



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

**INFLUÊNCIA DA CORRENTE DE SOLDAGEM E DA COMPOSIÇÃO DO METAL
DE ADIÇÃO SOBRE O COMPORTAMENTO MECÂNICO DE JUNTAS SOLDADAS
DISSIMILARES**

Antônio Marcos Vila Nova

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

JOÃO PESSOA - PB

2018

ANTÔNIO MARCOS VILA NOVA

**INFLUÊNCIA DA CORRENTE DE SOLDAGEM E DA COMPOSIÇÃO DO METAL
DE ADIÇÃO SOBRE O COMPORTAMENTO MECÂNICO DE JUNTAS SOLDADAS
DISSIMILARES**

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

Catálogo na publicação
Seção de Catalogação e Classificação

N936i Nova, Antonio Marcos Vila.

Influência da corrente de soldagem e da composição do metal de adição sobre o comportamento mecânico de juntas soldadas dissimilares / Antonio Marcos Vila Nova. - João Pessoa, 2018.

116 f. : il.

Dissertação (Mestrado) - UFPB/CT.

1. soldagem. 2. revestimento. 3. ligas de níquel. 4. propriedades mecânicas. I. Título

UFPB/BC

INFLUÊNCIA DA CORRENTE DE SOLDAGEM E DA COMPOSIÇÃO DO METAL DE ADIÇÃO SOBRE O COMPORTAMENTO MECÂNICO DE JUNTAS SOLDADAS DISSIMILARES

por

Antônio Marcos Vila Nova

Dissertação aprovada em 26 de janeiro de 2018



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



Prof. Dr. JOSINALDO PEREIRA LEITE
Examinador Interno - UFPB



Prof. Dr. SÉRGIO RODRIGUES BARRA
Examinador Externo – UFRN

AGRADECIMENTOS

Aos meus pais Antônio Vila Nova e Teresinha Machado dos Santos pelo suporte dado durante minha vida acadêmica além de sua dedicação e empenho na minha formação pessoal e profissional. Serei eternamente grato por todos os sacrifícios, que foram muitos, para que hoje possa está me qualificando cada vez mais.

As minhas irmãs Maria Emília Vila Nova, Maria Elizabete Vila Nova e Maria Eliana Vila Nova que sempre estiveram ao meu lado me apoiando ajudando no que fosse preciso e dando suporte.

A minha noiva Sheila de Moraes Costa por sua compreensão e apoio em todos os momentos, sempre que precisei estava ao meu lado me incentivando, apoiando e me fazendo continuar nessa caminhada que requer muita dedicação e apoio de todos entes queridos, e com ela não foi diferente.

Ao professor e orientador Dr. José Hilton Ferreira da Silva, pela oportunidade e orientação deste trabalho, que foi muito importante tanto no meu crescimento pessoal como profissional devido à grande aquisição de conhecimento acumulado durante esse período.

Aos amigos da Pós-Graduação que quando necessário davam um suporte com informações importantíssimas ao longo desse trabalho, em especial: Daniel Milanês, Roneles, Esdras, Adiana, Edleuson, Cassio e Ronaldo.

Aos técnicos da oficina mecânica que deram um auxílio na usinagem dos corpos de prova utilizados nessa pesquisa.

Ao Prof. Dr. Sérgio Rodrigues Barra pela disponibilidade da infraestrutura do Laboratório de Ensaios Mecânico da UFRN.

Enfim, quero agradecer a todos que colaboraram de maneira direta ou indireta para o desenvolvimento e conclusão deste trabalho

INFLUÊNCIA DA CORRENTE DE SOLDAGEM E DA COMPOSIÇÃO DO METAL DE ADIÇÃO SOBRE O COMPORTAMENTO MECÂNICO DE JUNTAS SOLDADAS DISSIMILARES

RESUMO

Falhas em juntas dissimilares de estruturas submarinas têm ocorrido. Várias pesquisas têm sido desenvolvidas para determinar o melhor procedimento de soldagem que resulte numa junta soldada com propriedades mecânicas apropriadas para aplicação em ambientes tão agressivos mecânica e quimicamente. Este trabalho tem como principal objetivo avaliar a influência do modo de corrente e do tipo de metal de adição sobre o comportamento mecânico de juntas dissimilares do aço SAE 4130 previamente amanteigado com ligas de níquel e soldado ao aço ASTM A36. As variáveis de influência foram o modo da corrente de soldagem (convencional e pulsada) e o tipo de metais de adição, os arames AWS ERNiCrMo-3 (Inconel 625) e AWS ERNiCrMo-15 (Inconel 725). Como variáveis de resposta foram analisadas a resistência mecânica, a dureza e a tenacidade ao impacto na interface das juntas dissimilares, região considerada crítica. Os resultados foram caracterizados por ensaios mecânicos e microscopia (MO, MEV). Os resultados mostram que o comportamento mecânico da interface amanteigamento-substrato é influenciado pela corrente de soldagem e pelo tipo de metal de adição; os resultados mostraram também o procedimento de soldagem com o Inconel 625 e corrente pulsada mostrou-se mais apropriados para as propriedades mecânicas estudadas.

Palavras-chave: soldagem, revestimento, ligas de níquel, propriedades mecânicas.

INFLUENCE OF THE WELDING CURRENT AND COMPOSITION OF THE METAL OF ADDITION ABOUT THE MECHANICAL BEHAVIOR OF DISSIMILAR WELDED JOINTS

ABSTRACT

Failures in dissimilar joints of underwater structures have occurred. Several researches have been developed to determine the best welding procedure that results in a welded joint with mechanical properties appropriate for application in such aggressive environments mechanically and chemically. This work has as main objective to evaluate the influence of current mode and type of addition metal on the mechanical behavior of dissimilar joints of SAE 4130 steel previously buttered with nickel alloys and welded to ASTM A36 steel. The influence variables were the welding current mode (conventional and pulsed) and the type of addition metals, AWS ERNiCrMo-3 (Inconel 625) and AWS ERNiCrMo-15 (Inconel 725) wires. As response variables, mechanical strength, hardness and impact toughness were analyzed at the interface of dissimilar joints, a critical region. The results were characterized by mechanical tests and microscopy (MO, MEV). The results show that the mechanical behavior of the buttery-substrate interface is influenced by the welding current and by the type of addition metal; the results also showed the welding procedure with Inconel 625 and pulsed current showed to be more appropriate for the mechanical properties studied.

Keywords: welding, coating, nickel alloys, mechanical properties.

LISTA DE FIGURAS

Figura 1.1	Representação de uma solda dissimilar 8630/625 nos <i>manifolds</i> de Thunder Horse e o local da falha (BEAUGRAND et al., 2009b)	2
Figura 2.1	Equipamento básico do processo GMAW.	5
Figura 2.2	Forças na transferência do metal.	7
Figura 2.3	Classes e respectivos modos naturais de transferência metálica que acontecem no processo MIG/MAG.	8
Figura 2.4	Representação genérica do processo de pulsação, onde (a) características das ondas de pulso de corrente e (b) região ótima para o processo de transferência.	12
Figura 2.5	Diagrama de Graville adotado pela AWS para avaliar a possibilidade de trincamento a frio.	15
Figura 2.6	Perfil geométrico de um cordão de solda.	17
Figura 2.7	Representação de uma solda dissimilar com um amanteigamento na interface do aço liga, representada através de uma macrografia.	20
Figura 2.8	Ciclos térmicos calculados para 100 μ m da linha de fusão em duas energias de soldagem em aço inoxidável ferrítico.	23
Figura 2.9	Distribuição da temperatura do aporte térmico nas transformações microestrutural da ZTA de uma junta monopasse, tendo como referência as temperaturas de transformação do diagrama Fe-Fe ₃ C.	25
Figura 2.10	Estruturas da ZTA em monopasse correspondente a: RGG, RGF, RIC, RSC.	26
Figura 2.11	Esquema das regiões de transformação microestrutural das RGG e RGF, decorrente dos ciclos térmicos em uma junta soldada multipasse.	28
Figura 2.12	Esquema da poça de fusão proposto por Savage <i>et al.</i> (1976).	29
Figura 2.13	Micrografia da interface dissimilar. a) centro do cordão. b) entre passes.	30
Figura 2.14	Micrografia da interface dissimilar do AISI4130/Inconel725, com a presença das regiões denominadas por Doody.	31
Figura 2.15	Esquema do grau de abrangência da mecânica da fratura, tanto em áreas de conhecimento quanto escala dimensional.	32

Figura 2.16	Representação esquemática dos mecanismos de trinca, em: (a) alveolar, (b) por clivagem e (c) intergranular.	33
Figura 2.17	Aspectos fractográficos de dois diferentes micromecanismos de fratura. (a) fratura frágil por clivagem e b) fratura dúctil com microcavidades ou <i>dimples</i> .	34
Figura 2.18	Representação do mecanismo de fratura dúctil em aços.	34
Figura 2.19	Influência da direção principal de carga no formato dos alvéolos formados na região fraturada do material.	35
Figura 2.20	Modo de fratura combinada: com regiões de clivagem, intergranular e alveolar.	36
Figura 3.1	Composição da bancada de soldagem: (1) fonte de soldagem DIGI Plus A7- ARM7; (2) cilindros de gás; (3) equipamento para translação da tocha; (4) sistema de aquisição de dados; (5) alimentador de arame.	40
Figura 3.2	Fluxograma das etapas do trabalho.	42
Figura 3.3	Representação esquemática do corte e extração das chapas do aço AISI 4130.	43
Figura 3.4	Confecção do metal de base AISI 4130 com abas nas laterais.	44
Figura 3.5	Pré-aquecimento entre 240°C a 280°C.	44
Figura 3.6	Camadas e cordões utilizados na soldagem de amanteigamento.	46
Figura 3.7	Posição na sobreposição dos cordões.	47
Figura 3.8	Amanteigamento com Inconel 725: a) pulsado b) convencional.	47
Figura 3.9	Amanteigamento com Inconel 625: a) pulsado b) convencional.	47
Figura 3.10	Usinagem dos amanteigamentos: a) corte na serra fita b) faceamento na fresa.	48
Figura 3.11	realização do TTAT no forno.	48
Figura 3.12	Ciclo térmico do tratamento de alívio de tensão.	49
Figura 3.13	Chanfro em forma de “J” para o aço ASTM-A36 seguindo o padrão das dimensões do AISI4130.	49
Figura 3.14	Junta soldada com Inconel 725 no modo convencional.	51
Figura 3.15	unta soldada após faceamento na fresa.	51
Figura 3.16	Regiões de onde serão tirados os corpos de prova.	52
Figura 3.17	Dimensões dos corpos de prova para ensaios de charpy segundo a norma. ASTM E23-02, (2012).	53

Figura 3.18	Corpos de prova para os ensaios de Charpy-V: a) entalhe no metal de solda, b) entalhe nas proximidades da linha de fusão.	53
Figura 3.19	Corpos de prova de acordo com a norma (ASTM E8/8M-04, 2009).	54
Figura 3.20	Padrão dos corpos de prova para o ensaio de tração.	54
Figura 3.21	Localização das medições de dureza da junta soldada, seguindo as distâncias e posições estabelecidas pela norma NACE MR0175, (medidas em mm).	55
Figura 3.22	Representação do perfil de ensaio de microdureza.	55
Figura 4.1	Oscilograma de tensão e corrente para a soldagem de amanteigamento com Inconel 625 no modo corrente pulsada.	57
Figura 4.2	Oscilograma de tensão e corrente para a soldagem de amanteigamento com Inconel 625 no modo corrente convencional.	58
Figura 4.3	Oscilograma de tensão e corrente para a soldagem de amanteigamento com Inconel 725 no modo corrente pulsada.	59
Figura 4.4	Oscilograma de tensão e corrente para a soldagem de amanteigamento com Inconel 725 no modo corrente convencional.	60
Figura 4.5	Macrográfias das Juntas soldadas com a delimitação de suas respectivas ZTA.	61
Figura 4.6	Microscopia óptica da: a) interface do AISI 4130 com o Inconel 725 no modo convencional; b) metal de base o aço AISI 4130.	62
Figura 4.7	Região de grãos grosseiros na interface dissimilar do aço AISI 4130 amanteigados com: a) Inconel 725 no modo pulsado; b) Inconel 625 no modo pulsado.	63
Figura 4.8	Regiões denominadas por Beaugrand <i>et al.</i> (2009b) presentes na interface do aço AISI 4130 com: a) Inconel 625 no modo pulsado; b) Inconel 725 no modo pulsado; c) Inconel 725 no modo convencional e d) Inconel 625 no modo Convencional.	64
Figura 4.9	Regiões denominadas por Doody (1992) presentes na interface do aço AISI 4130 com: a) Inconel 725 no modo pulsado; b) Inconel 725 no modo convencional.	65
Figura 4.10	Perfil de composição química ao longo da interface dissimilar do aço AISI 4130/Inconel 625 no modo convencional.	66

Figura 4.11	Presença de zona M nas juntas dissimilares do: a) Inconel 625 no modo convencional; b) Inconel 625 no modo pulsado; c) Inconel 725 no modo convencional e d) Inconel 725 no modo pulsado.	 67
Figura 4.12	Microdureza na interface do amanteigamento do aço AISI 4130 com: a) Inconel 625 com corrente convencional; b) Inconel 625 com corrente pulsada; c) Inconel 725 com corrente convencional. d) Inconel 725 com corrente pulsada.	 68
Figura 4.13	Curva tensão-deformação e seus respectivos corpos de provas rompidos para junta soldada com Inconel 625 no modo convencional.	 70
Figura 4.14	Curva tensão-deformação e seus respectivos corpos de provas rompidos para junta soldada com Inconel 625 no modo pulsado.	 70
Figura 4.15	Curva tensão-deformação e seus respectivos corpos de provas rompidos para junta soldada com Inconel 725 no modo convencional.	 71
Figura 4.16	Curva tensão-deformação e seus respectivos corpos de provas rompidos para junta soldada com Inconel 725 no modo pulsado.	 71
Figura 4.17	Estricções ocorridas nos metais de solda das juntas soldadas com o Inconel 625 e Inconel 725 durante o ensaio de tração.	 72
Figura 4.18	Aspectos macros de fratura após ensaio de Charpy dos corpos de prova, para o Inconel 625 nos modos convencional e pulsado.	 76
Figura 4.19	Aspectos macros de fratura após ensaio de Charpy dos corpos de prova, para o Inconel 725 nos modos convencional e pulsado.	 77
Figura 4.20	Macrografia das regiões de fratura ocorridas nas juntas dissimilares do Inconel 625 no modo convencional (comportamento tendendo a frágil) e pulsado (comportamento tendendo a dúctil) e suas respectivas energias absorvidas durante o ensaio.	 78
Figura 4.21	Superfície de fratura após ensaio de impacto Charpy. Amostra com entalhe na região do metal de solda do Inconel 625 nos modos: a) convencional b) pulsado.	 78
Figura 4.22	Superfície de fratura após ensaio de impacto de Charpy. Amostra com entalhe na região do metal de solda do Inconel 725 nos modos: a) convencional b) pulsado.	 79
Figura 4.23	Superfície de fratura após ensaio de impacto de Charpy. Amostra com entalhe na região da ZTA do Inconel 625 no modo convencional.	 80

Figura 4.24	Superfície de fratura após ensaio de impacto Charpy. Amostra com entalhe na região da ZTA do Inconel 625 no modo pulsado.	81
Figura 4.25	Superfície de fratura após ensaio de impacto de Charpy. Amostra com entalhe na região da ZTA do Inconel 725 no modo convencional com morfologia: a) clivagem e b) mista.	81
Figura 4.26	Superfície de fratura após ensaio de impacto de Charpy. Amostra com entalhe na região do metal de solda do Inconel 725 no modo pulsado.	82
Figura 4.27	Imagem da fratura macro com respectivas posições A, B e B' vistas por microscopia ótica evidenciando regiões frágeis e da posição B" com o (MEV) de uma fratura intergranular na zona Φ na interface do Inconel 725 no modo pulsado.	83
Figura 4.28	Perfil de microdureza Vickers na interface do Inconel 625 com AISI 4130 no modo convencional.	86
Figura 4.29	Perfil de microdureza Vickers na interface do Inconel 625 com AISI 4130 no modo pulsado.	86
Figura 4.30	Perfil de microdureza Vickers na interface do Inconel 725 com AISI 4130 no modo convencional.	87
Figura 4.31	Perfil de microdureza Vickers na interface do Inconel 725 com AISI 4130 no modo pulsado.	87

LISTA DE TABELAS

Tabela 3.1	Composição química (% peso) do aço AISI 4130 segundo o fabricante.	38
Tabela 3.2	Composição química (% peso) do aço ASTM A-36 segundo o fabricante.	38
Tabela 3.3	Composição química do Inconel 625 (% massa) segundo o fabricante.	39
Tabela 3.4	Composição química do Inconel 725 (% massa) segundo o fabricante.	39
Tabela 3.5	Principais propriedades mecânicas do Inconel 725 e 625 segundo o fabricante. .	39
Tabela 3.6	Tratamento térmico do aço AISI 4130: Tempera e Revenimento.	43
Tabela 3.7	Parâmetros de soldagem para o amanteigamento com Inconel 725 no modo convencional e pulsado.	45
Tabela 3.8	Parâmetros de soldagem para o amanteigamento com Inconel 625 no modo convencional e pulsado.	45
Tabela 3.9	Parâmetros da soldagem de fechamento com Inconel (625 e 725), no modo convencional e pulsado.	50
Tabela 4.1	Resultado do ensaio de tração para o metal de base (AISI 4130).	69
Tabela 4.2	Resultado do ensaio de tração para a junta amanteigada, com o Inconel 625 e Inconel 725, ambas com dois modos de corrente.	73
Tabela 4.3	Resultados do ensaio de impacto.	75
Tabela 4.4	Dureza média do amanteigamento do 4130 com Inconel 625 e Inconel 725, nos modos de corrente convencional e pulsado na junta soldada, valores na escala Vickers (HV).	85

