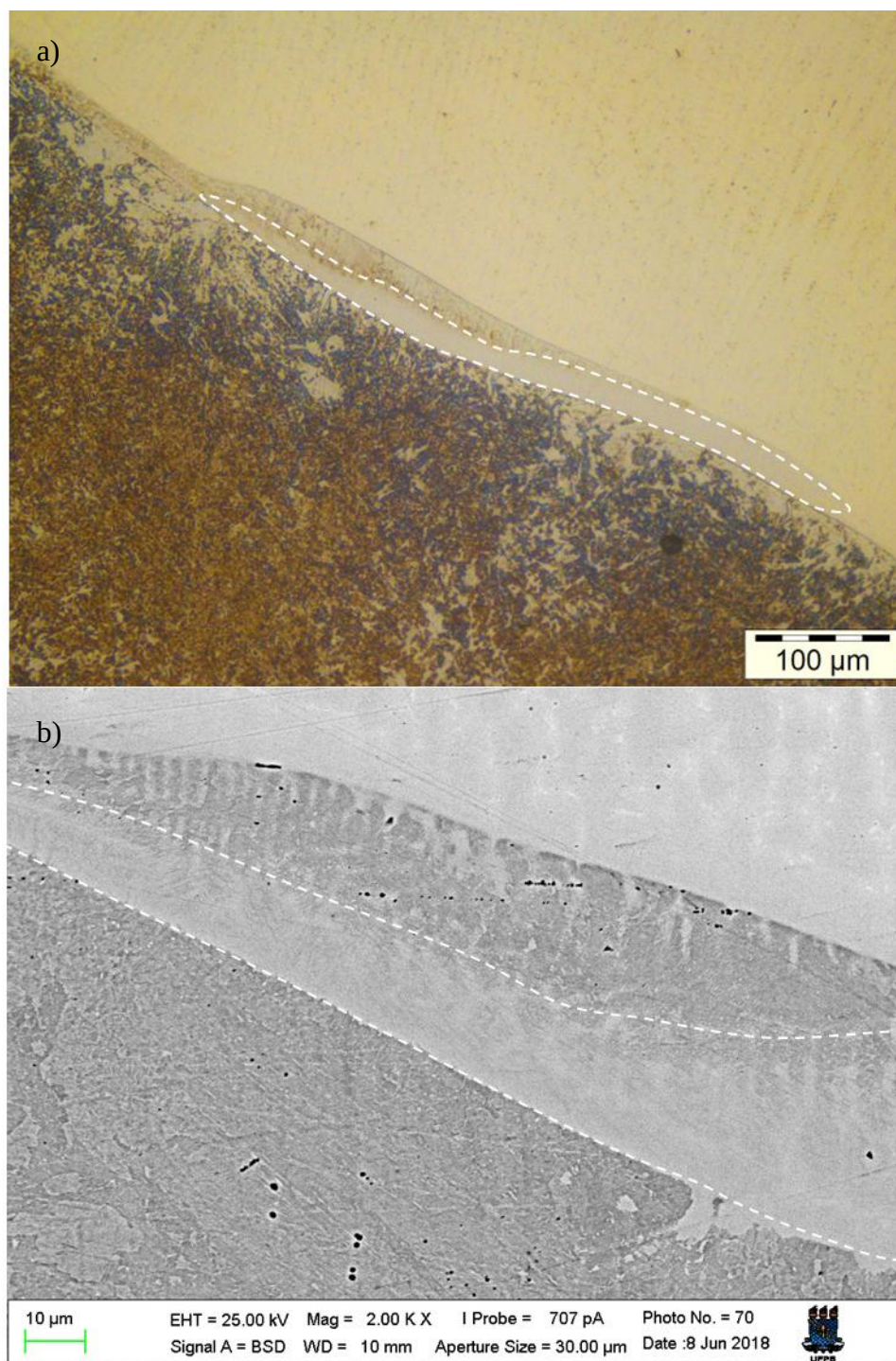


Figura 4. 11. Zonas M apresentadas com coloração acinzentadas nas amostras sem TTAT pós-soldagem (a) microscopia óptica e (b) microscopia eletrônica de varredura (MEV).

Já para as amostras com TTAT, as zonas M foram facilmente visualizadas por meio de microscopia óptica. Conforme pode ser observado nas Figuras 4.6 (b) e (c) e 4.8 (b) e (c), e, de forma mais ampliada na Figura 4.10 (a), as zonas M se mostraram como regiões com tonalidades mais escurecidas, ficando sua aparência bem mais clara e definida, fato que sugere a precipitação de carbonetos durante o TTAT. Esses precipitados são apontados pela

grande maioria dos autores que estudaram interfaces semelhantes (Dodge et al, 2012; Oliveira, 2013; Gittos e Gooch, 1992; Olden et al, 2003), como do tipo $M_{23}C_6$, onde o M é principalmente Cr.

Verifica-se que o TTAT utilizado não foi efetivo no revenimento das regiões com zona M, logo, microestruturalmente, essas regiões podem ser pontos preferenciais para a nucleação de trincas, em função da elevada dureza que apresentam.

De acordo com Oliveira (2013), a falta de efetividade do TTAT, quanto ao revenimento das zonas M, possivelmente está associada a dois efeitos. O primeiro é a possível precipitação de carboneto de Cr do tipo $M_{23}C_6$, citado anteriormente, ocasionado principalmente pelo enriquecimento de carbono nessas regiões. O segundo está relacionado à menor temperatura AC1 encontrada nas zonas M (em função das variações na composição química dessa região, causada por solução), que quando submetida ao TTAT em uma temperatura superior (650 °C a 675 °C) leva a uma reaustenitização parcial e, consequente, formação de martensita não revenida no resfriamento.

De uma forma geral, todas as amostras analisadas apresentaram em maior ou menor proporção, as regiões de ZPDs descritas ao longo do tópico. Do ponto de vista estrutural, dessas regiões apresentadas, somente as zonas ϕ , Δ e M, podem influenciar de forma significativa na tenacidade da junta e resultar em trincas.

4.4. Perfil de composição química ao longo da interface

A Figura 4.12 mostra um perfil de composição química feito com EDS onde pode ser observada a variação composicional ao longo da interface de amanteigamento do aço SAE 8630M com o Inconel 725 com TTAT.

Observa-se na Figura 4.12 que a distribuição do Ferro apresenta uma queda na transição da interface do aço SAE 8630M para o Inconel 725. Já a distribuição dos elementos Níquel, Cromo, Molibdênio e Titânio apresentaram uma tendência similar ao cruzarem esta interface no sentido contrário, isto é, apresentaram uma queda em direção ao SAE 8630M.

Nota-se uma região com elevado gradiente de composição química entre o aço SAE 8630M e o Inconel 725, em consequência de uma mistura incompleta entre MB e o MA gerando um elevando gradiente de concentração. Logo, nesta região em razão do gradiente de composição química é possível a ocorrência de regiões com diferentes propriedades mecânicas, criando regiões como ZPDs (KEJELIN et al, 2005; Silva et al, 2011).

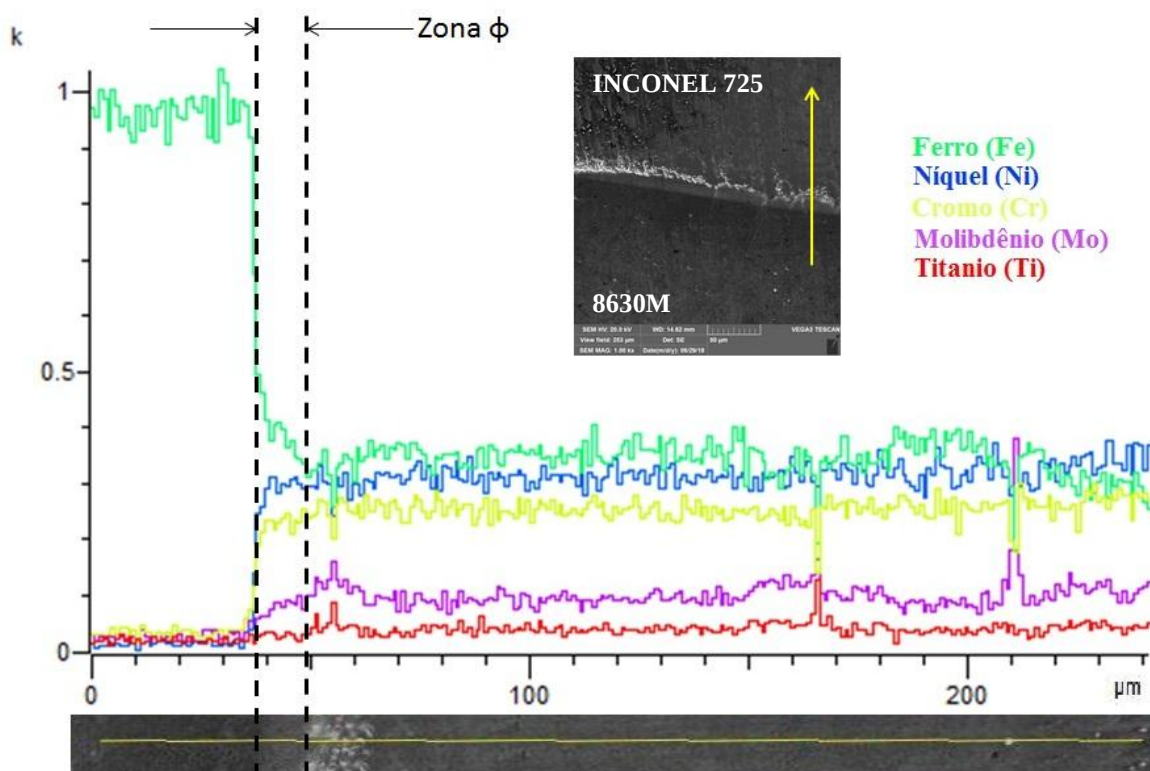


Figura 4. 12. Perfil de composição química ao longo da interface dissimilar do aço SAE 8630M/Inconel 725 no modo convencional com TTAT.