LISTA DE ABREVIATURAS E SIGLAS

°C - grau Celsius

°F - grau Fahrenheit

A - Ampere [A]

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

Ac3 - Linha Ac3 no diagrama de equilíbrio correspondente ao final da transformação ferrita-austenita no aquecimento

AISI - American Iron and Steel Institute

Al - Alumínio

API - American Petroleum Institute

Ar - Argônio

ARBL - Alta Resistência e Baixa Liga

ASME - American Society of Mechanical Engineers

ASTM - American Society for Testing Materials

AT - Alongamento Total

AWS - American Welding Society

B - Boro

C - Carbono

Ca - Cálcio

CC+ - Corrente Contínua com polaridade inversa

CE - Carbono Equivalente

CFC - Cúbica da Face Centrada

Co - Cobalto

Cp - Corpo de prova

Cr - Cromo

CT - Centro de Tecnologia

Cu - Cobre

D - Diluição

ER - Eletrodo Revestido

Fe - Ferro

GMAW - Gas Metal Arc Welding

H₂ - gás Hidrogênio

H₂S - Sulfeto de hidrogênio

He - Hélio

HRC - Rockwell Hardness C

HSLA - High-Strength Low-Alloy

HV - Dureza Vickers

I - Corrente

Ib - corrente de base

ICGC - Intercritically Reheated Grain-Coarsened

IIW - Internacional Institute of Welding

Ip - corrente de pulso

J – Joule

L - Largura do cordão

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

N₂ - gás Nitrogênio

NACE - National Association of Corrosion Engineers

Nb - Nióbio

Ni - Níquel

P - Penetração

Pa - Pascal

Pb - Chumbo

Psi - Pounds per Square Inch

PTA-P - Plasma Transferred Arc welding with Powder

R - Reforço

RGF - Região Recristalizada ou Região de Grãos Finos

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

RIC - Região Intercrítica

RSC - Região Subcrítica

S - Enxofre

s - Segundo

SAE – Society of Automotive Engineers

SAP - Sistema de aquisição portátil

SCGC - Subcritically Reheated Grain-Coarsened

SCGF - Supercritically Reheated Grain-Refined

Si - Silício

Sn - Estanho

σ_{LE} - Tensão limite de escoamento [N/mm²]

σ_{LR} - Tensão Limite de resistência [N/mm²]

Ti - Titânio

TIG - Tungsten Inert Gas

TIH - Trincas induzidas por hidrogênio

TTAT - Tratamento Térmico de Alívio de Tensão

TTPS - Tratamento Térmico Pós-Soldagem

U - Tensão

UAGC - Unaltered Grain-Coarsened

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	3
1.1.1 Objetivo Geral	3
1.1.2 Objetivos Específicos	4
CAPÍTULO II	5
2. FUNDAMENTAÇÃO TEÓRICA	5
2.1 Processo de Soldagem GMAW	5
2.1.1 Modos de transferência metálica	6
2.1.2 Transferência por corrente pulsada	9
2.2 Aços de Alta Resistência e Baixa Liga (ARBL)	12
2.3 Soldagem de materiais dissimilares	15
2.3.1 Soldagem de revestimento	18
2.3.2 Soldagem de Amanteigamento	19
2.3.3 Ligas de níquel em amanteigamentos	21
2.4 Transformações Microestruturais na Soldagem Dissimilar	23
2.4.1 Características da ZTA em solda monopasse	24
2.4.2 Transformações da ZTA na soldagem multipasses	27
2.4.3 Zonas parcialmente diluídas (ZPD)	28
2.5 Mecanismos de fratura e tenacidade	31
CAPÍTULO III	38
3. MATERIAIS E MÉTODOS	38
3.1 Metal de Base	38
3.2 Metais de Adição	38
3.3 Equipamentos	40
3.3.1 Bancada de soldagem	40
3.3.2 Máquinas e instrumentos	41
3.4 Procedimento experimental	41
3.4.1 Preparação do metal de base aço AISI 4130	42
3.4.2 Método utilizado na soldagem de amanteigamento	44
3.4.3 Usinagem e tratamento térmico de alívio de tensão	48
3.4.4 Metodologia na soldagem de fechamento	49
3.4.5 Usinagem da junta soldada e retirada dos corpos de prova	51

3.4.5.1 Caracterização metalúrgica.....	52
3.4.5.2 Corpos de prova para ensaios de impacto Charpy-V	52
3.4.5.3 Corpos de prova para ensaios de tração.....	53
3.4.5.4 Corpos de prova para ensaios de dureza.....	54
3.4.5.5 Ensaios de microdureza	55
CAPÍTULO IV.....	56
4. RESULTADOS E DISCUSSÕES	56
4.1 Comportamento da transferência metálica	56
4.2 Análise macrográfica das juntas soldadas	61
4.3 Análise metalúrgica	62
4.4 Ensaio de Tração	69
4.4.1 Comportamento mecânico do aço AISI 4130.....	69
4.4.2 Resistência mecânica das juntas soldadas	69
4.5 Teste de impacto Charpy	74
4.6 Análise da Dureza.....	84
CAPÍTULO V	88
5. CONCLUSÃO.....	88
CAPÍTULO IV.....	89
6. REFERÊNCIAS BIBLIOGRAFICAS	89

CAPÍTULO I

1. INTRODUÇÃO

Vários desafios são enfrentados para a prospecção do petróleo devido a vários fatores tais como a enorme carga gerada pelo peso das tubulações e o ambiente marinho agressivo, este último, gerando adversidades para durabilidade das instalações imersas nesse ambiente. Devido a estes motivos apresentados anteriormente são comuns, o emprego de aços de alta resistência, na utilização de equipamentos submarinos como *árvores de natal*, *manifolds* entre outros, especialmente em locais de alta pressão. Ainda, quando exigido pelas condições de corrosão, estes componentes são geralmente revestidos internamente adotando a soldagem como processo de fabricação com ligas de níquel.

Aços de alta resistência e baixa liga (ARBL), temperados e revenidos, como os aços AISI 8630 e AISI 4130, são comumente utilizados na confecção de válvulas submarinas, os quais devem ser soldados a tubulações para condução do petróleo. Na tentativa de impedir a corrosão destes equipamentos em ambientes marinhos utilizam-se, entre algumas técnicas, a proteção catódica. Entretanto, esta técnica gera hidrogênio livre que pode provocar a fragilização em regiões susceptíveis a presença do hidrogênio como é o caso da zona termicamente afetada das juntas soldadas dos aços citados anteriormente (BEAUGRAND *et al.*, 2009a). Os aços ARBL são utilizados em flanges que por sua vez são unidos a tubulações como pode ser visto esquematicamente na figura 1.1, onde o flange é a parte laranja e a tubulação é a parte vermelha, o processo utilizado para unir o flange a tubulação segue alguns procedimentos realizados para sua utilização na indústria petrolífera entre eles tratamento térmico pós-soldagem (TTPS), amanteigamento do flange para daí então realizar a soldagem de fechamento.

É necessário o tratamento térmico pós-soldagem do aço ARBL, de forma a atender aos critérios de dureza da norma NACE MR 0175/ISO 15156. Entretanto, nestes componentes deve ser evitado o TTPS para a região da soldagem de fechamento entre o forjado e a tubulação adjacente, geralmente constituída de aços (X65 ou X70), devido ao *layout* complexo das tubulações a possibilidade de distorções. São utilizados, portanto, procedimentos especiais para a soldagem de fechamento. É realizado previamente o amanteigamento dos aços ARBL e tratamento térmico pós-soldagem em fábrica. Como o amanteigamento acomoda a Zona Termicamente Afetada (ZTA) da solda de fechamento, é possível atender aos critérios de dureza estabelecidos. Tradicionalmente, este amanteigamento e a solda de fechamento eram realizados

com liga de níquel 625, para garantir compatibilidade com o revestimento interno. Entretanto apesar de vários anos de uso bem-sucedido, ocorreram falhas em algumas destas juntas dissimilares em *manifolds* (FERREIRA, 2014).

Entre 2005 e 2007 ocorreram alguns acidentes no Golfo do México, onde uniões soldadas, constituídas de flanges fabricados com o aço AISI 8630, previamente amanteigadas com a liga Ni-Cr Inconel 625, e dutos de aço de Alta Resistência e Baixa Liga (ARBL), falharam durante testes hidrostáticos, em tubulações já instaladas, na forma de trincamento circunferencial, sendo um dos casos mais divulgados a falha na plataforma Thunder Horse no Golfo do México em 2006, na figura 1.1 é possível observar o local onde ocorreu a falha em forma de trinca circunferencial na interface da junta dissimilar na ZTA do amanteigamento.

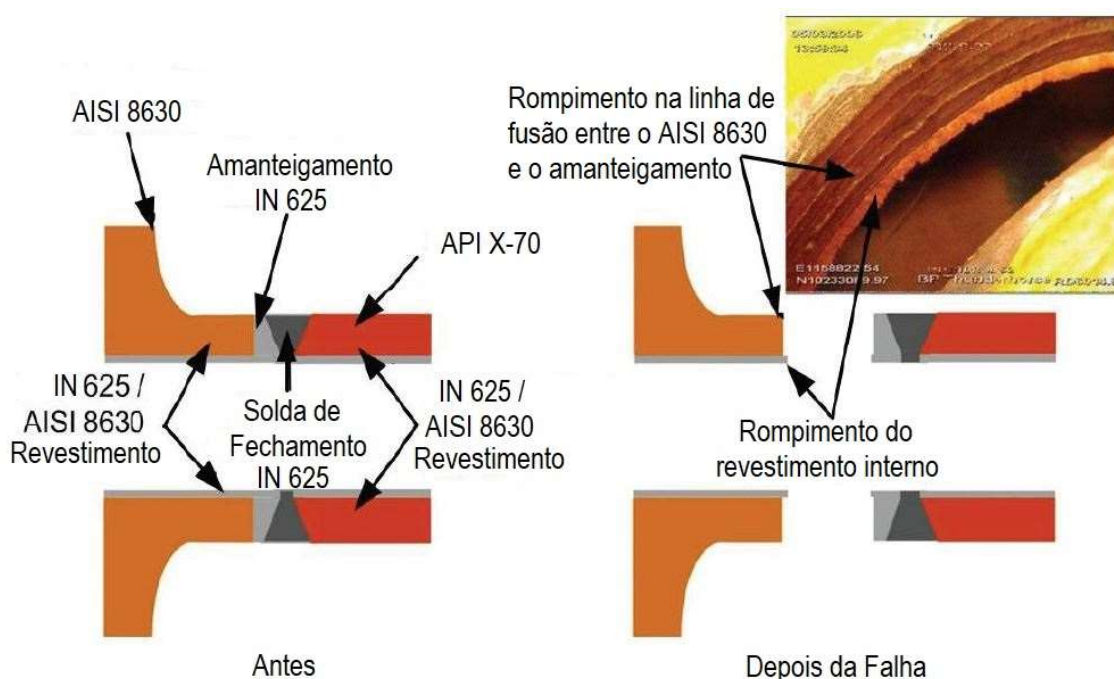


Figura 1.1 - Representação de uma solda dissimilar 8630/625 nos *manifolds* de Thunder Horse e o local da falha.

(Fonte: BEAUGRAND *et al.*, 2009b)

A partir dessas falhas ocorridas iniciaram várias pesquisas sobre o ocorrido e, após investigações, atribuiu-se a falha à fragilização da microestrutura na interface dissimilar pelo hidrogênio oriundo da proteção catódica. Os estudos então se direcionaram para possíveis alternativas que substituíssem a junta que apresentou falha, atrelado a isso foram feitos também estudos em parâmetros de soldagem eficientes com objetivo de minimizar agentes indutores de

falhas, como exemplo, microestruturas frágeis como a martensita, que apresenta elevada dureza.

Neste caso, a seleção do processo de soldagem para revestimento é tão importante quanto à seleção da liga. Os requerimentos de desempenho em serviço não são ditados somente pela seleção da liga, mas sofrem forte influência de um processo de soldagem bem selecionado. Outros fatores técnicos envolvem a seleção do processo, incluindo, mas também não limitando, as propriedades e a qualidade do revestimento, as características físicas da peça, as propriedades metalúrgicas do metal de base, a forma e composição da liga de revestimento e a habilidade do soldador. Ultimamente, predominam as condições econômicas e o custo como fatores determinantes na seleção final do processo (SILVA *et al.*, 2017a).

A partir dos fatos levantados, tais como as falhas ocorridas em juntas dissimilares utilizadas em plataformas de petróleo, gerou a motivação para a realização desta pesquisa, com foco na utilização de uma configurações de juntas dissimilares alternativas, com relação as que ocorreram a falha, porém que atenda aos requisitos técnicos da indústria petrolífera, os materiais escolhidos foram, como metal de adição o Inconel 625 e 725 materiais já utilizados no setor petrolífero, e como metal de base o aço ARBL AISI 4130 largamente utilizado na exploração de petróleo em águas submarinas. Direcionamos o estudo para analisar o comportamento mecânico na interface do aço AISI 4130 com o Inconel 725 e 625, considerando esta região da interface como o foco principal do nosso estudo, devido esta região ter se demonstrado um local de fragilidade que acarretou falhas. Entender os fenômenos metalúrgicos e mecânicos da região que se demonstrou crítica, através de ensaios mecânicos, com modos de soldagem diferentes, e de grande relevância para aprofundar conhecimentos em uma área de grande importância na soldagem que a interface de juntas dissimilares.

1.1 Objetivos

1.1.1 Objetivo Geral

Este trabalho tem como principal objetivo avaliar a influência do modo de corrente e do tipo de metal de adição sobre o comportamento de juntas dissimilares, constituídas do aço SAE 4130 previamente amantegado e soldado ao aço ASTM A36.

1.1.2 Objetivos Específicos

- ✓ Determinar e avaliar as propriedades mecânicas na interface das juntas dissimilares, através dos resultados de tenacidade, resistência mecânica e dureza;
- ✓ Avaliar a influência dos modos de corrente convencional e pulsado no comportamento das propriedades mecânicas (resistência à tração, tenacidade e dureza) das juntas dissimilares;
- ✓ Avaliar a influência dos metais de adição ERNiCrMo-3 (Inconel 625) e o ERNiCrMo-15 (Inconel 725) sobre o comportamento mecânico das juntas dissimilares;
- ✓ Identificar através da caracterização metalúrgica a influência das variáveis de influência (modo de corrente e metais de adição) na interface da junta amanteigada.

CAPÍTULO II

2. FUNDAMENTAÇÃO TEÓRICA

2.1 Processo de Soldagem GMAW

O processo de soldagem GMAW (Gas Metal Arc Welding), também denominado de MIG (Metal Inert Gas) / MAG (Metal Active Gas), consiste num processo de união por fusão de metais através do aquecimento localizado pelo arco elétrico formado entre um arame metálico, nu consumível, alimentado continuamente, e a peça de trabalho e com o uso de uma proteção gasosa. O equipamento típico utilizado no processo GMAW é mostrado na figura 2.1, sendo constituído por uma fonte de potência para soldagem, um alimentador de arame, uma fonte de gás de proteção e uma tocha de soldagem entre outros acessórios. A vasta maioria das aplicações do processo GMAW utiliza fonte de corrente contínua, com eletrodo positivo (CC+), o que proporciona melhor estabilidade de arco, perfil de solda adequado e maior profundidade de penetração (ASM, 1994).

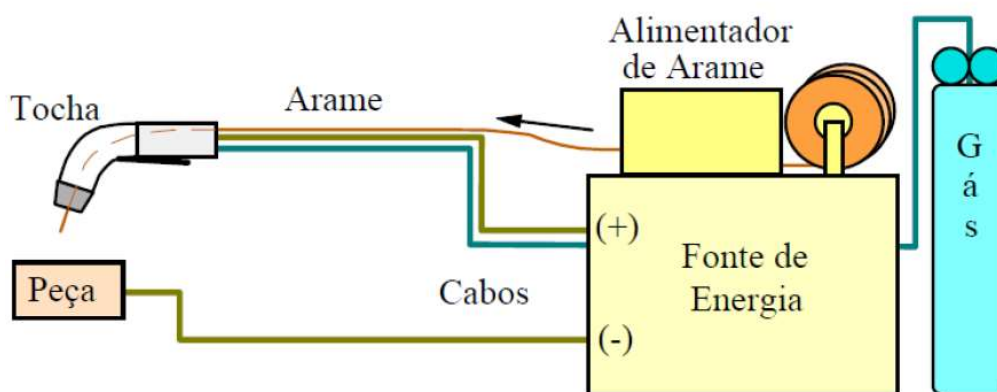


Figura 2.1- Equipamento básico do processo GMAW.
(Fonte: MODENESI; MARQUES; SANTOS, 2006)

Segundo Pires, Loureiro e Bölmsjö, (2006) o processo é muito utilizado em aplicações industriais por causa de suas inúmeras vantagens tais como:

- a) Se aplica a quase todos os materiais metálicos;
- b) Varre uma grande variedade de espessuras (acima de 1 mm até 30 mm ou mais);
- c) Sendo eficaz em todas as posições;

- d) É considerado um processo econômico, por apresentar velocidades de soldagem mais altas e maiores taxas de deposições quando comparado ao processo de soldagem a arco elétrico com eletrodo revestido;
- e) E exige o mínimo de limpeza pós-soldagem, pela ausência da escória.

Com relação às limitações do processo, a variação dos parâmetros elétricos estabelecidos pode ocorrer, sendo um fator que influencia diretamente na qualidade do cordão de solda depositado. Outra variável importante é o modo e controle de transferência do metal fundido da ponta do eletrodo para a poça de fusão, por poder influenciar a estabilidade do arco, o fluxo de gases e o nível de respingos. Logo os parâmetros e suas formas de controle devem ser rigorosamente estabelecidos e aplicados para um bom resultado da junção (MARQUES; MODENESI; BRACARENSE, 2009). Além disso esse processo 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 Modos de transferência metálica

A transferência metálica 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. 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 (SCOTTI, PONOMAREV, 2008).

Segundo Barra (1998), no processo MIG/MAG, MIG (Metal Inert Gas) e MAG (Metal Active Gas), a transferência metálica é influenciada pela interação de forças atuando sobre a gota metálica, que tendem a se igualar ou sobrepor a força gravitacional. Entre as principais forças atuantes sobre a gota metálica destacam-se:

- ✓ *Eletromagnética* ou de *Lorentz* (efeito “*pinch*”) = força resultante do campo magnético gerado pela passagem da corrente de soldagem no arame;

- ✓ *Gravitacional* = dependendo da posição de soldagem empregada a força gravitacional pode atuar tendendo a empurrar a gota em direção a poça (posição plana) ou dificultar este deslocamento (posição sobre-cabeça);
- ✓ *Arraste* = está diretamente ligada com a intensidade do fluxo de plasma no interior do arco;
- ✓ *Devido a tensão superficial* = com exceção no modo de transferência por curto circuito, esta força tende a manter a gota sobre a ponta do arame, isto é, sobrepondo-se à transferência.

As principais forças atuantes sobre a gota metálica que influenciam a transferência metálica são evidenciadas esquematicamente na figura 2.2.

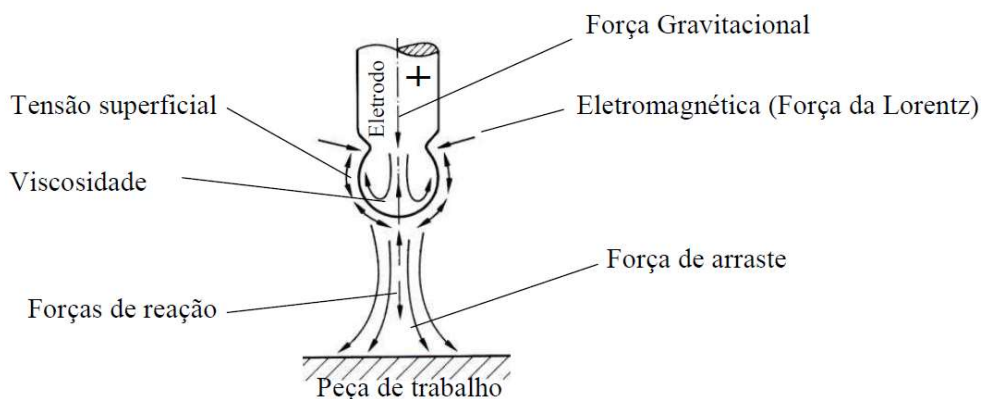


Figura 2.2 - Forças na transferência do metal.

(Fonte: FISCHER, 2011 apud KILLING, 1984)

Segundo Fischer (2011), o "Efeito Pinch" é muito importante para a transferência do metal no processo de soldagem sob proteção gasosa com arco pulsado. A transferência só é possível se um valor de corrente crítica é ultrapassado. Se este valor crítico não foi ultrapassado as forças de estrangulamento não serão suficientes para liberar a gota de metal fundido do eletrodo. O valor é dependente do material.

Os modos de transferência foram classificados inicialmente por pesquisadores e membros do International Institute of Welding (IIW). A primeira classificação feita em 1976, por IIW, ainda é usada por vários pesquisadores. Apesar do seu mérito, esta classificação não engloba os últimos tipos de transferências controladas nem os modos de transferência de metal, reconhecível só quando se procede à medição tecnológica sofisticada (SCOTTI, PONOMAREV, LUCAS, 2012).

Alguns autores elaboraram uma classificação mais abrangente e outros mais simplificada. Norrish (2003) propôs estender a classificação adicionando mais dois grupos de modos: modos de transferência controlada e modos de operação. No entanto, Lucas, Iordachescu e Ponomarev (2005) sugeriram limitar a classificação para modos Natural e Controlado de transferência.

Scotti, Ponomarev e Lucas (2012) realizaram um estudo detalhado da transferência metálica em soldagem MIG com a intenção de identificar todos os tipos de transferência de metal, incluindo os novos modos de transferência controlados. A intenção final é apresentar uma "ampla orientação científica" de classificação a fim de que todos os tipos de transferência de metal possam ser classificados. Os modos ditos como modo de transferência natural estão listados na figura 2.3.

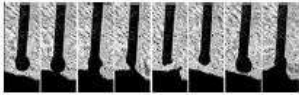
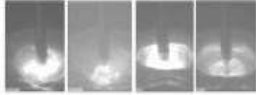
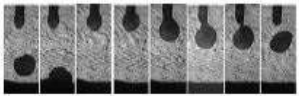
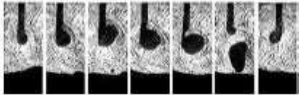
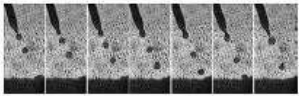
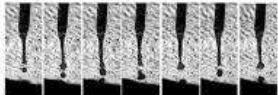
Classe de transferência	Modo de transferência	Aparência	Força (efeito) governante principal
Por contato	Por curto-circuito		Tensão superficial e eletromagnética
	<i>Bridging</i>		Tensão superficial
	Por curto-circuito forçado		Eletromagnética fortemente acentuada
Por vôo livre	Globular		Gravitacional
	Globular Repulsiva		Gravitacional e Reação
	Goticular (ou goticular projetada)		Eletromagnética
	Goticular com alongamento		Eletromagnética
	Goticular rotacional		Eletromagnética
	Explosiva		Eletromagnética e reações químicas

Figura 2.3 - Classes e respectivos modos naturais de transferência metálica que acontecem no processo MIG/MAG (SCOTTI; PONOMAREV; LUCAS, 2012).

Modenesi, Marques e Santos (2006) citam que os modos de transferência estão associados a diferentes ajustes de tensão de soldagem e corrente de soldagem além do gás de proteção, os quais influenciam diretamente o nível da energia de soldagem. Observa-se, neste contexto, que a soldagem com uma menor energia tende a ser realizada com transferência por curto circuito, com valores de tensão relativamente baixos. Já, para operação no modo goticular (ou *spray*), a energia de soldagem tende a ser elevada, com corrente e tensão mais elevadas. Neste último modo de transferência, a energia pode ser reduzida através da utilização de correntes pulsadas, onde somente durante uma parte do tempo de soldagem a corrente é mantida acima da corrente de transição, quando ocorre a transferência de metal por *spray*.

Estes modos de transferência metálica de uma forma geral apresentam limitações quando se requer a otimização de características operacionais (por exemplo, soldar chapas finas ou fora da posição plana sem grande incidência de respingos), que só foram superadas com o advento de equipamentos mais modernos, que passaram a permitir o controle da transferência metálica. Surgiram assim os modos de transferência metálica controlada. Entre os modos de transferência de metal controlado, apenas será abordado o modo de transferência pulsado, foco deste trabalho.

2.1.2 Transferência por corrente pulsada

Os avanços no campo da eletrônica e da informática permitiram o desenvolvimento de fontes mais modernas, incorporando *softwares* que possibilitam um autocontrole do processo de pulsação, baseando-se apenas na mistura gasosa e diâmetro e material do arame empregados. Esta característica de controle recebe a denominação de “sinérgico”, isto é, harmonia ou cooperação entre os vários fatores envolvidos no processo de transferência metálica. O IIW define MIG/MAG sinérgico como “Controle que abrange qualquer sistema (aberto ou fechado) no qual um parâmetro de pulso de corrente significativa (ou a velocidade de alimentação do arame correspondente) é compensada de forma tal que uma condição de equilíbrio é mantida por uma faixa de velocidades de alimentação de arame (ou níveis de corrente média) ” (NORRISH, 1995).

Para Barra (1998), este modo de transferência, considerado uma variante do *spray*, apresenta a característica de que as gotas metálicas são transferidas por meio de pulsos de corrente, com frequência e amplitude pré-estabelecidas. As principais vantagens desta variante são:

- ✓ Possibilidade de soldagem em todas as posições;

- ✓ Transferência por *spray* com corrente média igual ou inferior a corrente de transição;
- ✓ Aumento na eficiência de deposição devido à redução no nível de salpico;
- ✓ Menor sensibilidade a mudanças no *stick-out* (projeção energizada do arame) na soldagem com arame tubular em relação ao arame maciço.

Já as suas principais desvantagens são:

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

Muitas pesquisas têm sido desenvolvidas com o intuito de avaliar as vantagens da aplicação de corrente pulsada em relação à soldagem em corrente contínua convencional. Normalmente, as características mais relacionadas, nesta distinção, são: a geometria do cordão, a facilidade no controle do processo, a redução do nível de distorção e o controle sobre a estrutura do cordão depositado (BARRA, 2008).

Na corrente pulsada a transferência metálica é obtida com uma baixa corrente média, em virtude da aplicação de altas forças eletromagnéticas em curtíssimos espaços de tempo, geradas pela superposição da corrente de pulso acima do valor de transição. Como resultado, a gota metálica forma-se e é destacada e projetada em direção a poça.

A figura 2.4a) apresenta as características da corrente pulsada. Observa-se que a corrente de soldagem varia em dois patamares, corrente de base (I_b) e corrente de pulso (I_p), onde o nível mais baixo de corrente, I_b , objetiva a manutenção do arco entre os pulsos de corrente e o nível mais alto, I_p , objetiva fundir, destacar e projetar a gota metálica. 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 2.4b). Uma vez que as gotas metálicas adquirem considerável aceleração em direção a poça, a operação de soldagem poderá ser executada em todas as posições. Além disso, a baixa corrente média, característica desta variante, possibilita a soldagem de chapas finas (BARRA, 1998).

Machado (1996), descreve as regiões existentes na figura 2.4b) 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 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 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 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.

Entre as características deste processo de soldagem no modo de corrente pulsado está o aumento no número das variáveis em relação ao modo convencional. Consequentemente há uma elevação nos parâmetros a serem ajustados antes da operação e monitorados durante a soldagem. Dentre tais parâmetros estão a corrente de pico (I_p), tempo de pico (t_p), corrente de base (I_b) e tempo de base (t_b), além da velocidade de alimentação do arame e da tensão de soldagem. Com estas variáveis é possível realizar o cálculo do valor médio da corrente (I_m) que é dado pela equação (2.1).

$$I_m = \frac{I_{p}t_p + I_{b}t_b}{t_p + t_b} \quad (2.1)$$

Para que a condição de a cada pulso de corrente haja o desprendimento de uma gota seja satisfeita, o produto $I_p^n \times t_p$ deve assumir um valor característico denominado parâmetro de destacamento da gota (D), definido na equação 2.2. O valor de (n) varia em torno do valor dois, de forma que se possa representar uma área delimitada por duas funções hiperbólicas, conforme mostrado na figura 2.4b), onde ocorre o destacamento de uma gota por pulso (UGPP).

$$I_p^n t_p = D \quad (2.2)$$

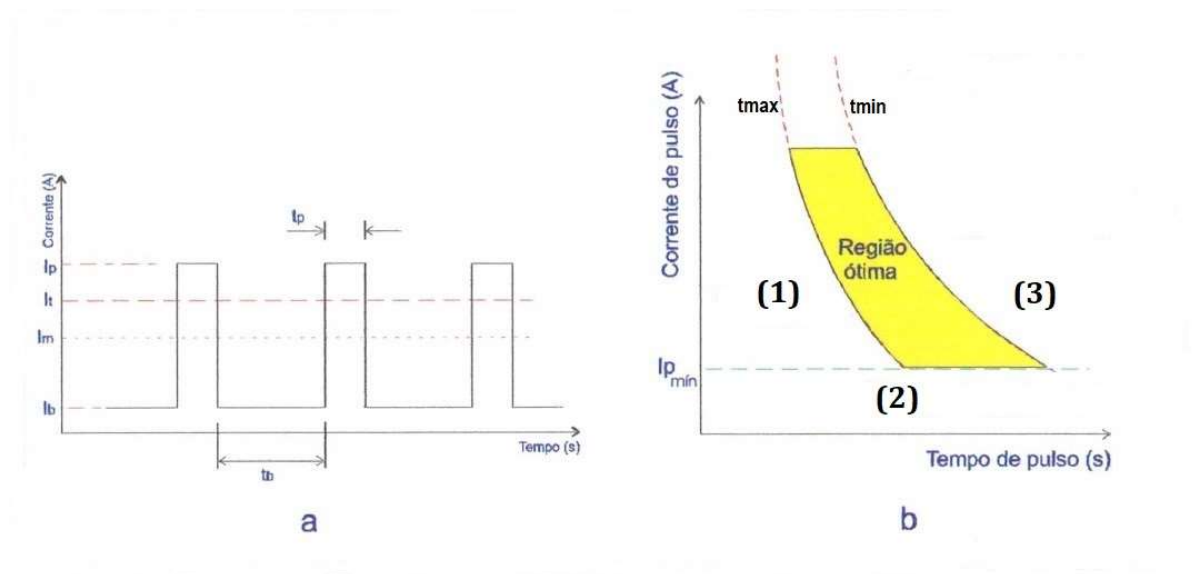


Figura 2.4 – Representação genérica do processo de pulsação, onde (a) características das ondas de pulso de corrente e (b) região ótima para o processo de transferência.

(Fonte: Modificado de BARRA, 1998)

2.2 Aços de Alta Resistência e Baixa Liga (ARBL)

Os Aços de Alta Resistência e Baixa Liga (ARBL), conhecidos como “*High-Strength Low-Alloy (HSLA)*”, são assim denominados, em consequência do elevado limite de resistência mecânica combinada com uma adequada tenacidade em relação aos aços carbono (METALS HANDBOOK, 1994).

Segundo Meester (1997), esses tipos de aço foram inicialmente projetados para atender às necessidades da indústria de gás e petróleo, embora o bom desempenho industrial tenha incrementado seu uso em outros tipos de indústria, como a automotiva e a de estruturas.

Os aços ARBL têm sido utilizados com sucesso em aplicações que requerem um custo relativamente baixo, boa resistência mecânica e tenacidade. Estes aços são empregados em tubulações, vasos de pressão, estruturas navais, vagões, tanques, estruturas offshore, construção civil, componentes automotivos e outros, (AKSELSEN; GRONG; RORVIK, 1990).

Até os anos 70, os aços ARBL eram produzidos pelo processo de laminação a quente, seguido de normalização. Nos anos 70, desenvolveu-se o processo de conformação termomecânica, com reduzidos teores de carbono e adição de elementos de liga como o nióbio e o vanádio. Nos anos 80, esta tecnologia foi aperfeiçoada, com a introdução do processo de

resfriamento controlado à laminação termomecânica, com teores de carbono ainda mais reduzidos. Nos últimos anos, tem sido testada com sucesso a inserção de elementos de liga como o molibdênio, o cobre e o níquel, além de processos modificados de resfriamento controlado (NETO, 2003).

A composição química dos ARBL tem sido modificada desde a década de 1960, particularmente diminuindo o conteúdo de carbono. Segundo Hippert (2004) O objetivo da diminuição do carbono é diminuir a temperabilidade do aço, uma vez que esta propriedade afeta diretamente a soldabilidade. Normalmente, quanto maior a temperabilidade (facilidade que um material tem para formar martensita) pior será a soldabilidade. Como a martensita é uma fase extremamente resistente e frágil, isto aumenta muito as chances de um material apresentar fratura frágil próximo da região da solda.

O baixo teor de carbono contribui para a boa soldabilidade e tenacidade da maioria dos aços ARBL. Embora sejam utilizados teores de manganês (até 1,5%) e de silício (até 0,7%) como nos aços comuns ao carbono, os aços ARBL contêm uma pequena quantidade de nióbio (até 0,05%), vanádio (até 0,1%) e titânio (até 0,07%) para assegurar tanto o refino de grão, quanto o endurecimento por precipitação. Em algumas aplicações, onde se envolve paredes espessas ou demanda-se maior resistência, níquel ou molibdênio podem ser usados para completar a formulação da liga. Tipicamente, o teor máximo de carbono contido nos aços ARBL é menor de 0,2% e o total em elementos de liga, não ultrapassa 2% (EASTERLING, 1983; KOU, 2003; WANG, 1993).