A descrição acima refere-se à zona ϕ e, conforme o mecanismo proposto por Kou e Yang (2007), trata-se de uma região do metal de solda rica em Fe e com uma composição intermediária ao metal de base e ao metal de solda, conforme mostra o perfil de composição da Figura 4.12. Observa-se que o teor de Ferro está com tendência ao decréscimo antes mesmo da zona ϕ , acontecendo uma queda bem mais acentuada nesse teor ao chegar nessa zona, o que é acompanhado por crescimentos maiores nos teores de Ni e Cr. Após cruzar a zona ϕ , este comportamento continua a ser observado até que, no fim do gráfico, encontra-se o limite onde a partir do mesmo o Ni passa a ser o solvente ao invés do Fe.

O perfil de composição exposto na Figura 4.12 refere-se à amostra amateigada pelo modo de corrente convencional e com TTAT, porém as demais amostras apresentaram a mesma tendência de comportamento em relação aos elementos Fe, Cr e Ni na interface dissimilar, logo, se tornaria redundante acrescentá-las.

A Figura 4.13 mostra o perfil de composição ao longo da ZPD contendo a zona M. Conforme mostrado, a zona M em ambos os casos está associada a uma variação suave nos teores de Fe, Ni e Cr e, além disso, a uma maior extensão da interface com composição intermediária ao aço e a liga de níquel (maior ZPD). Esse efeito pode estar associado à relação

entre a microestrutura martensítica dessas regiões e a necessidade de diluições maiores para a formação das mesmas, segundo Oliveira (2013).

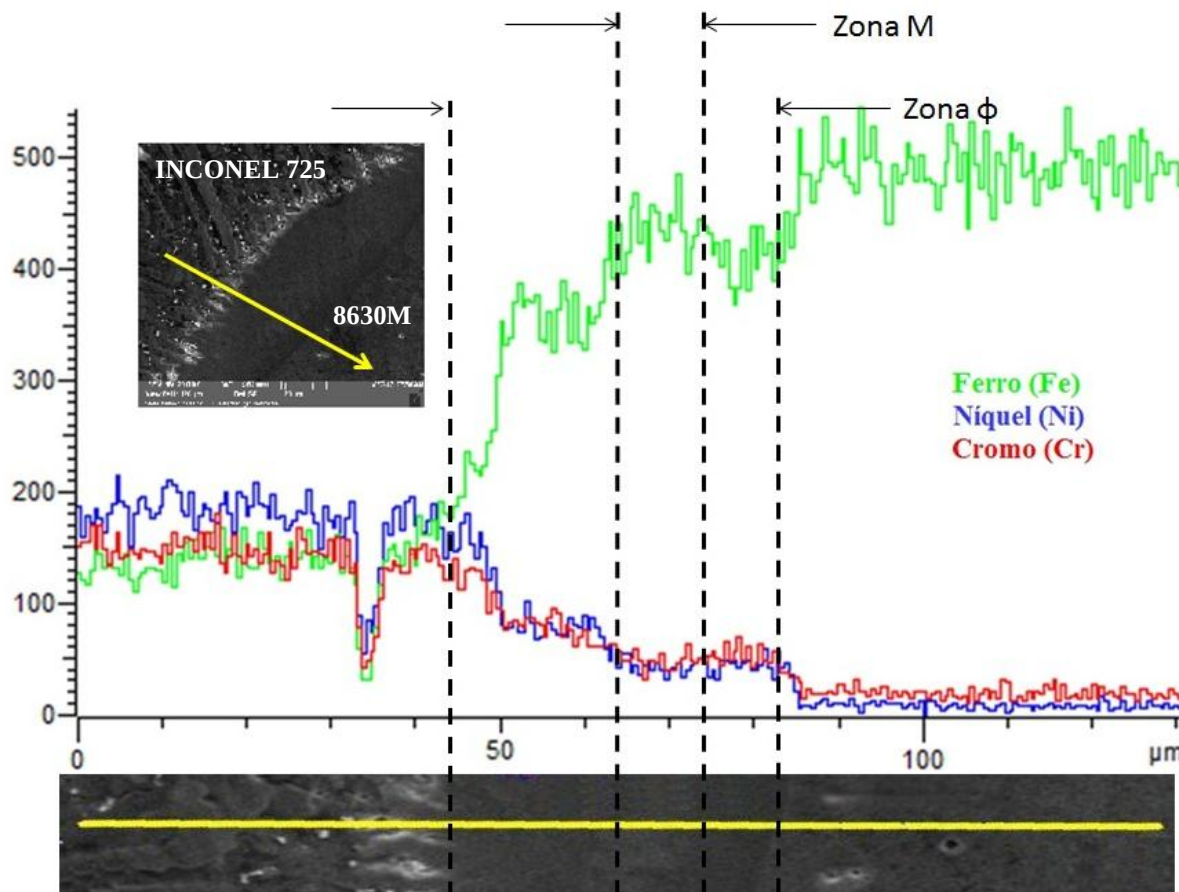


Figura 4. 13. Perfil de composição química ao longo da interface dissimilar do aço SAE 8630M/Inconel 725, contendo ilha de zona M, no modo convencional com TTAT pós-soldagem.

Todas as composições de zonas M feitas nas demais amostras apresentaram, de uma forma geral, resultados equivalentes, ou seja, o Fe ao se aproximar da linha da zona ϕ começa a crescer em direção ao metal de base SAE 8630M e mantém esse perfil até encontrar a zona M, onde nessa região sua variação é suave. Ao sair da zona ϕ ele retorna seu crescimento em relação ao metal de base. Situação similar, porém na direção contrária é encontrada para os elementos Cr e Ni.

A Figura 4.14 mostra mais uma composição química realizada com EDS ao longo da interface do amanteigamento contendo uma formação de ZPD. Pode ser observado da esquerda para direita uma queda no teor de ferro e um aumento do teor de níquel ao chegarem à região da zona ϕ , em seguida observa-se 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. O fato de, após entrar na zona ϕ , haver um aumento repentino do Fe e diminuição de Ni e Cr ao encontrarem a formação de uma ilha, comprova a teoria de que elas são parte de metal de base circundada pelo metal de solda.

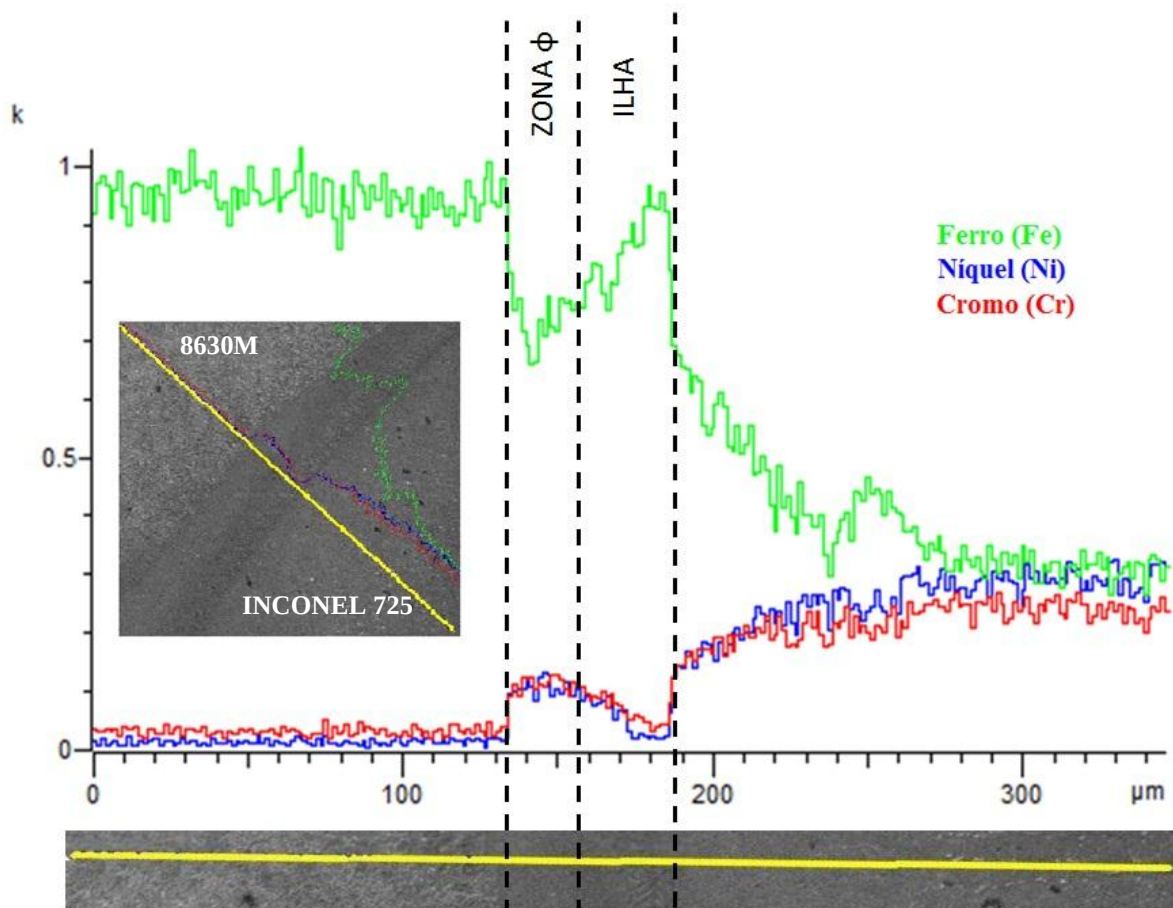


Figura 4. 14. Perfil de composição química ao longo da interface dissimilar do aço SAE 8630M/Inconel 725, contendo ilha, no modo pulsado sem TTAT pós-soldagem.