Para os aços carbono, um dos maiores problemas de soldagem é a formação de fases duras e frágeis (como martensita e a bainita) por conta de altas taxas de resfriamento e/ou alta temperabilidade do aço, que podem induzir as indesejáveis trincas por hidrogênio (TIH) após a soldagem, este fenômeno está relacionado com tensões residuais e percentuais de hidrogênio no metal; ou introduzir pontos mais susceptíveis a falha na estrutura por conta da menor tenacidade. É por isso que, dentro das especificações da norma API 5L e o limite de dureza, existem restrições ao valor de carbono equivalente, pois este traduz indiretamente a temperabilidade do aço e logo sua soldabilidade (MATTOS, 2014).

Segundo AWS (1997) quanto maior for o percentual de carbono numa liga ferrosa pior será sua soldabilidade, existindo uma relação direta do carbono com a propriedade citada, justificada pela formação de microestrutura frágil, como a martensita não revenida, em regiões com características extremamente resistente e frágil.

A influência dos elementos de liga na temperabilidade dos aços pode ser estimada pela equação que determina o Carbono Equivalente (Ceq). Este método permite comparar o efeito

de um dado elemento de liga ao efeito do carbono. Quanto mais alto for o Carbono Equivalente, maior será a temperabilidade deste material. Uma das formas para determinação do C_{eq} é expressa pela Eq. (2.3), a qual é recomendada tanto pelo Instituto Internacional de Soldagem (IIW) como pela norma API 5L (2000) para aços com teores de carbono acima de 0,12% (em peso).

$$CE(IIW) = C\% + \frac{(Mn\% + Si\%)}{6} + \frac{(Cr\% + Mo\% + V\%)}{5} + \frac{(Ni\% + Cu\%)}{15} \quad (2.3)$$

Quando o teor de carbono for inferior a 0,12% o carbono equivalente deve ser determinado por meio do Parâmetro de Trincamento Modificado (P_{cm}), conforme Eq. (2.4). E é aceita pelo IIW e pela Norma API 5L (2000).

$$P_{cm} = C + \frac{Si}{30} + \frac{(Mn + Cu + Cr)}{20} + \frac{Ni}{60} + \frac{Mo}{15} + \frac{V}{10} + 5. B \quad (2.4)$$

Outra forma de avaliar a soldabilidade dos aços relaciona o seu teor de carbono e o seu carbono equivalente por meio do diagrama de Graville. Com a relação desses parâmetros é possível identificar em qual zona o material se enquadra de acordo com a sua susceptibilidade a fissuração por hidrogênio (MOURA FILHO, 2014).

O diagrama da figura 2.5 classifica a soldabilidade dos aços a partir de seu carbono equivalente. Segundo esse método, o CE deve ser calculado conforme a equação 2.3.

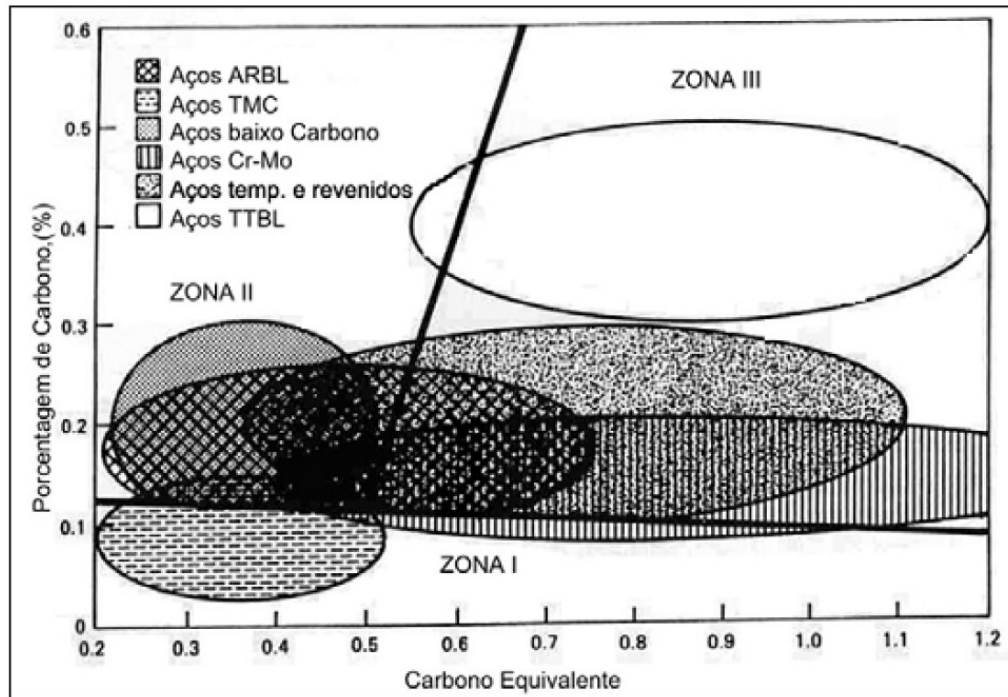


Figura 2.5 - Diagrama de Graville adotado pela AWS para avaliar a possibilidade de trincamento a frio.

(Fonte: GRAVILLE, 1976)

Portanto, a soldagem de aços localizados na zona 1 não é propensa à ocorrência de trincas a frio, a menos que envolva alto teor de hidrogênio ou para maior nível de restrição. Em geral, esta região possui boa soldabilidade. Aços localizados na zona 2 são mais propensos à ocorrência de TIH que aqueles situados na zona 1, possuindo média soldabilidade. O método de controle de dureza deve ser utilizado para determinar a velocidade crítica de resfriamento que promova uma microestrutura não susceptível a TIH. Aços situados na zona 3 possuem alta temperabilidade, tendo assim como consequência uma alta susceptibilidade ao trincamento por hidrogênio (KOU, 2003; WANG, 1993).

2.3 Soldagem de materiais dissimilares

Metais dissimilares são metais quimicamente diferentes (alumínio, cobre, níquel, ferro, entre outros) ou ligas metalurgicamente diferentes de um elemento em particular por exemplo, aço carbono e aço inoxidável. Combinações de metais dissimilares compreendem um ou mais metais de base e um ou mais metais de adição que formam a solda propriamente dita.

A união entre dois materiais diferentes, classificada como soldagem dissimilar, é um tipo de operação de união amplamente utilizada em juntas de aços carbono comum e aços

ligados (alta, média e baixa liga) e mais recentemente, as ligas de níquel nas indústrias exploradoras de petróleo, entre outros.

As ligas de níquel se destacam nesse contexto por possuírem elevadas resistência mecânica, a corrosão e a oxidação e, além disso, por sua boa estabilidade (sobretudo mecânica) em temperaturas elevadas. Por exemplo, algumas dessas ligas podem operar satisfatoriamente em temperaturas de até 85% do seu ponto de fusão, por períodos de até 100.000 h (METALS, 1993a).

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 a 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 a corrosão naquela região, ou como o material de enchimento e/ou amanteigamento de uma junta a ser soldada (OLIVEIRA, 2013).

Na soldagem dissimilar, a composição química da zona fundida será uma composição intermediária entre a composição química do metal de base e a composição química do metal de adição. Desta forma, torna-se importante o conhecimento da diluição alcançada na soldagem (PINHEIRO, 2014)

A diluição (D) representa o percentual de metal de base contido no metal de solda. Em algumas aplicações como na soldagem de metais dissimilares e na soldagem de revestimentos, a diluição pode ser determinante no desempenho do componente, podendo inclusive favorecer falhas durante a operação do equipamento quando se tem elevada diluição.

Uma das formas de se determinar a diluição é através da relação entre as áreas observadas na seção transversal de uma deposição por soldagem, como pode ser observado na figura 2.6. O cálculo é realizado pela relação entre a parcela do metal de base fundida, área representada por (A_f), e o metal de solda total, área representada por ($A_f + A_d$), que resulta no percentual de metal de base contido no metal de solda. Sendo assim, a diluição para um simples cordão pode ser calculada pela equação 2.5.

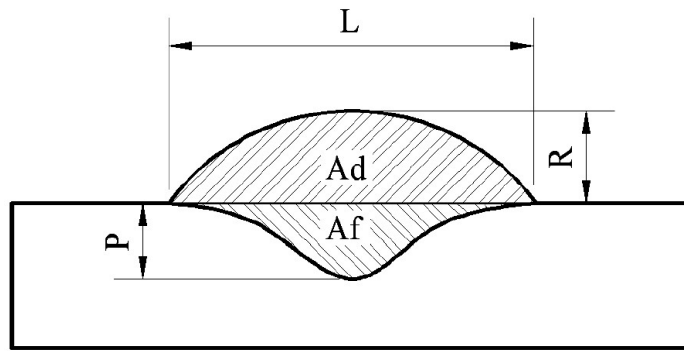


Figura 2.6 - Perfil geométrico de um cordão de solda.

(Fonte: PESSOA, 2009)

$$D = \left[\frac{A_f}{A_d + A_f} \right] \times 100(\%) \quad (2.5)$$

Segundo a AWS (1998), as variáveis fundamentais que afetam a diluição das soldas de revestimento são:

Corrente elétrica de soldagem: Aumentando a corrente de soldagem (densidade de corrente) aumenta a diluição. O arco se torna mais rígido e mais quente, penetrando mais profundamente fundindo mais metal de base.

Extensão do eletrodo “Stick-out”: Para processos com eletrodo consumível, um longo *stick-out* diminui a diluição pelo aumento da taxa de deposição do eletrodo e difunde a energia do arco assim que ela colide no metal de base. Opostamente, um pequeno *stick-out* aumenta a diluição, dentro dos limites.

Espaçamento entre cordões: O pequeno espaçamento entre cordões (maior sobreposição) reduz a diluição porque uma maior quantidade do cordão de solda previamente depositado é refundida e misturada na poça de fusão, ao mesmo tempo que uma menor quantidade de metal de base é fundida e incorporada à zona fundida. O maior espaçamento entre cordões (menor sobreposição) aumenta a diluição.

Oscilação do eletrodo (tecimento): Maiores amplitudes na oscilação do eletrodo reduzem a diluição. Cordões filetados (sem tecimento) produzem máxima diluição. A frequência da oscilação também afeta a diluição. Como regra, quanto maior a frequência de oscilação, menor a diluição.

Velocidade de soldagem: Uma redução na velocidade de soldagem diminui a quantidade de metal de base fundida e aumenta a quantidade de metal de revestimento por

unidade de tempo ou distância, diminuindo a diluição. Esta redução da diluição ocorre como resultado da alteração na geometria do cordão e da espessura da camada de revestimento.

Posição de soldagem e inclinação do eletrodo: A posição de soldagem na qual o revestimento é aplicado exerce um importante papel na diluição. Dependendo da posição de soldagem e sua inclinação (considera-se os ângulos de trabalho e ângulo de deslocamento), a gravidade irá favorecer com que a poça de soldagem em relação a atuação do arco esteja: sempre a frente, andando junto ou sempre atrás. Quanto mais a poça esteja à frente ou junto à frente do arco, menor será a penetração no metal de base e consequentemente menor será a diluição.

Proteção gasosa: A proteção do arco realizado pelo gás, tem também um significativo efeito sobre o comportamento do arco, alterando a diluição. A lista a seguir mostra uma classificação genérica sobre a influência de diferentes meios de proteção sobre a diluição: 1. Hélio (máxima diluição); 2. Fluxos granulares sem adição de elementos de liga; 3. Dióxido de carbono; 4. Argônio; 5. Fluxos granulares com adição de elementos de liga (mínima diluição).

2.3.1 Soldagem de revestimento

Revestimentos aplicados por soldagem consistem na deposição de um material de adição sobre um metal de base (substrato) para dar à superfície algumas propriedades que não são intrínsecas ao metal de base. Os processos de soldagem por revestimento podem ser classificados em: revestimento de proteção contra a corrosão (cladding), revestimento para recuperação dimensional (buildup), amanteigamento (buttering), revestimento com metal duro (hardfacing). (ASM, 1993). Basicamente, o processo de soldagem de revestimento é empregado quando se deseja uma das seguintes aplicações:

- ✓ Prorrogação da vida útil de peças que não possuem todas as propriedades necessárias para uma dada aplicação;
- ✓ Recuperação de elementos afetados pelo desgaste ou corrosão;
- ✓ Criação de superfícies com características especiais.

Segundo Magalhães (2008), em todos os processos de soldagem de revestimento, os problemas metalúrgicos de fissuração entre materiais dissimilares poderão ocorrer. Diferenças na condutibilidade e expansão térmica são fatores geradores de tensões e deve-se estar atento às condições operacionais impostas ao material revestido.

Existem várias técnicas de revestimentos com objetivos específicos como o revestimento interno sem nenhum fim estrutural apenas servindo como uma camada de reforço para proteger uma tubulação da corrosão. Há também revestimentos com a função de acomodar grandes diferenças das características de expansão e contração térmica entre os metais envolvidos em uma junta dissimilar, como é o caso do revestimento chamado de “amanteigamento”.

2.3.2 Soldagem de Amanteigamento

A soldagem de amanteigamento consiste na deposição de uma ou mais camadas de solda na face da junta ou na superfície a ser soldada e tem como principal finalidade satisfazer considerações metalúrgicas. Essa técnica é utilizada quando há a união entre metais de base dissimilares. Ele também é muito utilizado quando há a necessidade de acomodar tensões que podem ser geradas na interface sobreposta por um material de alta resistência e baixa ductilidade, como no caso de revestimentos duros (ASM, 1993).

O material utilizado neste 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 (FENSKE, 2010; SCHVARTZMAN *et al.*, 2009; CHRISTO; D’OLIVEIRA, 2007; FARIAS; AGUIAR, 2003).

Um exemplo de utilização do amanteigamento pode ser visto na figura 2.7 que representa a macrografia de uma junta dissimilar, onde na interface do aço liga (AISI 8630) foi realizado um amanteigamento com liga de níquel (Inconel 625), mesmo material utilizado na soldagem de fechamento, para garantir compatibilidade com o *clad* interno (revestimento interno), que também utilizou a liga de níquel, o processo de união dessa junta dissimilar foi realizado no trabalho de BEAUGRAND; SMITH; GITTOS (2009b) que teve como finalidade caracterizar e analisar as influências metalúrgicas oriundas do processo de amanteigamento na interface do AISI 8630/IN625.

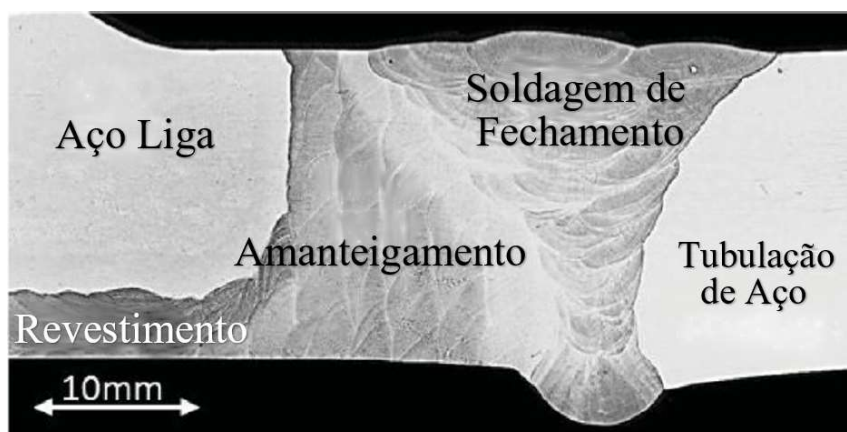


Figura 2.7 - Representação de uma solda dissimilar com um amanteigamento na interface do aço liga, representada através de uma macrografia.

(Fonte: BEAUGRAND; SMITH; GITTOS, 2009b)

Pontes (2012) e Soares *et al.* (2009) relatam em seus trabalhos que, numa soldagem dissimilar, geralmente, utiliza-se uma deposição de camada em um dos materiais envolvidos para em seguida realizar a soldagem entre os materiais. Essa deposição também é denominada de “amanteigamento”, podendo ser considerada uma técnica utilizada para acomodar as tensões geradas na interface dos metais de base e do metal de adição, ou seja, geralmente, antes de uma soldagem entre dois materiais diferentes, um dos materiais recebe uma deposição, que tem como uma das funções, melhorar as interfaces entre os materiais envolvidos. Para a aplicação desse tipo de junção, o processo MIG/MAG torna-se atrativo, pela sua diversidade de aplicação.

Entretanto, na interface destes amanteigamentos, devido ao elevado gradiente de composição química podem ser formadas zonas parcialmente diluídas (ZPD), microfases e carbonetos de elevada dureza que podem comprometer a tenacidade e originar trincas devido à presença do hidrogênio nestas regiões. Todos estes fenômenos metalúrgicos são muito dependentes da diluição que por sua vez depende principalmente da energia e do processo de soldagem. Além destes parâmetros, a temperatura de pré-aquecimento e de interpasse podem exercer uma influência significativa sobre este fenômeno (BATISTA, 2016).

Um outro aspecto importante na operação do amanteigamento é a necessidade de se minimizar a diluição, pois além de ser normalmente de maior valor econômico, o material de adição do amanteigamento tem as propriedades desejadas melhores do que do substrato. Não há sentido, então, misturá-los. Por outro lado, é necessário ter uma alta produção, para tornar a operação viável economicamente. Porém, normalmente produção está relacionada com aumento da energia de soldagem, que leva à maior diluição (FRATARI, 2010).