4.5. Perfil de microdureza

Na interface de soldas de amanteigamento a presença de um elevado gradiente de composições químicas pode levar a formação de ZPDs compostas por microfases e carbonetos de elevada dureza que podem comprometer a tenacidade e fragilizar estas regiões. Nessas regiões, as zonas ϕ e M, que possuem elevada dureza, e a zona Δ podem ter influência significativa neste problema. Desta forma, torna-se necessário a realização de ensaios de microdureza pontuais em zonas de interesse, tais como estas, além de traçar um perfil de

microdureza perpendicular à linha de fusão que abranja áreas como metal de base (MB), ZTA e metal de solda (MS).

4.5.1. Microdureza pontual na interface do amanteigamento

As Figuras 4.15, 4.16, 4.17 e 4.18 mostram as microdurezas medidas nas regiões estudadas, ou seja, na interface do amanteigamento de todas as amostras. Nelas são observadas impressões de microdureza Vickers (HV 0,025 – 25gf), aplicadas durante 15 segundos.

Da análise da zona ϕ mostrada nas Figuras 4.15(a), 4.16(a), 4.17(a) e 4.18(a), observam-se diferenças na microdureza encontrada nessa região que podem estar associadas ao uso do TTAT. Dentro de cada modo de corrente (convencional ou pulsado) ao serem comparadas as amostras sem TTAT e com TTAT, observa-se um aumento na microdureza dessa região nas amostras submetidas ao TTAT. Por exemplo, no modo de corrente pulsado, considerando a zona ϕ das áreas analisadas, obteve-se uma microdureza máxima de 316 HV_{0,025} para as amostras sem TTAT, já para as amostras com TTAT essa microdureza máxima passou a ser de 387 HV_{0,025}, isso pode ser visto nas Figuras 4.17(a) e 4.18(a). O mesmo pode ser visto para as amostras submetidas ao modo de corrente convencional.

Atenta-se também que é importante observar que a microdureza da zona ϕ em todas as amostras possui valores superiores aos da zona Δ .

Esse aumento da microdureza nessa região já foi citado por alguns autores (Alexandrov et al, 2013; Fenske, 2010; Olden et al, 2003; Oliveira, 2013) e é associado a difusão de carbono (C) da ZTA do metal de base (que fica descarbonetada) para a zona ϕ no amanteigamento.

Fenske (2010) e Olden et al. (2003) atribuíram as falhas analisadas em suas juntas dissimilares a uma intensa nano precipitação de carbonetos na zona ϕ , 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), atribuíram esse ganho de dureza após TTAT a uma elevada saturação de C na zona ϕ , sem necessariamente associar a ocorrência de precipitação nessa região.

Neste trabalho não foi possível caracterizar a zona ϕ em uma escala que permitisse verificar a presença ou não de precipitados nela, no entanto é provável que esse aumento de dureza esteja associado a uma maior ocorrência deles.

Ainda nas Figuras 4.15(a), 4.16(a), 4.17(a) e 4.18(a) atenta-se para zona Δ e sua menor microdureza em relação à zona ϕ acima dela. Tal fato relaciona-se à sua descarbonetação e maior tamanho de grão, sabe-se que quanto maior o diâmetro de grão menor será a dureza. Nota-se também que as amostras submetidas a tratamento térmico apresentaram valores de microdureza pontual nesta zona inferiores às amostras sem TTAT, o que sugere que o tratamento térmico gerou uma maior difusão de Carbono desta área.

Nas Figuras 4.15 (b) e (c), 4.16 (b) e (c), 4.17 (b) e (c) e 4.18 (b) e (c), podem ser observadas impressões de microdureza em zonas M. Nota-se que independente do modo de soldagem ou da utilização ou não do TTAT pós-soldagem, as zonas M foram responsáveis por um expressivo aumento nos valores das microdurezas na interface dissimilar das amostras deste trabalho, apresentando picos variando de 432 a 714 HV_{0,025}.

O significativo aumento das microdurezas verificadas nessas regiões, em relação às demais, pode ser atribuído à sua microestrutura martensítica. Microestruturalmente essas regiões podem ser pontos preferenciais para a nucleação de trincas, em função da elevada microdureza encontrada nas mesmas.

Outra importante observação que pode ser feita é que mesmo com uso do TTAT pós soldagem as microdurezas foram semelhantes às encontradas nas amostras sem o uso do mesmo. Logo, fica evidente que o uso do TTAT pós-soldagem não foi efetivo no revenimento dessas regiões com presença de zonas M e elevados valores de microdureza, o que as levam a serem pontos preferenciais para nucleação de trincas.

A falta de efetividade do TTAT pós-soldagem no revenimento das zonas M pode estar associado a possíveis precipitações de carbonetos de Cr do tipo $M_{23}C_6$, ocasionados principalmente pelo enriquecimento de carbono nessas regiões.

Oliveira (2013) realizou análises de EDS em alguns pontos das zonas M, e a partir dos resultados obtidos estimou os valores de temperatura de AC1 e Mi. Os resultados indicaram uma queda nas temperaturas de AC1 e Mi à medida que se aproxima da liga de níquel. Esses resultados, segundo Brito (2014), podem reforçar a falta da efetividade do TTAT pós-soldagem, pois com a diminuição das temperaturas AC1 e Mi, ao se submeterem as amostras em temperaturas entre 650 °C e 675 °C leva-se a uma reaustenitização parcial e, conseqüentemente, a formação de uma martensita não revenida no resfriamento.

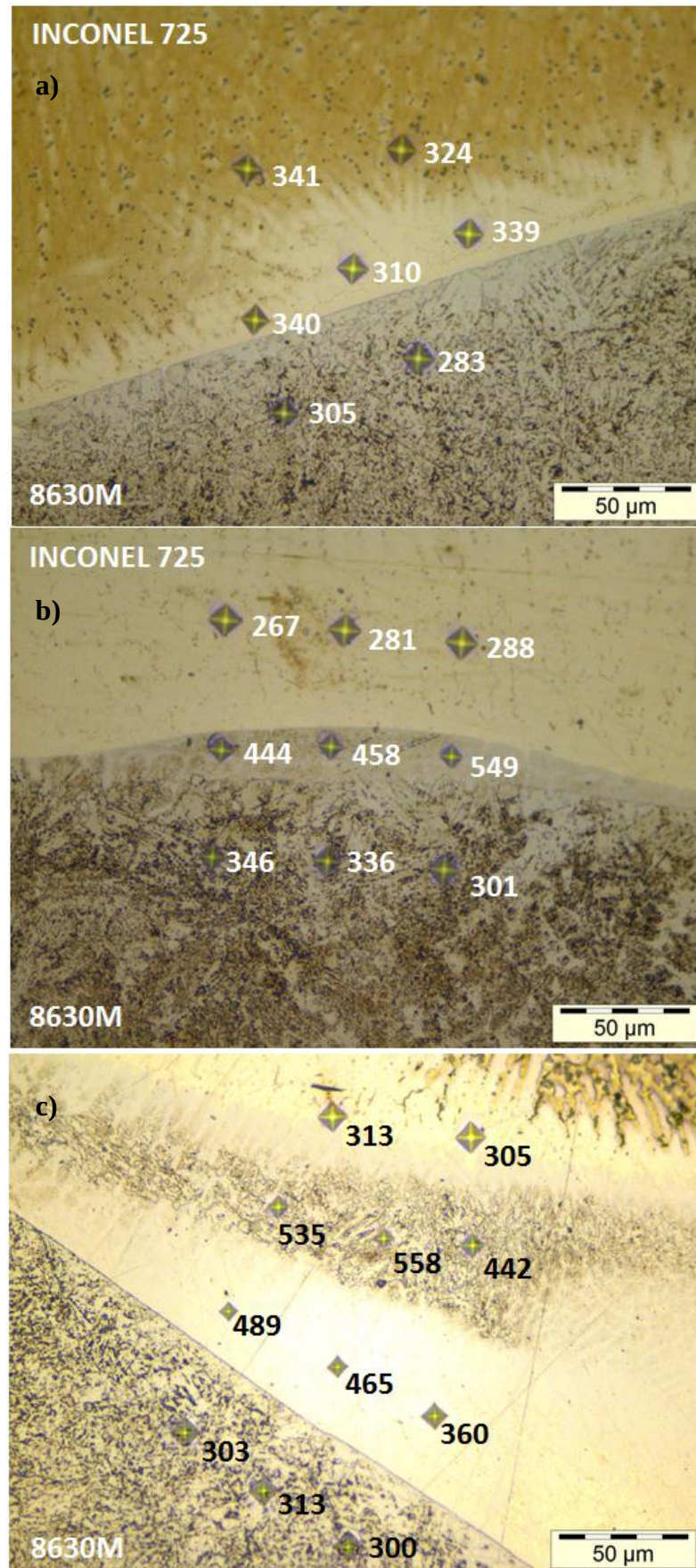


Figura 4.15. Microdureza das fases Δ , ϕ , π e M, corrente convencional, sem TTAT.

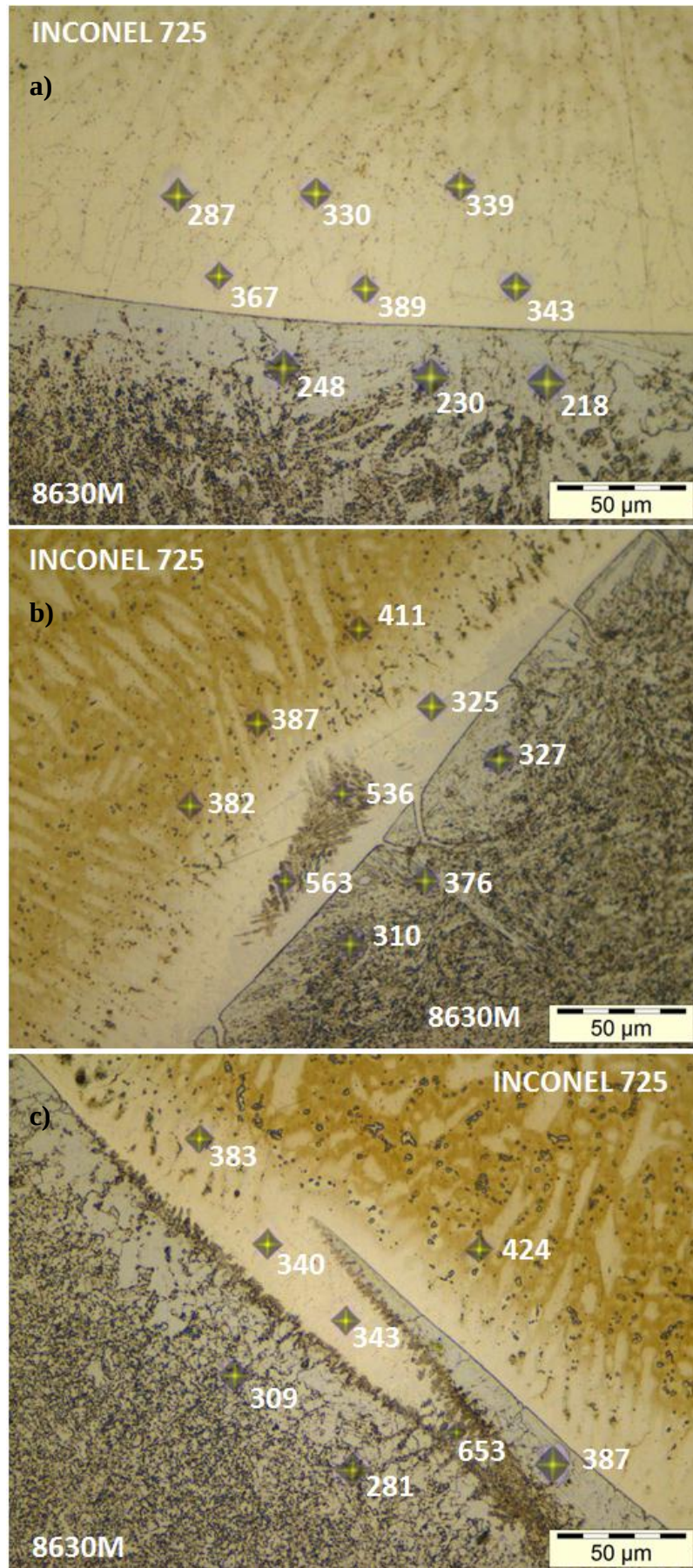


Figura 4. 16. Microdureza das fases Δ , ϕ , π e M, corrente convencional, com TTAT.

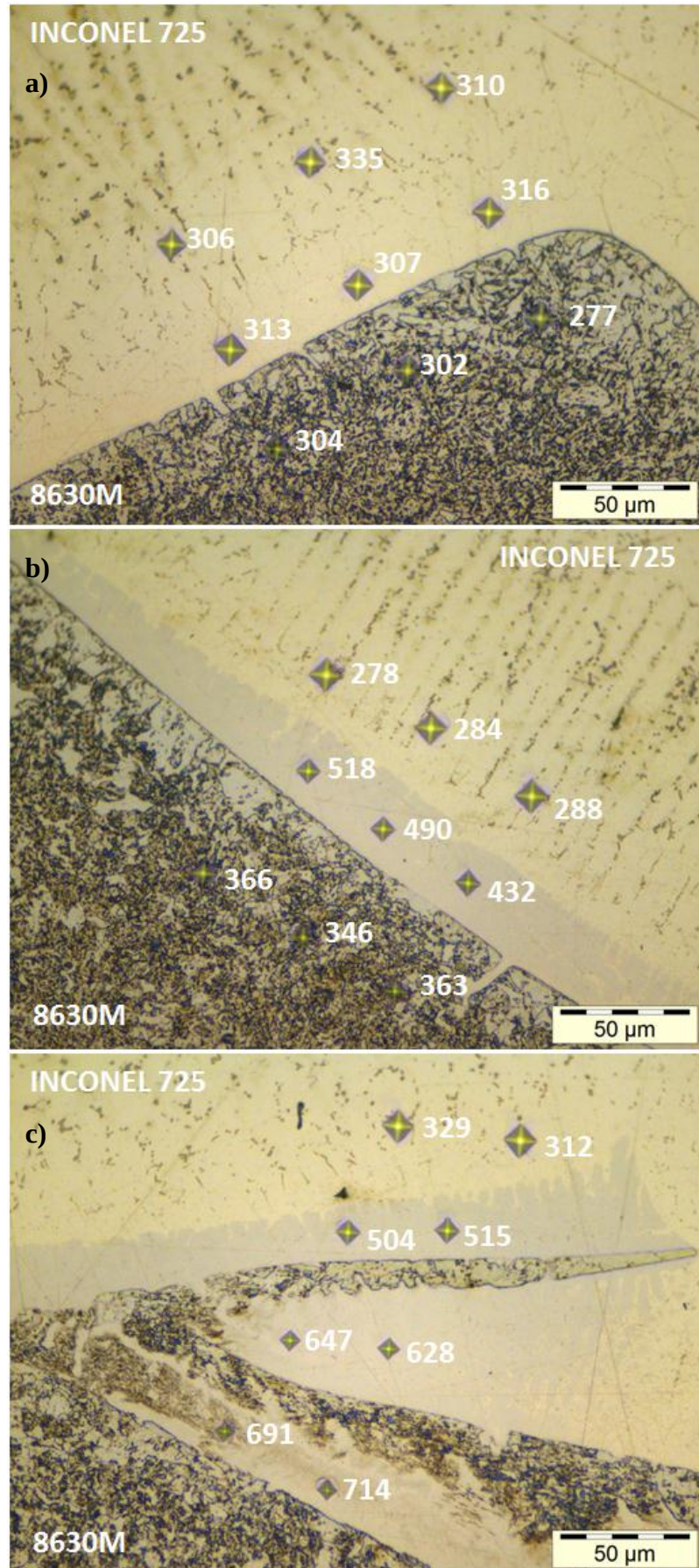


Figura 4. 17. Microdureza das fases Δ , ϕ , π e M, corrente pulsada, sem TTAT.