Devido a esse aspecto, Fratari (2010) afirma que para se obter essa desejada configuração deve-se otimizar a regulação dos parâmetros de soldagem para se 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 sempre garantido que os cordões não apresentem defeitos geométricos, como convexidade excessiva e sobreposição lateral de cordão (conhecido também por “*overlap*”).

2.3.3 Ligas de níquel em amanteigamentos

Ao se discutir as operações de revestimento com metais de adição de ligas de níquel frequentemente utilizados em tubos e vasos de pressão de refinarias, plantas químicas e geração de energia, começa-se com as soldagens de aço inoxidável austenítico, da série 300, em ligas de aço baixo carbono. Inicialmente, os eletrodos do tipo E310 (25% Cr e 20% Ni) eram utilizados nestas aplicações. Eles eram fáceis de utilizar e o nível de diluição não era muito crítico. No entanto, muitas dessas soldas falhavam em serviços, pois microfissurações nesses depósitos completamente austeníticos se propagavam quando submetidos às tensões térmicas causadas por grandes diferenças entre os coeficientes de expansão térmica dos materiais dissimilares. Pela substituição do E310 pelo E309 (23% Cr e 13% Ni), um aço inoxidável com alguma ferrita, o problema da microfissuração foi resolvido, mas estas juntas são mais sensíveis à diluição. Como ainda continuam existindo grandes diferenças de coeficientes de expansão térmica, usuários têm concordado que grandes tensões e possivelmente fadiga térmica ao longo da interface da solda ocorrem quando são submetidos às operações de tratamento térmico ou às temperaturas de serviço da ordem de 320°C. Os metais de adição para a série Inconel 600 das ligas de níquel (72% Ni, 15% Cr e 8% Fe) possuem o coeficiente de expansão térmica mais próximo do substrato ferrítico, reduzindo as tensões térmicas nas interfaces da solda. São também menos sensíveis a problemas de diluição e microfissuração (EBERT, 2004).

O níquel possui uma estrutura bastante versátil que permite seu uso em várias aplicações de engenharia. A estrutura cristalina CFC (Cúbica de Face Centrada) do níquel possui adequadas tenacidade e ductilidade, boa resistência mecânica, tanto em baixa como em alta temperatura, bem como resistência à corrosão na maioria dos meios. Poucos metais possuem a atratividade das propriedades mecânicas do níquel. Sua grande desvantagem está no seu alto custo, e desta forma, seu uso como metal base para ligas é limitado, utilizado somente quando os materiais mais baratos não fornecem as propriedades necessárias de resistência à corrosão

e/ou propriedades em alta temperatura, requeridas para aplicações especiais de engenharia (SMITH, 1993).

Uma razoável quantidade de trabalhos (BEAUGRAND; SMITH; GITTOS, 2009b; FENSKE *et al.*, 2012; SILVA *et al.* 2017b; SILVA *et al.*, 2013) já foram realizados para avaliar e caracterizar a compatibilidade de ligas de níquel seja elas utilizadas para revestir (resistência à corrosão) ou unir (ductilidade) aços dos mais diversos tipos.

Aguiar (2010) realizou o estudo do revestimento de aços baixo carbono com ligas de níquel utilizando os processos MIG/MAG. O autor verificou condições de soldagem com valores mínimos de diluição e observou como o teor de ferro resultante em cada depósito influenciava as propriedades mecânicas e metalúrgicas do revestimento.

Já Batista (2016) utilizou a liga Inconel 625 no amanteigamento dos aços AISI 8630M e AISI 4130 variando o processo de soldagem (MIG e Plasma Pó), como resultado observou-se que os amanteigamentos executados com o processo PTA-P apresentaram uma interface mais homogênea com menores penetrações e menor diluição quando comparada com aquelas executadas com o processo MIG/MAG. Já as interfaces dos amanteigamentos executados com o processo MIG apresentaram um maior número e diversidade de zonas parcialmente diluídas (ZPD's) quando comparadas com aquelas executadas utilizando o processo PTA-P.

Segundo Oliveira (2013) no geral, no que diz respeito à aplicação de ligas de níquel em procedimentos de soldagem para união de juntas dissimilares, dois assuntos merecem um destaque, a interface dissimilar aço-níquel, bem como o surgimento de gradientes de composição elevados e as propriedades mecânicas resultantes na mesma. No quesito interface dissimilar de juntas de aço soldadas com liga de níquel, um dos problemas mais estudados está relacionado a 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.

Beltrão (2017) observou em seu estudo do amanteigamento do aço AISI4130, 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 HV_{0,01} 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.

2.4 Transformações Microestruturais na Soldagem Dissimilar

Em aplicações de juntas soldadas com materiais dissimilares, nas regiões próximas a linha de fusão, ocorre a diluição do metal de base com o metal de adição, resultando numa composição intermediária entre os materiais envolvidos, e como resposta, induzindo alterações nas propriedades relacionadas a cada tipo de material, além da própria influência do metal de adição na composição da junta (CAVALCANTE, 2014).

As mudanças microestruturais que ocorrem na soldagem, em uma união de materiais distintos, são ocasionadas por diversos fatores envolvidos na operação (antes, durante e após), fatores estes que têm sua influência refletida nas propriedades mecânicas e metalúrgicas da junta, um desses fatores é a energia de soldagem utilizada durante o processo de soldagem, pois o mesmo tem reflexo direto na microestrutura próximas ao local de soldagem principalmente na ZTA.

Du Toit e Naudé (2011) estudaram o efeito da taxa de resfriamento para dois níveis de energia de soldagem (660 e 220 J/mm) em regiões da ZTA, e obtiveram o gráfico das taxas de resfriamento para os dois níveis de energias como podem ser vistas na figura 2.8.

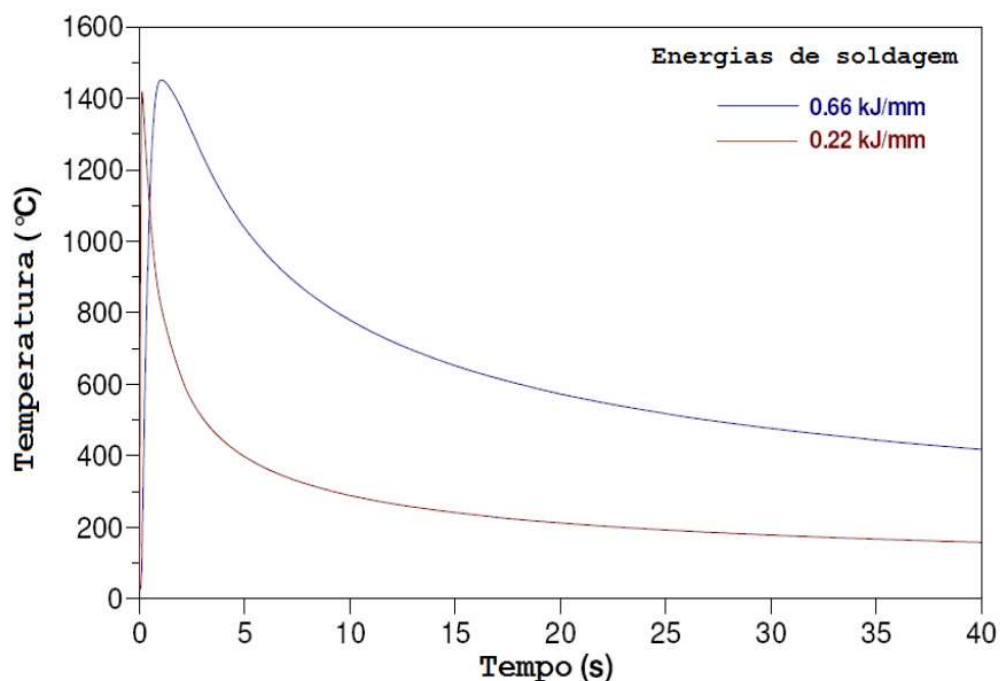


Figura 2.8 - Ciclos térmicos calculados para 100 μ m da linha de fusão em duas energias de soldagem em aço inoxidável ferrítico.

(Fonte: DU TOIT; NAUDÉ, 2011)

A soldagem com menor energia resultou em taxa de resfriamento muito alta e as reações envolvendo difusão foram fortemente suprimidas, minimizando a transformação da ferrita para austenita na região bifásica do diagrama de fases durante o resfriamento. Consequentemente, houve pouca ou nenhuma formação de martensita intergranular na ZTA adjacente à zona de fusão. Durante o resfriamento subsequente, houve precipitação de Cr_{23}C_6 , formando uma malha nos contornos de grãos de ferrita. A alta taxa de resfriamento também impediu a difusão de cromo para regiões adjacentes à formação dos precipitados. A soldagem com maior energia permitiu um intervalo de tempo maior para a transformação da ferrita em austenita e após o resfriamento foi obtida uma estrutura com martensita intergranular e ferrita na ZTA. Os autores observaram uma menor quantidade de precipitados de carbonetos na ZTA da solda de maior energia que foi justificada pela maior solubilidade de carbono na austenita presente na alta temperatura. A formação de austenita teria impedido a precipitação de carbonetos que promoveriam regiões empobrecidas em cromo no contorno dos grãos de ferrita.

2.4.1 Características da ZTA em solda monopasse

Segundo Toyoda (1989), a distribuição do aporte térmico nas transformações microestrutural de uma junta soldada monopasse de um aço carbono, tendo como referência as temperaturas de transformação do diagrama Fe-C, se comporta esquematicamente de acordo com a figura 2.9.

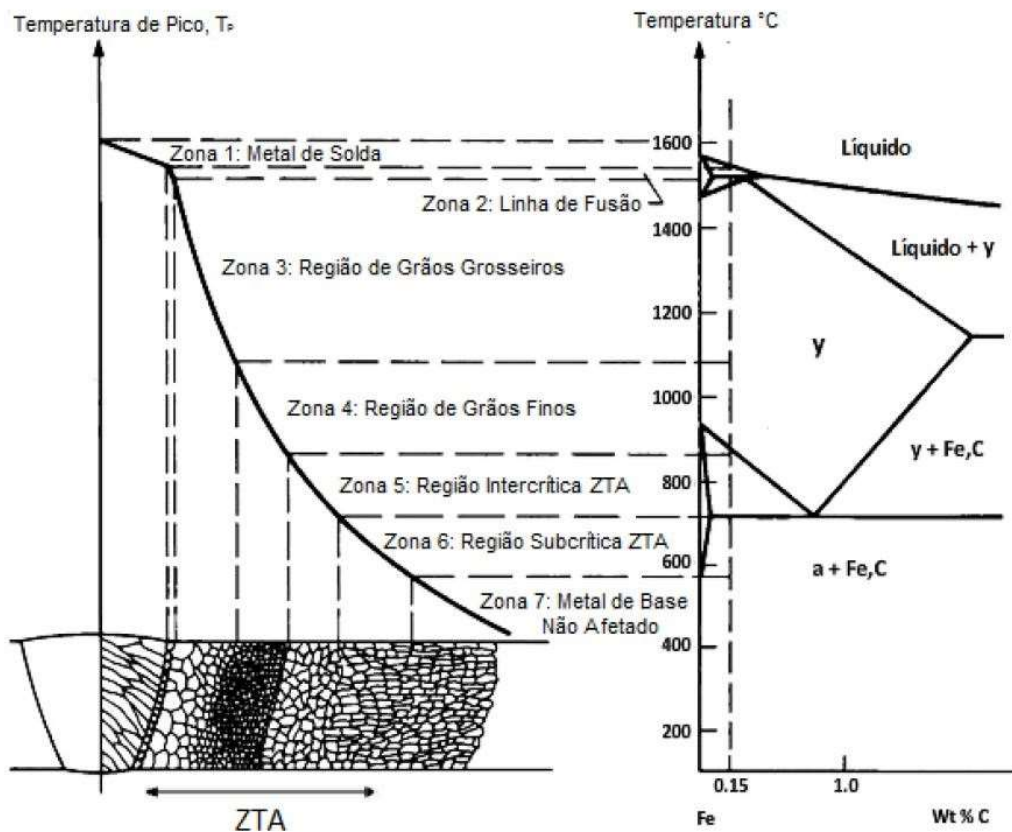


Figura 2.9 - Distribuição da temperatura do aporte térmico nas transformações microestrutural da ZTA de uma junta monopasse, tendo como referência as temperaturas de transformação do diagrama Fe-Fe₃C.

(Fonte: Toyoda, 1989)

Adicionalmente, em soldas de monopasse existem quatro regiões na ZTA, no desenho representado na figura 2.10, identifica-se quatro zonas, nas quais a ZTA pode ser dividida:

Região de Crescimento de Grão ou Região de Grãos Grosseiros (RGG) – É a região próxima à interface entre o metal de base e o metal de solda e constituída por grão grosseiros, essa região é identificada pela temperatura de pico entre 1100 e 1450 °C. Inicia-se o crescimento do grão austenítico quando a região atinge uma temperatura superior à temperatura de grão grosseiro, aproximadamente 1200 °C (LANCASTER, 1999);

Região Recristalizada ou Região de Grãos Finos (RGF) – Uma região onde a temperatura do ciclo térmico localiza-se entre a linha A3 e 1100 °C, na qual o crescimento do grão austenítico é relativamente lento e o tamanho de grão austenítico é pequeno. O alumínio, titânio, nióbio e vanádio servem como aditivos de refinamento de grão, formando nitretos ou carbeto e atuam como elementos de ancoragem, reduzindo ou impedindo o movimento do contorno do grão austenítico. Durante o resfriamento a transformação austenita-ferrita tende a

formar estruturas de grão ferrítico-perlítico ou ferrítico-bainítico, já que devido ao alto número de contornos de grão promove a formação de ferrita de contorno de grão, enriquecendo a austenita excedente em carbono, podendo transformar esta última em perlita ou bainita, dependendo da taxa de resfriamento e da quantidade de carbono e elementos de liga do metal de base (FARACO, 2009 apud PORTER *et al.*, 1992);

Região Parcialmente Recristalizada ou Região Intercrítica (RIC) – Onde a temperatura alcançada na ZTA está entre a linha A1 e a linha A3, a qual é uma faixa relativamente estreita de transformações parciais. No caso dos aços ferrítico-perlíticos, durante o aquecimento as ilhas de ferrita transformam-se rapidamente em fase austenítica, sendo a austenita enriquecida em carbono e no resfriamento, esta austenita rica em carbono pode transformar-se em perlita, bainita superior, martensita autorevenida ou martensita de alto carbono (FARACO, 2009 apud PORTER *et al.*, 1992; LANCASTER, 1999);

Região Subcrítica (RSC) – Onde a temperatura alcançada é menor que a linha A1. Nesta região normalmente não existe uma mudança microestrutural observável, com exceção de uma degradação de perlita lamelar a partículas esferoidais de cementita (Fe_3C) que pode ocorrer, mas é difícil de ser detectada. Assim mesmo, o efeito combinado de aquecimento (100 – 300 °C) e tensões residuais pode causar envelhecimento de esforço dinâmico. Este fenômeno é associado a uma fina precipitação de impurezas tais como C e N, nas discordâncias dentro dos grãos ferríticos, que fragiliza a integridade da estrutura (FARACO, 2009 apud PORTER *et al.*, 1992; LANCASTER, 1999).

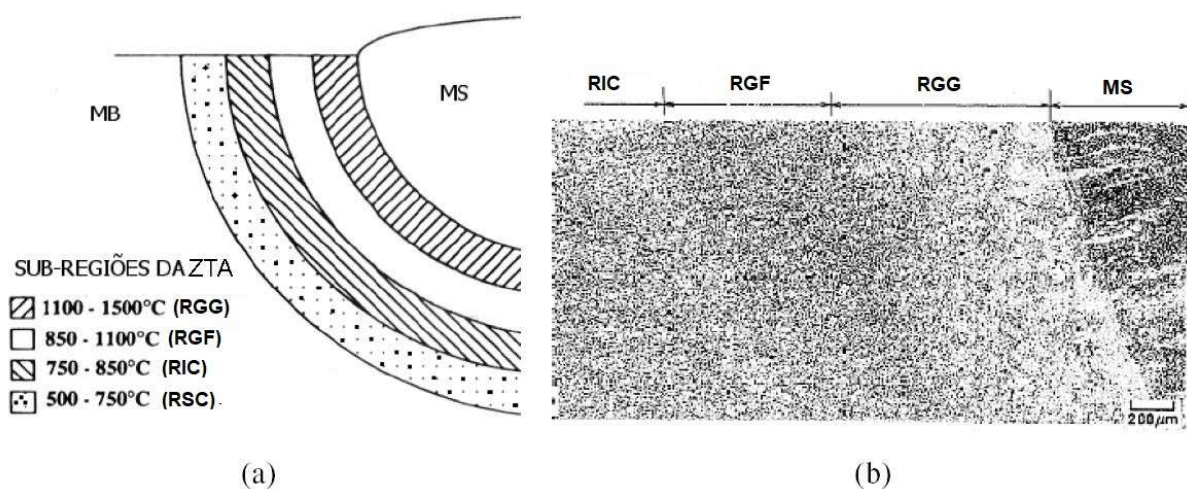


Figura 2.10 - Estruturas da ZTA em monopasse correspondente a: RGG, RGF, RIC, RSC.

(Fonte: TAGAWA *et al.*, 1993)

2.4.2 Transformações da ZTA na soldagem multipasses

Easterling (1983) afirma que a soldagem multipasses pode resultar em um refinamento de grãos da microestrutura, melhorando a tenacidade e reduzindo as tensões residuais. As razões apresentadas para estes fatos são:

- ✓ O ciclo térmico imposto pelo passe subsequente realiza um refinamento de grão ou pode promover um tratamento térmico de revenimento sobre o passe anterior;
- ✓ A quantidade total de energia imposta para a soldagem por múltiplos passes é inferior, em comparação à soldagem com passe único, causando uma menor formação de grãos grosseiros;
- ✓ O passe anterior providencia a cada novo passe um tipo de pré-aquecimento, o que tende a aumentar o tempo de resfriamento;
- ✓ Os cordões de solda subsequentes tendem a tratar termicamente os passes de solda anteriores, reduzindo as tensões residuais.

Os diversos ciclos térmicos oriundos de uma junta soldada multipasse geram, nas ZTA's, transformações metalúrgicas ou microestruturais bastante complexas em relação a soldagem monopasse. Neste caso, como visto anteriormente, das quatro sub-regiões da ZTA a região de grãos grosseiros (RGG) é a de menor tenacidade. Ocorre que, em uma situação de solda multipasse, a aplicação consecutiva de ciclos térmicos reaquece esta região fazendo surgir, no resfriamento, transformações microestruturais bastante significativas (ALMEIDA, 2014).

Da mesma forma que na soldagem monopasse, a ZTA de uma junta soldada multipasse possui regiões microestruturalmente heterogêneas e que são classificadas de acordo com a temperatura atingida durante o processo de soldagem. Na soldagem monopasse, a região de grãos grosseiros (RGG) da ZTA é normalmente a de tenacidade mais baixa. Na soldagem multipasses, entretanto, a RGG pode ter a microestrutura alterada pelos passes subsequentes, sendo desta forma subdividida em quatro regiões (Toyoda, 1989):

- ✓ **SCGC (*Subcritically reheated grain-coarsened*)**: Região de grãos grosseiros reaquecida subcriticamente (abaixo de A_{c1});
- ✓ **ICGC (*Intercritically reheated grain-coarsened*)**: Região de grãos grosseiros reaquecida intercriticamente (entre A_{c1} e A_{c3});
- ✓ **SCGR (*Supercritically reheated grain-refined*)**: Região de grãos refinados, reaquecida supercriticamente (acima de A_{c3} e abaixo de 1200°C);

- ✓ **UAGC (Unaltered grain-coarsened):** Região de grãos grosseiros inalterada (reaquecida abaixo de 200°C ou acima de 1200°C).

Toyoda (1989) fez um levantamento das consequências dos ciclos térmicos nas transformações microestrutural da RGG, através de simulação térmica em um aço microligados. Foram aplicados dois picos de temperatura: o primeiro pico ($Tp1$) é de 1400°C e o segundo pico ($Tp2$) está parametrizado com as temperaturas $Ac1$ e $Ac3$, e determinou quatro possibilidades de perfil ou subdivisão para a RGG e RGF (Figura 2.11).

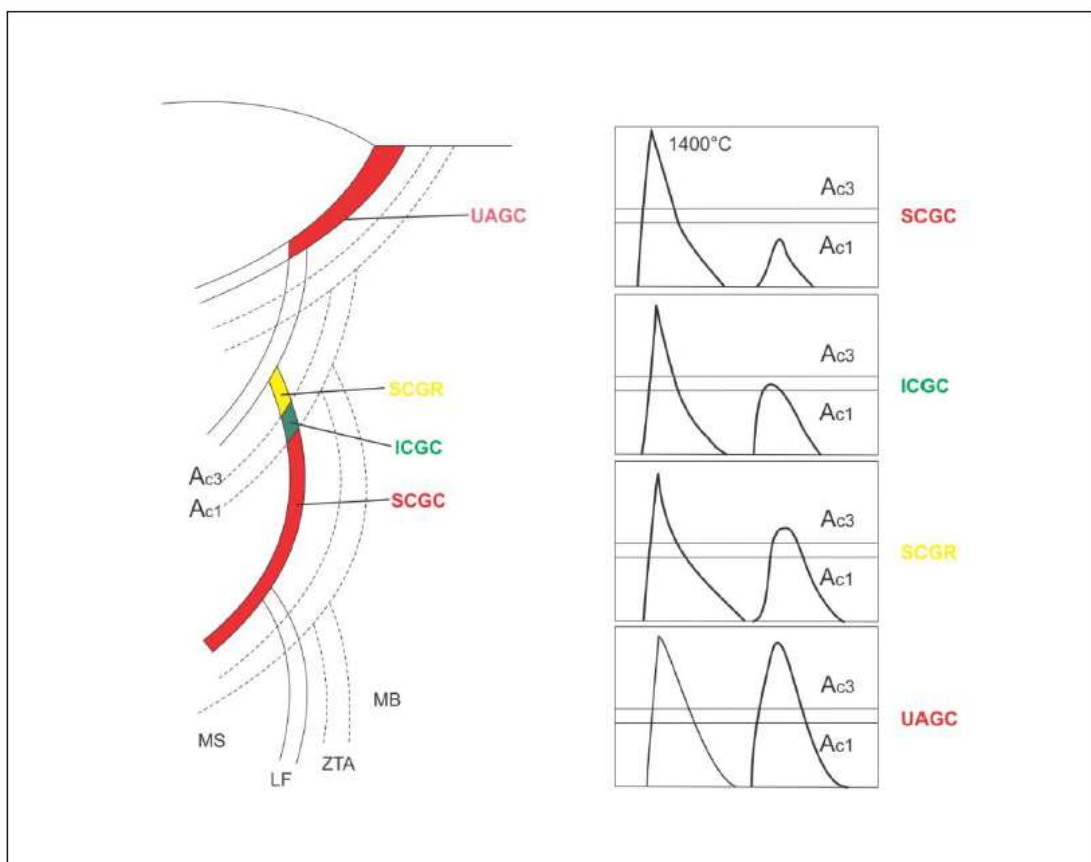


Figura 2.11 - Esquema das regiões de transformação microestrutural das RGG e RGF, decorrente dos ciclos térmicos em uma junta soldada multipasse.

(Fonte: ALMEIDA, 2014 apud TOYODA, 1989)

2.4.3 Zonas parcialmente diluídas (ZPD)

A zona fundida não misturada está localizada próxima à linha de fusão (ao lado do metal de solda) onde as temperaturas máximas de soldagem encontram-se acima da temperatura líquidos, resultando em uma completa fusão do metal de base, mas sem uma mistura com o

metal de solda. Essa região se forma como resultado do desenvolvimento de uma camada limite estagnada devido ao movimento da poça de metal líquida, próxima à linha de fusão (MOURA FILHO, 2014).

A existência de uma zona não misturada foi primeiramente identificada por Savage em 1966 como “superheated-melt-back region”. Posteriormente, a mesma foi renomeada como “zona não misturada” pela AWS (MOURA FILHO, 2014). SAVAGE *et al.* (1976), atribuiu à formação de ZPD, chamadas pelo mesmo de zonas não misturadas, como pode ser observada na figura 2.12, 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.



Figura 2.12 - Esquema da poça de fusão proposto por Savage *et al.* (1976).

Beaugrand, Smith e Gittos (2009b) apresentam uma classificação para as regiões observadas na interface dissimilar, conforme descrito na figura 2.13 e discutido abaixo:

- ✓ Penetrações de metal de solda altamente diluído, alto teor de Fe, aparentemente através dos contornos de grão da austenita prévia, chamados “dedos”.
- ✓ Estreita zona descarbonetada na região do aço imediatamente adjacente a linha de fusão e contendo de forma esporádica partículas de número atômico elevado (Zona Δ).
- ✓ Zona rica em Fe e com estrutura martensítica em ripas, localizada na linha de fusão e estendendo-se em direção ao aço não fundido (Zona M).
- ✓ Região homogênea e monofásica em escala microscópica, localizada na região da zona fundida imediatamente adjacente a linha de fusão (Zona Φ).

- ✓ Região contendo uma grande quantidade de partículas de número atômico elevado com distribuição interdendrítica, associada com uma esperada segregação de Mo e Ni, durante a solidificação da liga (Zona II).

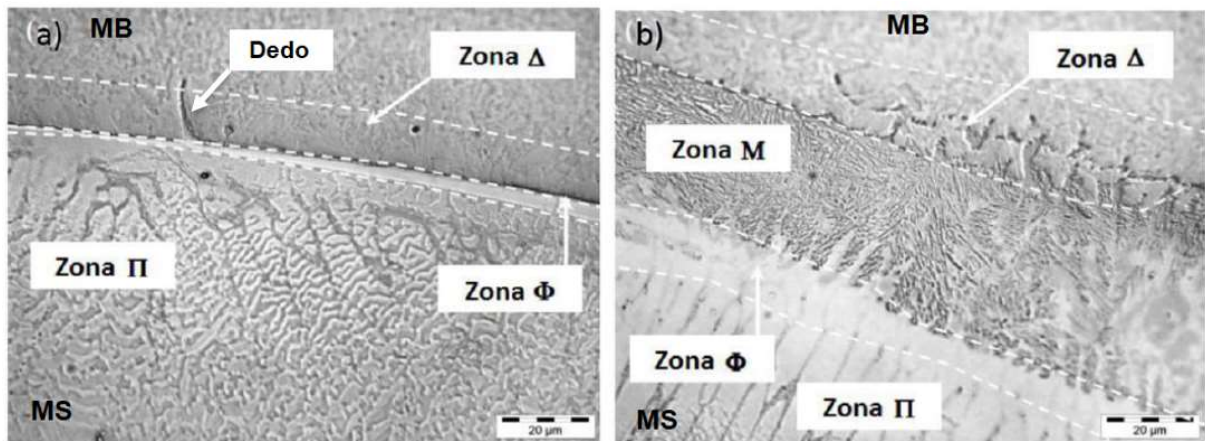


Figura 2.13 - Micrografia da interface dissimilar. a) centro do cordão. b) entre passes.

(Fonte: BEAUGRAND; SMITH; GITTOS, 2009b)

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), como pode ser observado na figura 2.14b);
- ✓ “Ilhas” (regiões inteiramente envolvidas pelo metal de solda), é possível observar na figura 2.14a) e b);
- ✓ “Baías” (região ligada ao metal de solda parcialmente circundada pelo metal de base), presente na figura 2.14a);
- ✓ “Península” (região ligada ao metal de base parcialmente circundada pelo metal de solda) presente na figura 2.14a).

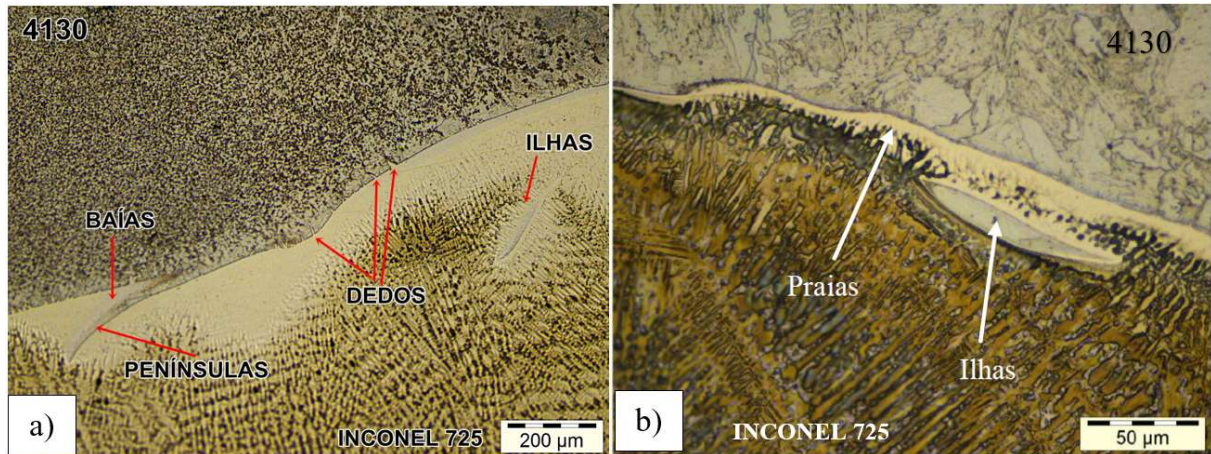


Figura 2.14 - Micrografia da interface dissimilar do AISI4130/Inconel725, com a presença das regiões denominadas por Doody.

(Fonte: BELTRÃO, 2017)

As ZPD's podem afetar negativamente a interface dissimilar da solda de diferentes modos, podendo levar a junta a falhar por corrosão, fragilização por hidrogênio, trincas induzidas por corrosão sob tensão, por exemplo, em meios contendo H_2S , perda de resistência mecânica, sobretudo tenacidade (GOULD, 2010; KEJELIN, 2012; KOU e YANG, 2007).

2.5 Mecanismos de fratura e tenacidade.

A fratura é um processo de perda irreversível da continuidade de um componente pela nucleação e/ou propagação de uma trinca mediante a aplicação de tensões, ela ocorre quando o nível de tensão aplicado ao corpo atinge ou supera a resistência efetiva do material. Segundo Perez (2004), o papel da microestrutura no processo de fratura está associado com o deslocamento de discordâncias, presença de precipitados e inclusões, tamanho de grão e fases que a constituem, pois definem diretamente as propriedades mecânicas do material e ainda podem servir de sítios favoráveis à nucleação de trincas sobre certas condições de trabalho.

Os estudos envolvendo mecanismos de fratura servem como ferramenta no projeto na determinação de vida útil e agendamento de inspeção de uma estrutura, sendo seu estudo fundamental para o desenvolvimento da engenharia moderna. Por envolver muitas áreas da ciência, como ilustra a figura 2.15, a análise da mecânica da fratura pode ser para muitos casos complexa e merece uma abordagem mais elaborada.

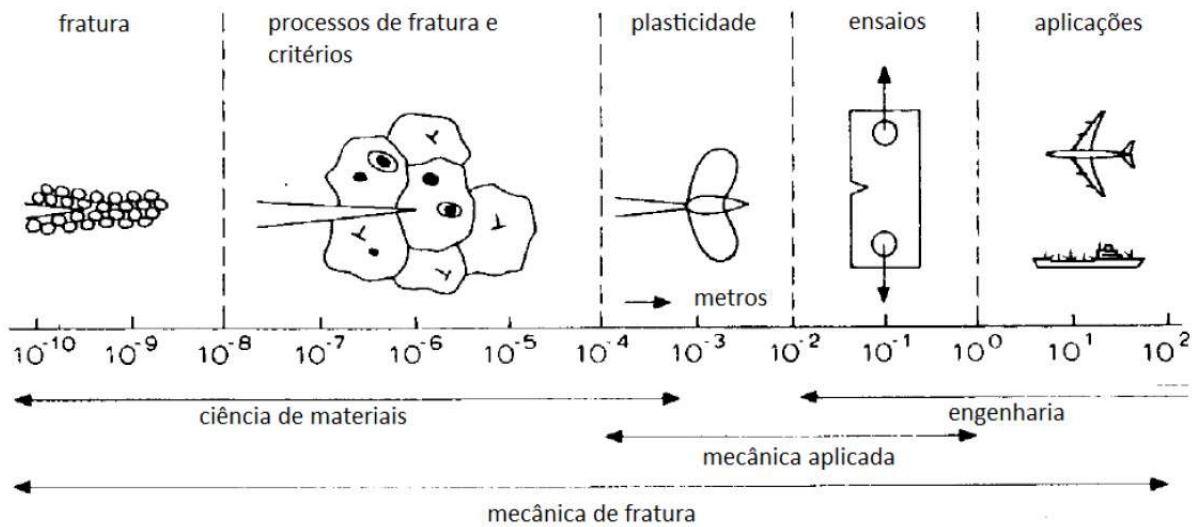


Figura 2.15 - Esquema do grau de abrangência da mecânica da fratura, tanto em áreas de conhecimento quanto escala dimensional.

(Fonte: HIBINO, 2011 apud BROEK, 1983)

A fratura é classicamente dividida em dois tipos: frágil e dúctil. A fratura frágil ocorre de forma súbita com grande velocidade de propagação da trinca, tendo pouca dissipação de energia, isto é, com pouco ou nenhuma deformação plástica envolvida e está normalmente associada aos maiores desastres em falhas de estrutura justamente por ocorre de forma rápida/súbita, sem sinais prévios de problema, um exemplo clássico foi o afundamento do navio Titanic. Os cerâmicos são materiais cujo comportamento é notoriamente frágil, por conta de suas fortes ligações covalentes, com menos de cinco planos de deslocamento (alta tensão para movimentação de discordâncias) no caso de cerâmicos policristalinos, enquanto que para os amorfos a ausência de discordâncias somada as fortes ligações covalentes e iônicas explicam a muito limitada plasticidade. Já polímeros e metais apresentam fratura frágil apenas sobre condições de taxas de deformação muito altas, temperaturas muito baixas, concentrações importantes de inclusões nos contornos de grão e sob ação de meios corrosivos assistindo diretamente na fratura. Um micromecanismo clássico da fratura frágil em metais é a clivagem (principalmente para fase CCC), onde átomos rompem rapidamente sua ligação ao longo de um plano de fratura específico de menor coesão (para o aço ferrítico seria a família de planos (100)). Isto dá um caráter direcional dentro de cada grão a este mecanismo e resulta em uma superfície relativamente lisa, facetada (troca de direção em cada grão buscando os planos de menor coesão, ver figura 2.16(b)) e reluzente (POKLUDA; SANDERA, 2010).