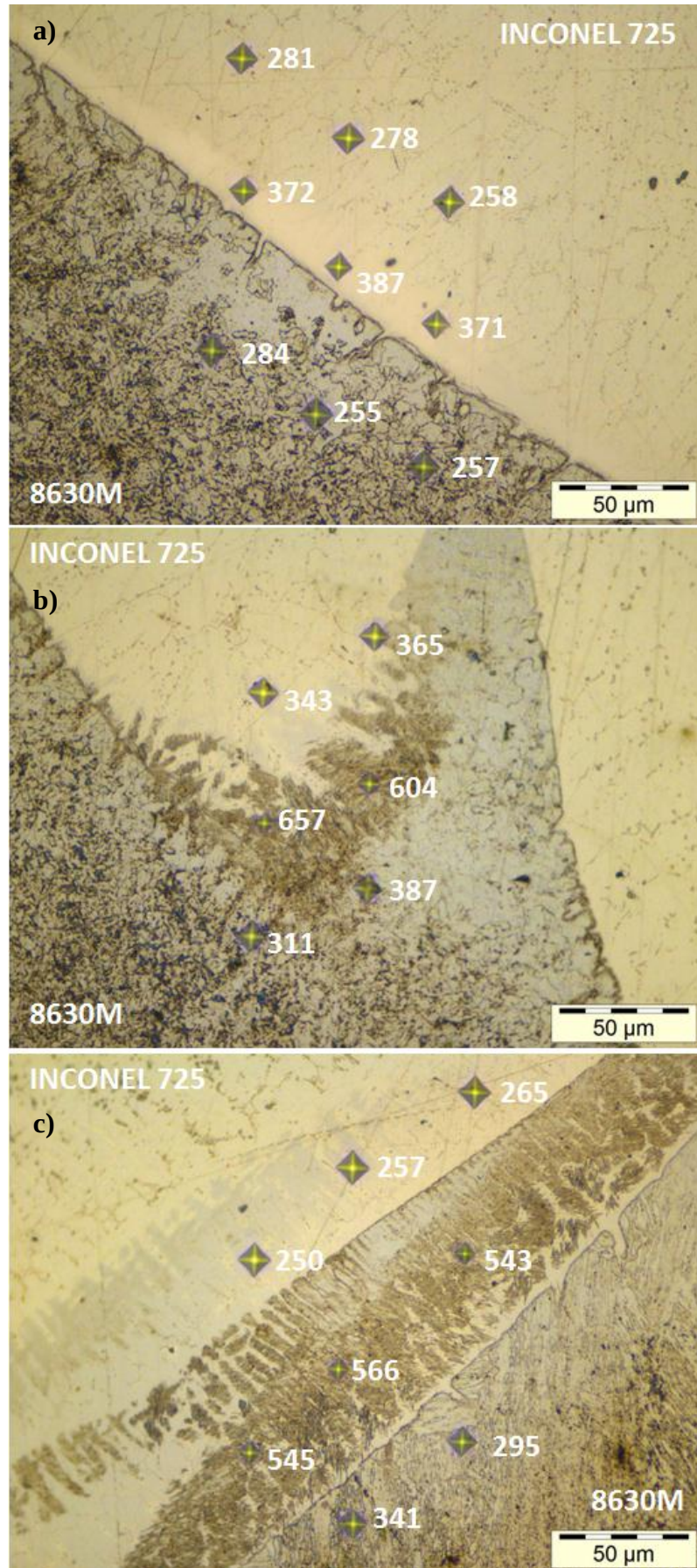


Figura 4. 18. Microdureza das fases Δ , ϕ , π e M, corrente pulsada, com TTAT.

4.5.2. Microdureza perpendicular à linha de fusão

As Figuras 4.19, 4.20, 4.21 e 4.22 apresentam as variações da microdureza Vickers após aplicação da carga de 0,98N (100 gramas-força), durante 15 segundos (HV 0,1), ao longo das seções longitudinais das diferentes regiões MS, ZTA e MB, conforme representação esquemática mostrada na Figura 3.14.

Na análise das Figuras 4.19, 4.20, 4.21 e 4.22 observa-se que houve um aumento da 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, independentemente do modo de corrente utilizado. De acordo com alguns autores (Olden et al, 2003; Fenske, 2010; Alexandrov et al, 2013) esse resultado está relacionado à difusão de carbono para essa região durante o TTAT.

Portanto, observa-se que o tratamento térmico para alívio das tensões resultou em nenhuma diminuição de microdureza no MS, porém para a ZTA ele foi eficaz em seu objetivo de eliminar as tensões internas do material e proporcionar uma redução em sua microdureza.

Nas Figuras 4.19 e 4.21 pode ser observado que regiões de maiores e menores picos de microdureza se revezam ao longo da ZTA, o que pode indicar, segundo Filho (2014), que, provavelmente, houve a presença de precipitações de carbonetos com a migração de carbono da interface e assim estar causando os picos de dureza.

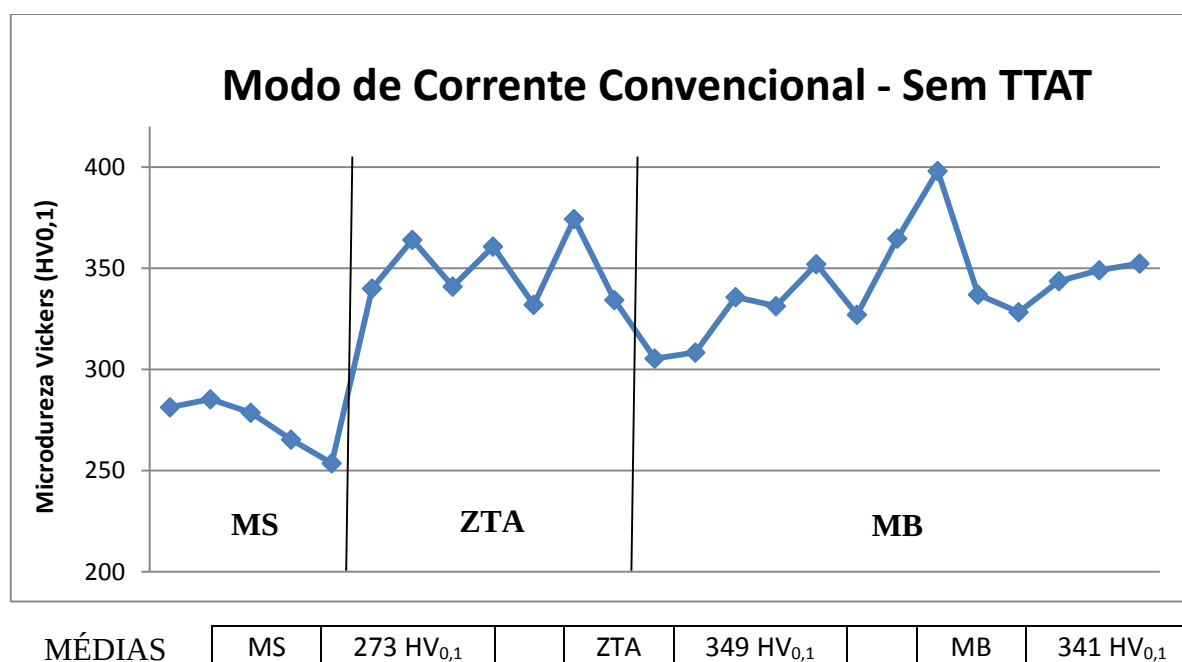
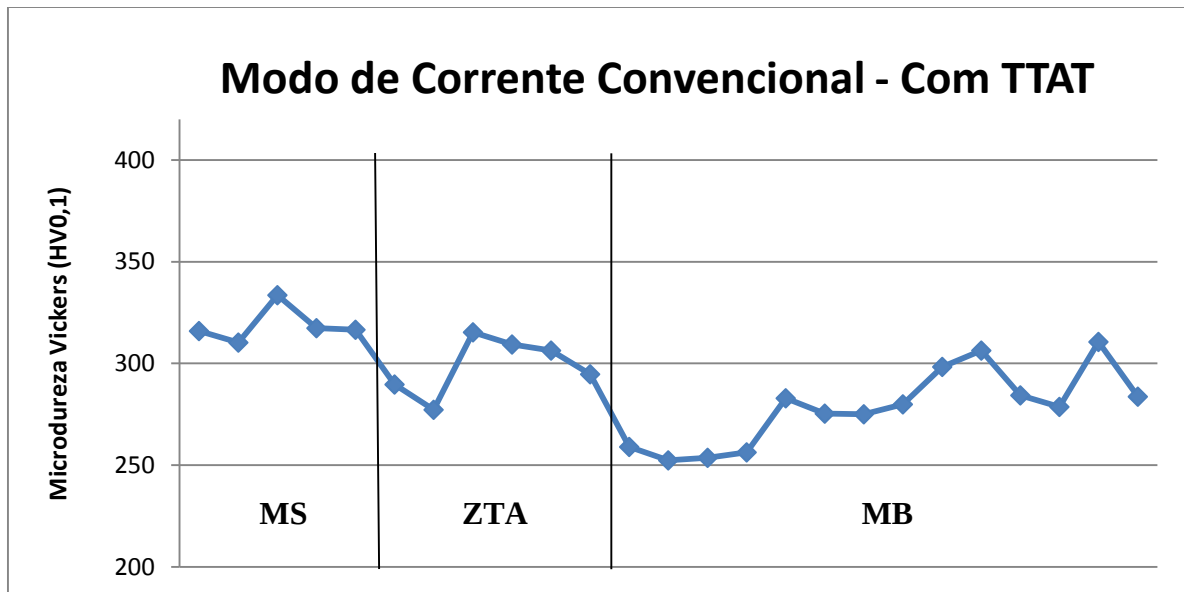


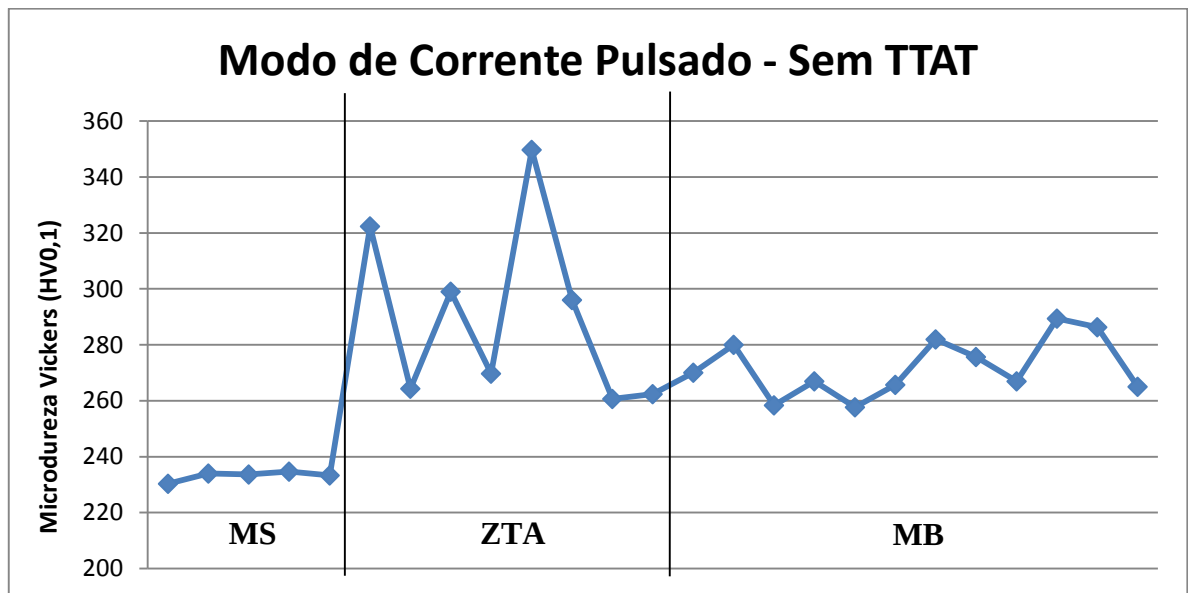
Figura 4. 19. Perfil de microdureza Vickers, corrente convencional, sem TTAT.



MÉDIAS

MS	319 HV _{0,1}		ZTA	299 HV _{0,1}		MB	278 HV _{0,1}
----	-----------------------	--	-----	-----------------------	--	----	-----------------------

Figura 4. 20. Perfil de microdureza Vickers, corrente convencional, com TTAT.



MÉDIAS

MS	233 HV _{0,1}		ZTA	291 HV _{0,1}		MB	272 HV _{0,1}
----	-----------------------	--	-----	-----------------------	--	----	-----------------------

Figura 4. 21. Perfil de microdureza Vickers, corrente pulsada, sem TTAT.

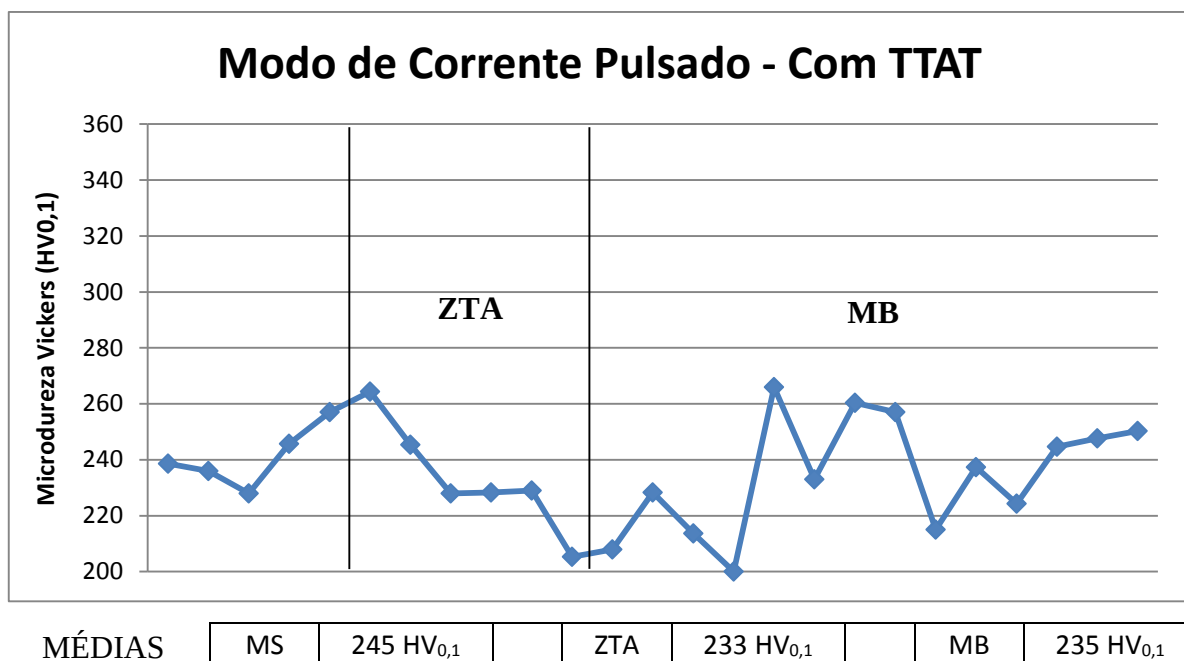


Figura 4. 22. Perfil de microdureza Vickers, corrente pulsada, com TTAT

4.6. Perfil de dureza

A Tabela 4.1 apresenta em escala Rockwell C (HRC) os valores obtidos nos ensaios de dureza das amostras amateigadas. Os ensaios foram realizados com base na norma NACE MR0175, seguindo-se as recomendações exigidas para avaliação de materiais soldados. De acordo com esta norma, os valores de dureza na ZTA não devem ultrapassar 22 HRC.

Tabela 4.1. Dureza média das amostras amateigadas, valores na escala HRC.

Condição	2ª camada	1ª camada	ZTA	MB
Corrente convencional - sem TTAT	20	15	27	30
Corrente convencional - Com TTAT	28	25	23	22
Corrente pulsado - Sem TTAT	16	13	31	30
Corrente pulsado - Com TTAT	26	19	21	20

Como podem ser observados na Tabela 4.1, os valores de dureza obtidos na ZTA da amostra amateigada pelo modo de corrente pulsado e realização de TTAT estão de acordo com o indicado pela norma (22 HRC), o que caracteriza que os procedimentos de soldagem utilizados no processo e o tratamento térmico pós-soldagem atenderam a norma nesse quesito.

Atenta-se também para a influência do TTAT sobre a dureza na ZTA para ambos os modos de corrente, verifica-se o efeito deste tratamento sobre os valores de dureza nesta região. Observa-se também que este efeito foi mais significativo na ZTA das amostras do modo pulsado.

Em relação ao modo de corrente, as amostras amateigadas pelo MIG pulsado apresentaram, em geral, menores valores de dureza.

Assim como o perfil de microdureza perpendicular à linha de fusão, o de dureza apresentou o mesmo comportamento da realização do TTAT ocasionar um aumento na dureza do metal de solda e diminuição na dureza da ZTA.

O estudo da ZTA por meio de ensaios de dureza é importante para avaliar essa propriedade em um nível microestrutural e assim analisar a relação resistência/fragilidade da ZTA como um todo. Esse estudo se faz necessário também para verificar a adequação do procedimento de soldagem empregado às normas vigentes utilizadas, uma vez que um dos critérios utilizados por tais normas é a dureza (OLIVEIRA, 2013).

Ao relacionar os resultados obtidos nas avaliações microestrutural e de microdureza com os de dureza, levanta-se a problemática de que embora a amostra MIG pulsado – Com TTAT tenha sido aprovada pela NACE MR0175 quanto à dureza, ela apresenta regiões de elevada microdureza em sua interface dissimilar, sendo a amostra considerada como a que teve maior frequência no surgimento de ZPDs, o que a torna altamente susceptíveis a falhas.

CAPÍTULO V

5. CONCLUSÕES

Com base nos objetivos propostos, na metodologia experimental adotada e nos resultados obtidos e discutidos nesta pesquisa, algumas conclusões podem ser pressupostas:

- As interfaces dissimilares de todas as amostras apresentaram a formação de zonas parcialmente diluídas (ZPDs);
- Independente do modo de corrente utilizado e do uso de TTAT, foram encontradas regiões de grãos grosseiros (Zona Δ), de crescimento planar (zona ϕ), de crescimento celular (zona II) e de zona martensítica, rica em ferro (zona M);
- Houve um aumento na microdureza da zona ϕ das amostras submetidas ao TTAT. Esse efeito deve estar associado à difusão de carbono durante o TTAT;
- A zona M foi encontrada em todas as interfaces de amantejamento, apresenta-se de forma descontínua e com diferentes morfologias. Ela está mais evidenciada na interface do amantejamento com o modo de corrente pulsado;
- O uso do TTAT não foi eficaz no revenimento das zonas M;
- As zonas termicamente afetadas pelo calor estão compostas basicamente por martensita revenida, independentemente do modo de corrente e do TTAT;
- O TTAT aumentou a microdureza do metal de solda e reduziu a da ZTA para ambas as condições utilizadas. Porém, o modo pulsado apresentou menores níveis de dureza na ZTA do que o modo convencional;
- Os resultados de microdureza permitiram também avaliar essa propriedade na interface dissimilar e mostrou resultados que podem vir a se contrapor ao que a norma NACE MR0175 exige em relação ao uso de TTAT;
- Os resultados do perfil de microdureza corroboraram os resultados do perfil de dureza no que diz respeito ao efeito do TTAT na ZTA;
- A dureza na ZTA da amostra amantejada com o modo de corrente pulsado e submetida ao TTAT pós-soldagem atendeu aos requisitos da norma NACE MR0175.