Wulpi (1999) classifica ainda a fratura intergranular como frágil, sendo esta originada especificamente por um processo de fragilização dos contornos de grão, como pode ser observado na figura 2.16(c), que os tornam mais fracos em relação ao interior dos grãos. Neste caso, a fratura ocorre preferencialmente ao longo dos contornos dos grãos e não através dos mesmos.

Já na fratura dúctil existe importante dissipação de energia por conta de um volume representativo de escoamento plástico ao redor da ponta da trinca antes de sua propagação efetiva, consequentemente a velocidade da trinca é bem menor comparado ao caso frágil e permite a visualização de indícios (como empescoçamento, figura 2.16(a)) de uma falha antes do momento crítico. O mecanismo envolvido na fratura dúctil é normalmente a nucleação e coalescimento de microvazios (surtem da combinação das discordâncias), com diminuição gradual da seção resistente efetiva. Estes vazios podem ser facilmente identificados na superfície de fratura através de microscópios e são usualmente chamados de *dimples*. Podemos visualizar na figura 2.17 a clara diferença entre a superfície de fratura no caso dúctil e no frágil (OLIVEIRA, 2014).

Effiting (2004) representa esquematicamente os mecanismos de trinca alveolar (*dimples*), por clivagem e intergranular, como mostra a figura 2.16.

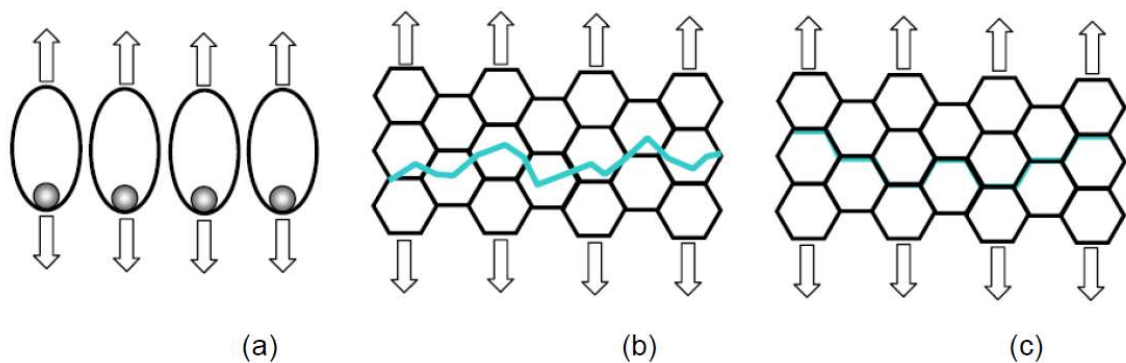


Figura 2.16 - Representação esquemática dos mecanismos de trinca, em: (a) alveolar, (b) por clivagem e (c) intergranular.

(Fonte: EFFTING, 2004)

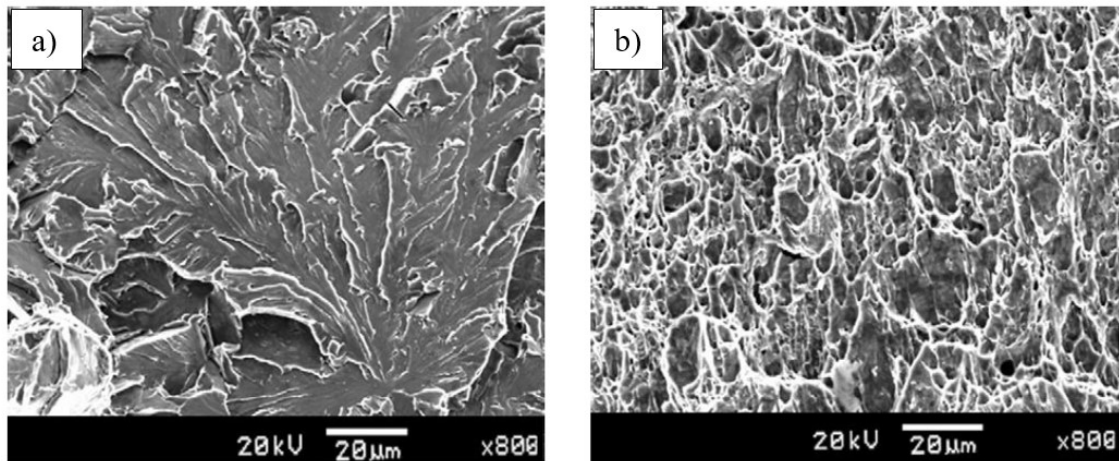


Figura 2.17 - Aspectos fractográficos de dois diferentes micromecanismos de fratura. (a) fratura frágil por clivagem e b) fratura dútil com microcavidades ou *dimples*.

(Fonte: JUA; KIMB; JANGE, 2012)

Segundo Anderson (1995), nas ligas metálicas comumente usadas, a fratura dútil é constituída por três etapas: (1) Formação de superfície sobre uma partícula de segunda fase ou inclusão através da decoesão ou fratura da partícula (devido aos defeitos internos presentes nas mesmas). Uma forma de decoesão é promovida pela incompatibilidade de deformação entre a matriz e a partícula, causando acúmulo de discordâncias nos planos de escorregamento que circundam a partícula; (2) Crescimento da cavidade ao redor da partícula através de deformação plástica e (3) Coalescimento das cavidades formando uma trinca macroscópica. O mecanismo descrito acima está ilustrado na figura 2.18.

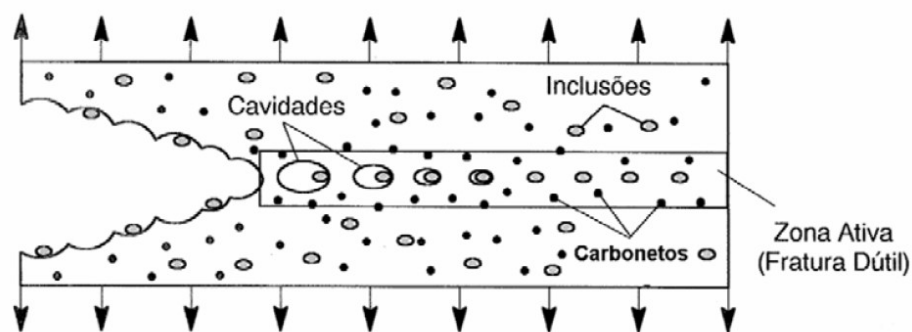


Figura 2.18 - Representação do mecanismo de fratura dútil em aços.

(Fonte: HIPPERT, 2004)

Segundo Wulpi (1999), com relação ao aspecto microscópico da fratura, o autor representa a influência da direção da carga aplicada sobre o aspecto da fratura alveolar, como mostra a figura 2.19. De acordo com a figura 2.19, o esforço de tração tende a provocar a

formação de alvéolos equiaxiais, condição que será perceptível somente se a superfície fratura for observada perpendicularmente. A ruptura por cisalhamento puro, mostra um alongamento dos alvéolos formados na superfície da fratura. Ainda na mesma figura é apresentada a condição de esforço denominada rasgamento trativo, na qual a força aplicada difere do modo por tração pura devido ao deslocamento do ponto de aplicação das forças para a extremidade da amostra. A consequência disso é a formação de alvéolos alongados na região da fratura devido ao dobramento sofrido pelo material, que leva a formação diferenciada dos alvéolos do ponto de início da fratura, onde se inicia com alvéolos equiaxiais até o ponto final da fratura, onde os alvéolos tendem a ficar alongados.

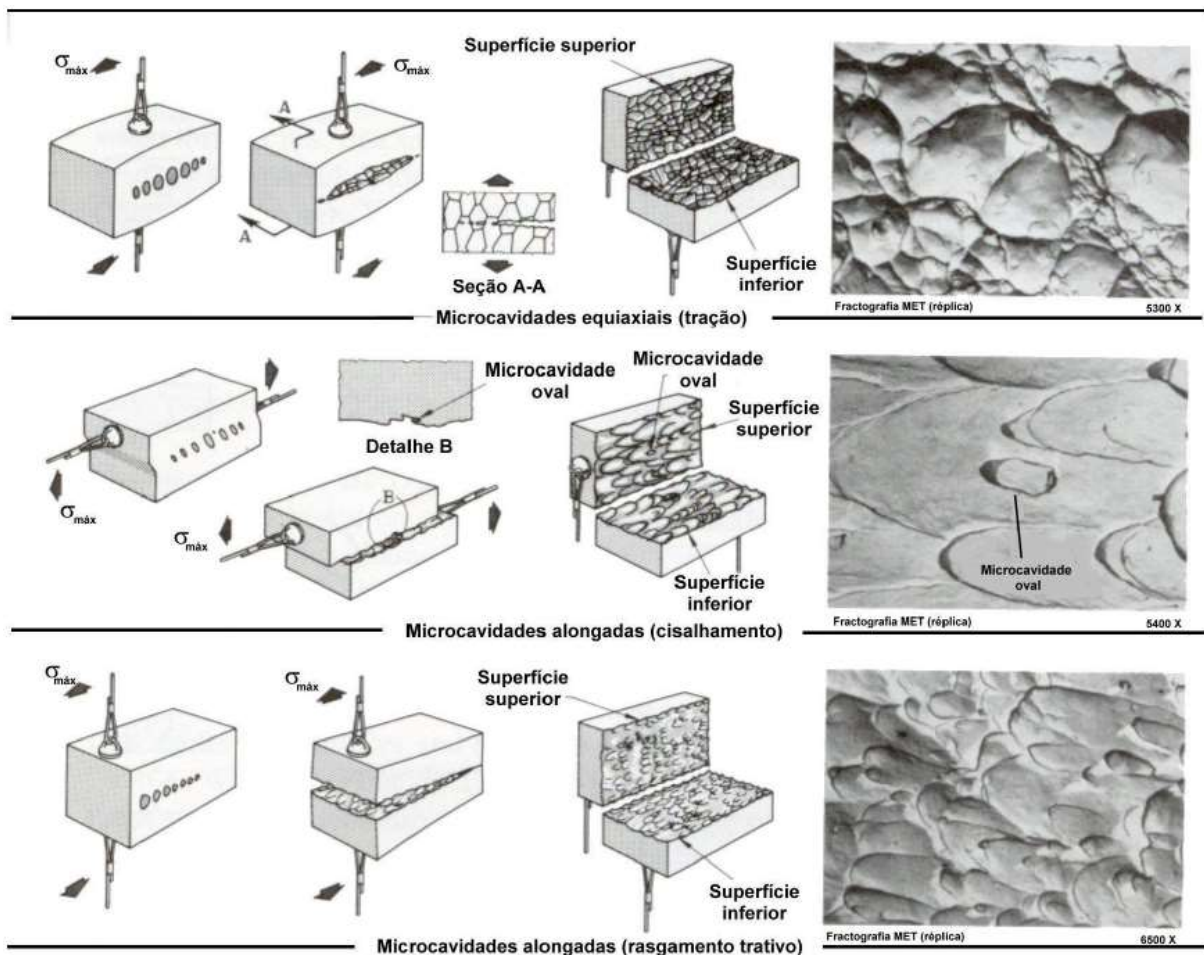


Figura 2.19 - Influência da direção principal de carga no formato dos alvéolos formados na região fraturada do material.

(Fonte: CHEMIN FILHO, 2011 apud WULPI, 1999)

De acordo com Wulpi (1999), em grande parte dos casos a fratura de um metal ocorre predominantemente por um modo de ruptura, seja ele dúctil ou frágil, porém, não sendo único.

Pode-se encontrar na análise de uma fratura regiões mescladas, com regiões de clivagem e regiões de fratura intergranular, assim como, regiões apresentando clivagem e cisalhamento, em proporções variadas.

A figura 2.20 ilustra um caso de fratura num processo de soldagem onde ocorreram os três mecanismos de fratura na mesma peça.

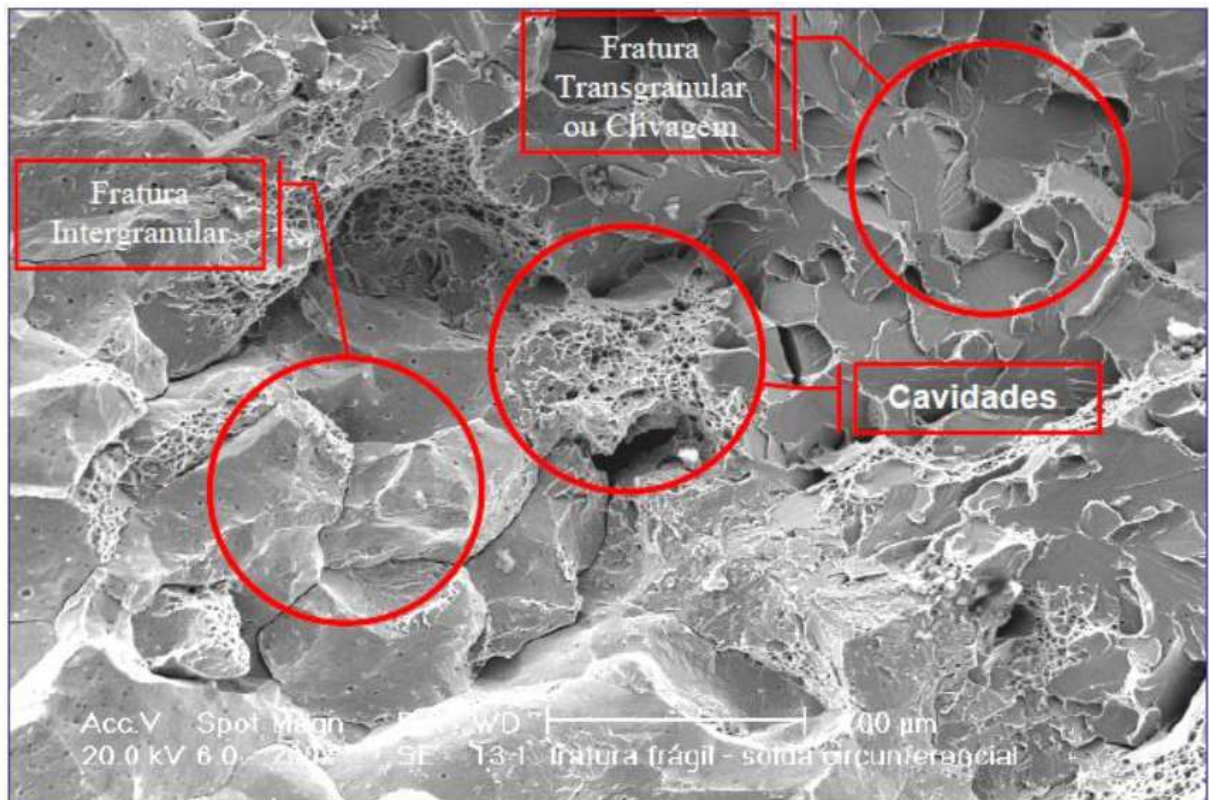


Figura 2.20 - Modo de fratura combinada: com regiões de clivagem, intergranular e alveolar.

(Fonte: CHEMIN FILHO, 2011 apud EFFTING, 2004)

Na maior parte das aplicações de engenharia, por questões de segurança, o comportamento dúctil é mais desejado, pois a fratura frágil tende a ser mais imprevisível e resulta, em geral, em eventos catastróficos, pois não permite nenhuma medida corretiva ao contrário da fratura dúctil. Assim, temos uma preferência por materiais mais tenazes, isto é, aqueles que são capazes de absorver maior energia antes de fraturar (OLIVEIRA, 2014).

A tenacidade dos materiais pode ser medida através de vários métodos, em condições dinâmicas ou quase estáticas e com resultados que podem ou não ser diretamente aplicados em estudos de integridade estrutural. A segurança de uma estrutura metálica depende das propriedades mecânicas necessárias em cada um dos seus componentes e as mais importantes são: resistência à tração e tenacidade à fratura. Linnert (1994), assegura que o ensaio de tração

não é suficiente para avaliar a tendência de fragilização que ocorre em baixas temperaturas. A tenacidade à fratura é uma propriedade mecânica altamente sensível às variações microestruturais, sendo assim, mais apropriada para avaliar a tendência à fragilização. O ensaio de tenacidade ao impacto (Charpy) é bastante utilizado por causa da sua conveniência e familiaridade.

Segundo Anderson (1995), o ensaio de Charpy, amplamente utilizado e que submete o material ao impacto, é um ensaio cujos resultados não são aplicáveis diretamente em cálculos de projetos, mas é empregado para classificar os materiais dentro dos critérios de tenacidade. Este ensaio se diferencia dos baseados em Mecânica de Fratura que são aplicados na análise de integridade estrutural onde a amostra é geralmente submetida a carregamento lento. Por outro lado, correlações entre resultados de ensaio de Charpy e falhas em serviço de equipamentos mostraram que fraturas com menos de 70% de clivagem nos corpos ensaiados são indicativos de que uma falha não ocorrerá se a temperatura de aplicação do material for mantida igual ou superior à dos ensaios e a tensão atuante não superar a metade da sua tensão de escoamento.