CAPÍTULO VI

6. REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS

ALEXANDROV, B.T. et al. **Fusion boundary microstructure evolution associated with embrittlement of Ni-base overlays applied to carbon steel** – Welding in the World 57, 39-53, 2013.

ALMEIDA, J. G. **Influência do hidrogênio na tenacidade quase estática de uma junta soldada dissimilar constituída de aços ARBL e metal de adição BS NA21 (Inconel 625)**. Tese (Doutorado em Engenharia Mecânica) - Universidade Federal da Paraíba. João Pessoa, p. 191. 2014.

ANDRADE, A. F. C. **Influência da corrente de pulso, tempo de pulso e diâmetro de gota sobre a estabilidade da transferência metálica no processo MIG-P**. Dissertação (Mestrado em Engenharia Mecânica) – Universidade Federal do Rio Grande do Norte. Natal, p. 107. 2012.

ARAUJO, L. S. **Processamento e caracterização de superliga de níquel 718 para aplicações nucleares**. Tese. COPPE/UFRJ, Rio de Janeiro, Brasil, 2012.

ASM, AMERICAN SOCIETY FOR METALS – **Metals Handbook**, 9ª edição, Ohio, 1983. P. 195. Vol. 6. ASM, Welding, Brazing and Soldering.

ASM Metals Handbook: **"Welding, Brazing and Soldering"**, vol. 6, 10th Edition edn; 1993.

AZEVEDO, A. G. L. D. **Aplicação da técnica da dupla camada na soldagem do aço ABNT 1045**. Dissertação (Mestrado em engenharia mecânica) - Universidade Federal Do Ceará. Fortaleza, 2002.

AWS Welding Handbook: **Welding Process – Volume 2**. American Welding Society. 8ª Edição. Miami. 1997.

AWS. Welding Handbook - **Materials and Applications** - Part 1. Miami: American Welding Society, v.3. 1996.

BAESLACK, W. A.; LIPPOLD, J. C.; SAVAGE, W. F. **Unmixed Zone Formation in Austenitic Stainless Steel Weldments**. Welding Journal, v. V. 58, n. n. 6, p. p. 169 176, 1979.

BANOVIC, S. W.; DUPONT, J. N.; MARDER, A. R. **Dilution and microsegregation in dissimilar metal welds between super austenitic stainless steel and nickel base alloys**. Science and Technology of Welding and Joining, v. 7 nº 6, p. 374-382. 2002.

BARBOSA, R. C. **Uma mudança de paradigma na soldagem de tubos de grande diâmetro e espessura.** Projeto de dissertação. Universidade Federal de Santa Catarina. Florianópolis. 2015.

BARRA, S. R. **Influência dos procedimentos de soldagem sobre a resistência à cavitação de depósitos obtidos com a utilização de arames tubulares de aços inoxidáveis ligados ao cobalto.** 1998.

BARRA, S. R. **Influência do processo MIG/MAG térmico sobre a microestrutura e a geometria da zona fundida.** Tese (Doutorado em Engenharia Mecânica) – Universidade Federal de Santa Catarina. Florianópolis, p. 218. 2003.

BATISTA, V. R. et al. **Caracterização da interface de depósitos de solda de Inconel 625 sobre aços AISI 8630 e AISI 4130 temperados e revenidos.** 22º CBECiMat - Congresso Brasileiro de Engenharia e Ciência dos Materiais: November; Natal - RN. 2016.

BEAUGRAND, V. C. M.; SMITH, L. S.; GITTO, M. F. **Subsea dissimilar joints: failure mechanisms and opportunities for mitigation.** In: NACE Corrosion 2009, 2009b, Atlanta - Georgia - USA. NACE. p. Paper N° 09305.

BELTRÃO, D. M. **Caracterização microestrutural do aço AISI 4130 amantado com ligas de níquel.** Dissertação (Mestrado em Engenharia Mecânica) – Universidade Federal da Paraíba. João Pessoa. p. 91. 2017.

BHAVSAR, R. B. **Use of alloy 718 and 725 in oil and gas industry.** Superalloys 718, 625, 706 and Various Derivatives, pp. 47–55, The Minerals, Metals & Materials Society, 2001.

BINGUL, Z.; COOK, G. E. **A real time prediction model of electrode extension for GMAW.** IEEE/ASME Transactions on mechatronics, vol. 11, n. 1, February, p. 47-54. 2006.

CANTARIN, T. N. **Caracterizações mecânicas e microestruturais do aço AISI 8630 modificado, revestido com a liga de níquel 625 por soldagem “GTAW”.** Dissertação (Mestrado em ciências e tecnologia nuclear – materiais) - Instituto de pesquisas energéticas e nucleares, Autarquia associada à Universidade de São Paulo. São Paulo, p. 92. 2011.

CHRISTO, A.; D’OLIVEIRA, A. S. C. M. **Proteção de tubulações expostas ao coque.** Em: VIICoNEMI- Congresso Nacional de Engenharia Mecânica e Industrial. Curitiba – PR, 2007.

COSTA, E. C. **Caracterização do aço SAE 8630 modificado e amantado com inconel 625 pelo processo de soldagem GMAW.** Dissertação (mestrado em engenharia mecânica) - Universidade Federal da Paraíba. João pessoa, p. 78. 2013.

CORREA, C. A. **Aço inoxidável martensítico aplicado em revestimento pelo processo MIG pulsado e convencional.** Dissertação (Mestrado em Engenharia Mecânica) – Universidade Estadual de Campinas. Campinas, p. 108. 2000.

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

DISSIMILAR METALS, Welding Handbook, 7th Ed., Vol 4, American Welding Society, 1982, P 514-547.

DODGE, M.F. et al. (2013) - **Environment induced cracking in weld joints in subsea oil and gas systems - Part II**, Proceedings of the ASME 2013 32nd International Conference on Ocean, Offshore and Arctic Engineering (OMAE2013) June 9-14, 2013, Nantes, France.

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

DUTRA, J. C. **Procedimento computadorizado de estudo de transferência metálica para a determinação das variáveis de soldagem com corrente pulsada**. Universidade Federal de Santa Catarina. 1989. Disponível em: http://www.labsolda.ufsc.br/publicacoes/artigos/1989_ents_jair.pdf.

FARIAS, J. P. e AGUIAR, W. M. **Soldagem do aço ABNT 4140 sem tratamento térmico posterior**. Revista Tecnologia. v. 24. n. 1, p. 26-36. Fortaleza-CE, Junho de 2003.

FBTS. **Processos de soldagem – Soldagem MIG/MAG**. Fundação Brasileira de Tecnologia da Soldagem – Curso de inspetor de soldagem. Disponível em: http://www.fbts.org.br/quantum/cursos/000071/downloads/M1_D4_T4_MIG%20MAG.pdf, acesso em 02 de Julho de 2018.

FENSKE, J. A.; **Microstructure and hydrogen induced failure mechanisms in iron nickel weldments**. Tese (Doutorado em Ciência e Engenharia de Materiais)- Universidade de Illinois. Illinois. 2010.

FENSKE, J. A. et al. **Microstructure and Hydrogen-Induced Failure Mechanisms in Fe and Ni Alloy Weldments**. Metallurgical and Materials Transactions A. v. 43, n. 9, p. 3011-3022, 2012/09/01 2012.

FERREIRA, D. C. **Fragilização por hidrogênio de juntas dissimilares em forjados submarinos**, Rio Welding 2014. Rio de Janeiro, Brasil, 2014.

FILHO, A. J. S. M. **Avaliação de juntas soldadas dos aços AISI 8630M e ASTM A182 F22 amanteigadas pelo processo PTA com a liga de níquel UNS N0662**. Dissertação (mestrado em ciência e engenharia de materiais) – Universidade Federal do Ceará. Fortaleza, p. 113. 2014.

FOLKHARD, Erich. **Welding Metallurgy of Stainless Steels**. Springer-Verlag WienNew York, 1988. 279p.

FORTES, C. **Soldagem Mig/Mag, Assistência Técnica Consumíveis**. Escola superior aberta do Brasil – ESAB BR. 2005. Disponível em:

<http://www.esab.com.br/br/por/instrucao/biblioteca/upload/1901104rev0_apostilasoldagemmigmag.pdf>, Acesso em 03 de Julho de 2018.

FRATARI, Rômulo Queiroz; SCHVARTZMAN, Mônica MAM; SCOTTI, Américo. **Otimização dos parâmetros de tecimento para confecção de amanteigamento em chapas de aço ao carbono pelo processo TIG com arame AWS ER309L**. Soldagem & Inspeção, v. 15, n. 3, p. 209-217, 2010.

GAREIS, B. **A soldagem simples como ela**. Recife: SACTES, 223p.: (Coleção manuais técnicos; 9). 1994.

GITTOS, M. F.; GOOCH, T. G. **The Interface below Stainless Steel and Nickel-Alloy Claddings**. Welding Research Supplement, p. 461S-472S, 1992.

GITTOS, M. F. **Disbonding of Austenitic Stainless Steel Cladding Following High Temperature Hydrogen Service**. Welding in the World, v. 52, n. 3-4, p. 54-67, 2008/03/01 2008.

GOMES, J .H. F. **Análise e otimização da soldagem de revestimento de chapas de aço ABNT 1020 utilização de arame tubular inoxidável austenítico**. Dissertação - Universidade Federal de Itajubá. Itajubá. 2010.

GOULD EK: **Development of Constitution Diagram for Dissimilar Metal Welds in Nickel Alloys and Carbon and Low Alloy Steels**. Ohio: The Ohio State University; 2010.

INFOSOLDA. **Processo MIG/MAG – Modos de transferência**. Soldagem – Coleção tecnológica SENAI – 1ª ED. 1997. Disponível em: <http://www.infosolda.com.br/biblioteca-digital/livros-senai/processos/175-processo-mig-mag-modos-de-transferencias.html>, acesso em 02 de Julho de 2018.

JÚNIOR. R. G. **Novos métodos de controle da soldagem MIG\MAG**. Tese (Engenharia Mecânica). Universidade Federal de Santa Catarina, Florianópolis, 2002.

KALLIGERAKIS, K.; MELLOR, B.G. **Overlay welding using pulsed MIG welding: bead profile and dilution**. International Journal for the Joining of Materials, vol. 7, n. 1, pp. 16-22. 1995.

KEJELIN, N. Z.; BUSCHINELLI, A. J. A.; POPE, A. M. **Influence of Welding Parameters on the Formation of Partially Diluted Zones of Dissimilar Metal Welds**. Soldagem & Inspeção, v. 12, Nº 3, p. 195-203, Jul/Setembro, 2007 2007.

KEJELIN, N. Z.; BUSCHINELLI, A.J.A.; POPE. A. M. **Effects of Welding Parameters on the Partially Diluted Zones Formation at Dissimilar metal Welds**. Anais do 18th International Congress of Mechanical Engineering COBEM, Ouro Preto MG, novembro de 2005.

KEJELIN, N. Z. **Soldagem de revestimento de aços comuns C-Mn com superliga a base de níquel Inconel 625**. Tese – Universidade Federal de Santa Catarina. 2012.

KIM, Y. S.; EAGAR, T. W. **Metal transfer in pulsed current gas metal arc welding.** Welding Journal, v. 72, n. 7, p. 279-287. 1993.

KOU, S. **Welding Metallurgy.** John Wiley e Sons, 2nd ed. New Jersey, United States, 2003.

MACHADO, I. G. **Soldagem & Técnicas Conexas: Processos.** Universidade Federal do Rio Grande do Sul. Porto Alegre. 1996.

MIRANDA, E. C. **Revestimentos de ligas de níquel depositados pelo processo plasma pó para aplicações na indústria do petróleo e gás.** Tese (Doutorado em engenharia e ciência dos materiais) – Universidade Federal do Ceará. Fortaleza, p. 169. 2014.

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

MOTA, C. A. M.; NASCIMENTO, A. S.; GARCIA, D.N.; SILVA, D. A. S.; TEIXEIRA, F.R.; FERRARESI, V.A. **Revestimento de níquel depositado pela soldagem MIG e MIG com arame frio.** Soldagem & inspeção. Brasil, 2016.

NACE. **Petroleum and natural gas industries - Materials for use in H₂S-containing environments in oil and gas production Part 1: General principles for selection of cracking-resistant materials:** NACE MRO175/ISO 15156-1:2001/Cor.l:2005(E). U.S.A.: NACE. 2005.

NORRISH, J. **Advanced welding process.** IOP Publishing Ltd, 1992. Cap. 7: Gas metal arc welding. P. 131-173.

NOVA, A. M. V. **Influência da corrente de soldagem e da composição do metal de adição sobre o comportamento mecânico de juntas soldadas dissimilares.** Dissertação (Mestrado em Engenharia Mecânica) – Universidade Federal da Paraíba. João Pessoa, p.107. 2018.

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, Cancun, Mexico. 2003.

OLIVEIRA, G. L. G. D. **Soldagem dissimilar dos aços AISI 8630M E ASTM A182 F22 para aplicações subaquáticas.** Tese (Doutorado em Engenharia e Ciências dos Materiais) – Universidade Federal do Ceará. Fortaleza, p. 228. 2013.

OMAR, A. A. **Effects of Welding Parameters on Hard Zone Formation at Dissimilar Metal Welds.** Welding Journal. v. 87- N° 2, p. 86-93, February 1998.

PESSOA, A. R. P. **Revestimento de Ligas de Níquel pelo processo MIG/MAG com transferência por curto-circuito.** Dissertação (Mestrado em Engenharia e Ciência dos Materiais) - Universidade Federal do Ceará. Fortaleza. 2009.

PLANT, W. H. **The Cost Effective Use of Nickel Alloys and Stainless Steels for Chimneys (Stacks) in Air Pollution Control Systems.** CORROSION 2000, 2000.

PONTES, M. K. G. **Estudo da compatibilidade metalúrgica de juntas soldadas de metais dissimilares utilizados no setor de petróleo e gás.** Dissertação (Mestrado em Engenharia Mecânica) – Universidade Federal de Campina Grande. Campina Grande, p. 2012.

PRAVEEN, P.; YARLAGADDA, P. K. D. V. **Meeting challenges in welding of aluminium alloys through pulse gas metal arc welding.** Journal of materials processing technology. V. 164, p. 1106-1112. 2005.

RAO, M. N. **Pitting corrosion of sheets of a nickel-base superalloy.** Materials and corrosion. v. 60, p. 49-52, 2009.

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.

SAVAGE, W. F.; NIPPES, E. F.; SZEKERES, E. S. **A study of fusion boundary phenomena in a low alloy steel.** Welding Journal, v. 55 (9), p. 260-s-268-s, 1976.

SAVAGE, W.; SZEKERES, E. **A Mechanism for Crack Formation in HY-80 Steel Weldments.** WELDING JOURNAL, v. 46 (2), p. 94-s-96-s, 1967.

SAVI, B. M. **Desenvolvimento tecnológico para soldagem MIG de ligas de alumínio 5083 h116.** Dissertação (Mestrado em Ciência e Engenharia de Materiais) – Universidade Federal de Santa Catarina. Florianópolis, p. 103. 2014.

SCHVARTZMAN, M. M. A. M.; QUINAN, M. A. D.; CAMPOS, W. R. C.; LIMA, L. I. L. **Avaliação da Suscetibilidade à Corrosão sob Tensão da ZAC do aço inoxidável AISI 316L em Ambiente de Reator Nuclear PWR.** Soldagem Inspeção, Vol. 14, N°. 3, p.228-237, São Paulo, Jul/Set 2009.

SCOTTI, A.; PONOMAREV, V. **Soldagem MIG/MAG – Melhor entendimento, melhor desempenho.** 1ª ed. Artliber. 2008.

SHOEMAKER, L. E. **Alloys 625 and 725: Trends in properties and applications.** Superalloys 718, 625, 706 and Derivatives, pp. 409–418, The Minerals, Metals & Materials Society, 2005.

SILVA, C. C.; AFONSO, C. R.; RAMIREZ, A. J.; MORRA, M. F.; MIRANDA, H. C. e FARIAS, J. P. **Aspectos metalúrgicos de revestimentos dissimilares com a superliga à base de níquel Inconel 625.** Soldagem e inspeção, 251-263. 2012.

SILVA, C. C. et al. **Influence of Welding in Operational Conditions on the Partial Mixed Zone Formation in Ni-Based Dissimilar Weld Overlay.** In: Trends in Welding Research, Proceedings of the 9th International Conference, Chicago, Illinois, USA. 2013.

SILVA, M. M. **Caracterização de solda de revestimento de AWS 317L depositados por GMAW duplo arame em aços ASTM a 516 gr 60 para uso na indústria do petróleo.** Soldagem&Inspeção, v. 15, n. 3, p. 225-233, 2010.

SIMAS, T. B. S. I. **Efeito dos tratamentos térmicos pós-soldagem na microestrutura de uma junta dissimilar entre aço baixo carbono e a liga Inconel 625**. Dissertação (mestrado em engenharia e ciências dos materiais) – Universidade Estadual do Norte Fluminense. Campos dos Goytacazes, p. 106. 2015.

SOARES, B. M.; GONÇALVES T. N.; GOMES, F. J. O. **Caracterização microestrutural de solda dissimilar – aço inoxidável austenítico AISI 304 com adição de liga de níquel Inconel 625**. Techno. Metal. Mater. Miner; São Paulo, vol. 6, nº 1. 2009.

SPECIAL METALS CORPORATION, “INCONEL® alloy 725”. 2005. Disponível em: <http://www.specialmetalswipgin.co.uk/pdfs/products/INCONEL%20alloy%20725.pdf>, acesso em 06 de julho de 2018.

WAINER, E. **Soldagem: processos e metalurgia/ coordenação Emílio Wainer, Sérgio Duarte Brandi, Décourt Homem de Mello**. 2ª edição. São Paulo. Edgard Blucher. 1992.

WIRTH, E. M. **Estudo da interação do hidrogênio com a microestrutura da liga 725**. TCC (graduação em engenharia metalúrgica) – Universidade Federal do Rio de Janeiro. Rio de Janeiro, 2018.

YANG, Y. K.; KOU, S. **Weld-Bottom Macrosegregation Caused by Dissimilar Filler Metals**. WELDING JOURNAL, v. 86, p. 379-s-387-s, 2007.