Os corpos de prova do tipo Charpy com entalhe em V (Charpy-V) são os corpos de prova mais comuns para se avaliar a tenacidade ao impacto; a principal razão para isso é a sua fácil e econômica usinagem. Igualmente, a realização dos ensaios e análise dos resultados é relativamente simples e rápida. Os resultados de tenacidade ao impacto não são completamente equivalentes aos fornecidos por ensaios de tenacidade à fratura; no entanto, a tendência dos resultados deve ser similar, assim como a possível temperatura de transição. A diferença entre ensaios de tenacidade ao impacto e tenacidade à fratura está relacionada ao fato de que os corpos de prova de Charpy não reproduzem o estado de triaxialidade nem deformação da ponta da trinca, que acontecem em defeitos apresentados em dutos (SHIN *et al.*, 2007).

CAPÍTULO III

3. MATERIAIS E MÉTODOS

Nesta sessão serão apresentados os equipamentos utilizados, os materiais de consumo, bem como, os métodos empregados para alcançar os objetivos deste trabalho.

3.1 Metal de Base

O metal de base utilizado nesta pesquisa foi o aço de alta resistência e baixa liga (ARBL) AISI 4130, sua composição química está apresentada na tabela 3.1. Este aço é caracterizado por sua alta resistência mecânica, boa temperabilidade, elevada dureza, boa soldabilidade e custo relativamente baixo tendo, por isso, grande aplicação no setor petrolífero. É uma liga versátil com boa resistência à corrosão atmosférica. Por sua vez, o outro metal de base utilizado na junta dissimilar foi o aço A-36, sendo sua composição descrita na tabela 3.2.

Tabela 3.1 - Composição química (% peso) do aço AISI 4130 segundo o fabricante.

C	Mn	P	V	Ni	Si	Cr	Mo	S	V	Cu	N
0,30	0,53	0,011	0,01	0,07	0,26	0,89	0,17	0,032	0,01	0,07	0,005

Tabela 3.2 – Composição química (% peso) do aço ASTM A-36 segundo o fabricante.

C	Si	Mn	P	S	Al	Cr	Cu	Ni	V
0,13	0,20	0,98	0,024	0,012	0,036	0,02	0,02	0,01	0,004

3.2 Metais de Adição

Foram utilizados como metais de adição os arames AWS ERNiCrMo-3 (Inconel 625) e AWS ERNiCrMo-15 (Inconel 725), com o diâmetro de 1,2 mm.

O Inconel 625 é uma liga Ni/Cr/Mo muito utilizada para aplicações que requerem resistência à corrosão e trabalho em altas temperaturas. Normalmente essa liga é aplicada por processo de soldagem a arco elétrico. A tabela 3.3 apresenta a composição química do arame AWS ERNiCrMo-3.

A resistência à corrosão da liga Inconel 725 juntamente com a sua alta resistência torná-lo um candidato para aplicações na indústria marítima, química, aeroespacial, petróleo e indústrias de gás. O Inconel 725 apresenta uma resistência à corrosão equivalente ao Inconel 625. Assim, proporciona resistência adequada à corrosão na maioria dos ambientes marítimos. Além da sua resistência, o Inconel 725 também oferece excelente resistência à fratura. Antes do advento da liga 725, os Designers marinhos foram limitados à liga Inconel 718 uma liga de força elevada. No entanto, a liga 718 oferece apenas resistência moderada à corrosão marinha e sua tenacidade à fratura é menor do que o desejado para condições "sub-seguras". O Inconel 725 oferece uma melhoria significativa na resistência à corrosão e tenacidade à fratura a um nível ligeiramente inferior de resistência. (SHOEMAKER, 2005). A composição química do Inconel 725 pode ser observada na tabela 3.4.

Tabela 3.3 - Composição química do Inconel 625 (% massa) segundo o fabricante.

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

Tabela 3.4 - Composição química do Inconel 725 (% massa) segundo o fabricante

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

Trata-se de dois materiais resistentes à corrosão sendo, por isso, frequentemente utilizados no setor petrolífero como metal de revestimento e união por soldagem de componentes e estruturas. Outra aplicação importante é seu uso como metal de amanteigamento em juntas compostas de flanges e componentes de sistemas mecânicos dissimilares. A tabela 3.5 apresenta as propriedades mecânicas das ligas de níquel utilizadas como metal de adição nessa pesquisa.

Tabela 3.5 - Principais propriedades mecânicas do Inconel 725 e 625 segundo o fabricante.

Propriedades mecânicas e físicas do Inconel 725	
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)

Propriedades mecânicas e físicas do Inconel 625	
Densidade	8.44 g/cm ³ (0.305 lb/in. ³)
Intervalo de fusão	1290-1350 °C (2350-2460 °F)
Módulo de Elasticidade	204.8 GPa (29.7 × 10 ⁶ psi) a 20 °C (70 °F)
Módulo de cisalhamento	78 GPa (11.3 × 10 ⁶ psi) a 20 °C (70 °F)

Na soldagem de amanteigamento e fechamento da junta, para proteção da poça de fusão, do arco elétrico e da gota em formação e transferência contra a contaminação principalmente pelo nitrogênio (N₂), oxigênio (O₂) e vapor d'água (H₂O), foi utilizada uma mistura de gases inertes (75% Ar / 25% He), com vazão de 20 l/min, caracterizando assim, de acordo com a literatura, o processo de soldagem MIG (Metal Inert Gas).

3.3 Equipamentos

3.3.1 Bancada de soldagem

Na soldagem de amanteigamento e de fechamento foi utilizada uma bancada de soldagem, conforme mostrado na figura 3.1,

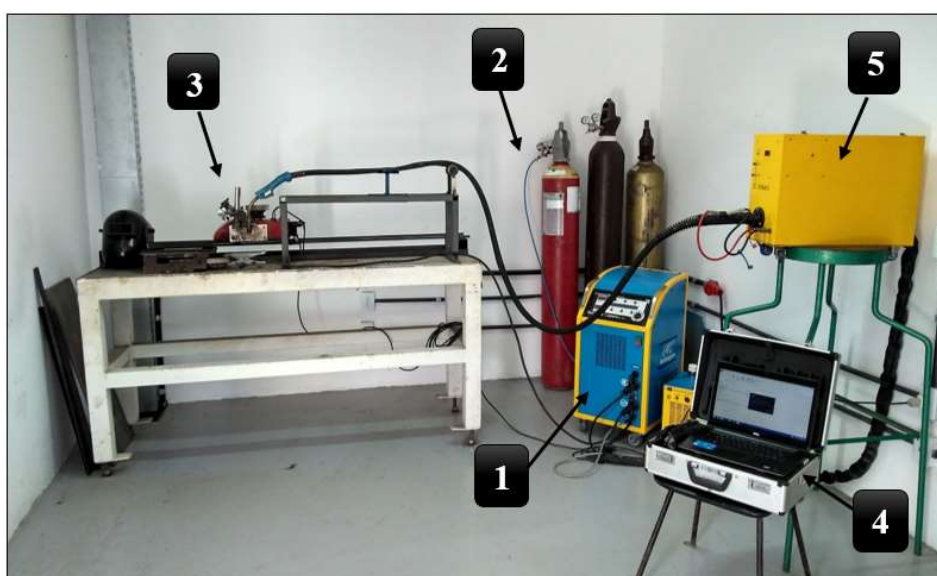


Figura 3.1 - Composição da bancada de soldagem: (1) fonte de soldagem DIGI Plus A7-ARM7; (2) cilindros de gás; (3) equipamento para translação da tocha; (4) sistema de aquisição de dados; (5) alimentador de arame.

Onde a bancada é composta por:

- ✓ Uma fonte de soldagem multi-processos - Modelo DIGI Plus A7- ARM7 de 32bits / 450^a;
- ✓ Uma mesa em aço;
- ✓ Um sistema eletro-mecânico para translação da tocha de soldagem;
- ✓ Um sistema de aquisição - SAP- V4.01;
- ✓ Acessórios.

3.3.2 Máquinas e instrumentos

Foram utilizados diversos equipamentos na preparação e caracterização dos corpos de prova. Os equipamentos foram utilizados na usinagem (cortes por serra, operações de desbaste e acabamento), na realização de ensaios mecânicos (dureza, tração e impacto Charpy), na caracterização macro e micro estrutural e fractográfica e nos tratamentos térmicos. Assim, os equipamentos utilizados foram:

- ✓ Equipamentos de usinagem (serra fita, fresadora, eletroerosão e retifica) - laboratório de processos de fabricação - CT-UFPB;
- ✓ Forno elétrico tipo mufla JUNG LF 4213, com capacidade de até 1300 °C - laboratório de solidificação rápida (LSR) - CT-UFPB;
- ✓ Microscópio óptico Olympus LG-PS2 - laboratório de solidificação rápida (LSR) - CT-UFPB;
- ✓ Microscópio Eletrônico de Varredura (MEV) - LABEME - CT-UFPB;
- ✓ Duromêtro PANTEC mod. RASN RS, escala de 15 a 150N - laboratório de solidificação rápida (LSR) - CT-UFPB;
- ✓ Microdurômetro Shimadzu Hardness Testers hmv-2 series;
- ✓ Máquina universal de ensaios mecânicos INSTRON 8802 com carga de 250kN - Laboratório - LEM - CT-UFPB;
- ✓ Máquina de impacto Charpy - - laboratório de ensaios mecânicos - CCET-UFRN.

3.4 Procedimento experimental

Uma série de atividades e ensaios foram previamente implementados de acordo com a sequência apresentada na figura 3.2:

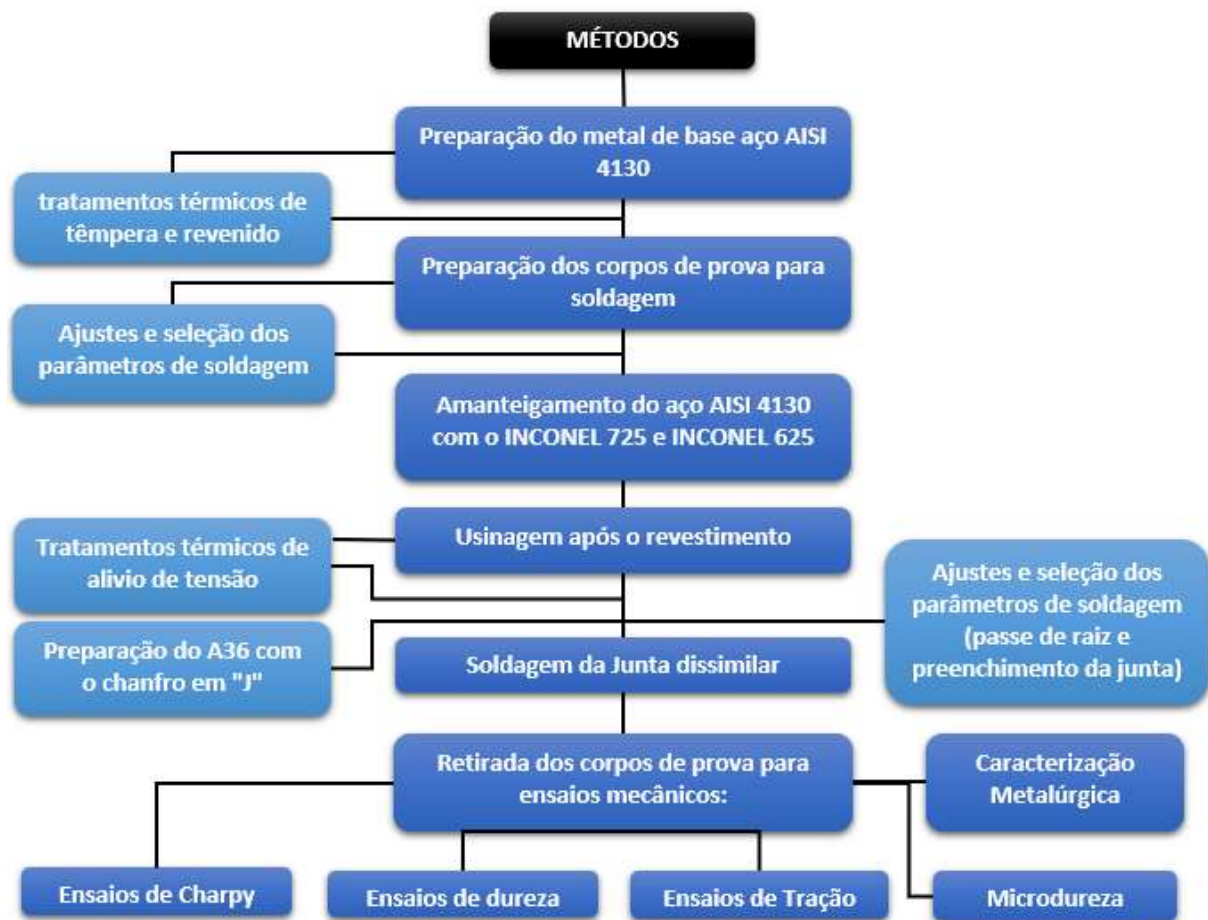


Figura 3.2 - Fluxograma das etapas do trabalho.

3.4.1 Preparação do metal de base aço AISI 4130

Placas do aço AISI 4130 foram cortadas com dimensões 110x30x75 mm para serem utilizadas como metal de base para a soldagem de amanteigamento, conforme mostrado na figura 3.3. Após o corte das placas, realizou-se procedimento de tratamento térmico em duas etapas. A primeira etapa consistiu em realizar uma têmpera no material e a segunda um revenimento, esse procedimento foi necessário para atender aos requisitos da norma NACE MR0175, para confecção de soldas de amanteigamento em flanges para transporte de petróleo e gás. As temperaturas e os tempos utilizados nos dois tratamentos térmicos estão na tabela 3.6.

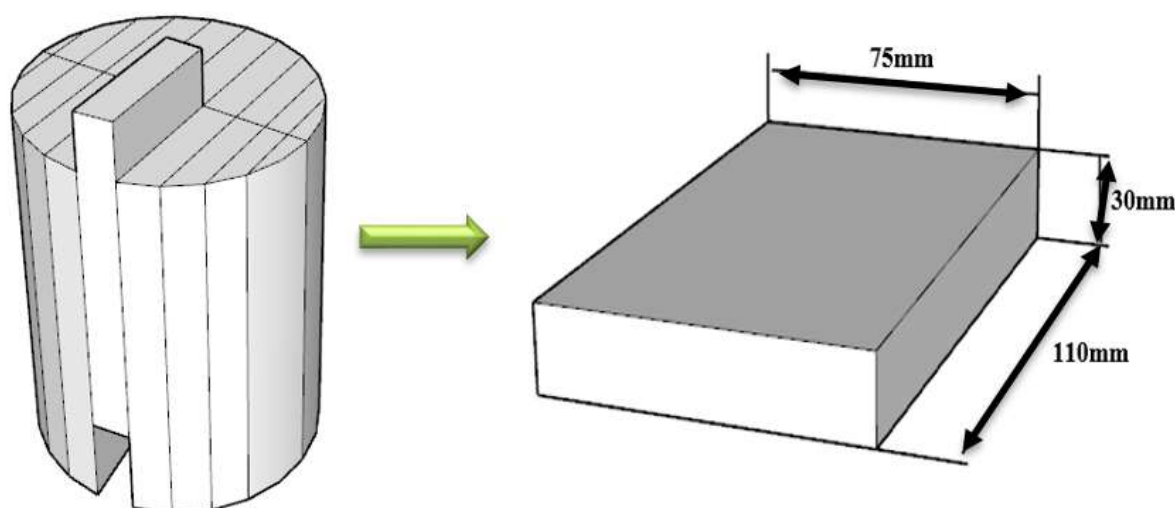


Figura 3.3 - Representação esquemática do corte e extração das chapas do aço AISI 4130.

Tabela 3.6 - Tratamento térmico do aço AISI 4130: Tempera e Revenimento.

Material	Tratamento	Temp. (°C)	Tempo (min)	Meio de resfriamento
AISI 4130	Têmpera	872	60	Água
	Revenimento	677	120	Ar

Os procedimentos adotados para a realização de cada tratamento térmico se deram do seguinte modo:

- ✓ Têmpera - foram colocadas as placas recobertas com limalhas de ferro fundido em uma caixa metálica, para 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 o resfriamento do material foi feito em água com agitação moderada e temperatura de aproximadamente 25°C.
- ✓ Revenimento - foi feito com a utilização de limalha também recobrindo as chapas; os ajustes dos parâmetros do forno foram com uma taxa de aquecimento de 20°C por minuto, temperatura máxima a ser atingida de 677°C e um tempo de duração na temperatura máxima estabelecida de 2 horas, seguido de um resfriamento ao ar.

Em seguida, foi feito a preparação do corpo de prova para ser realizado o processo de amanteigamento, foram utilizadas abas em volta do aço AISI 4130 para dar suporte aos cordões de solda nas extremidades e facilitar a sobreposição dos demais, como mostrado na figura 3.4.



Figura 3.4 - Confecção do metal de base AISI 4130 com abas nas laterais.

3.4.2 Método utilizado na soldagem de amanteigamento

Foi realizado um pré-aquecimento no metal de base antes da realização do amanteigamento como pode ser visto na figura 3.5, de no mínimo 240°C. Paralelamente, a temperatura de interpasse foi mantida no intervalo de 240°C à 280°C. Este controle de temperatura foi realizado com um pirômetro ótico digital com fundo de escala de 1500°C.

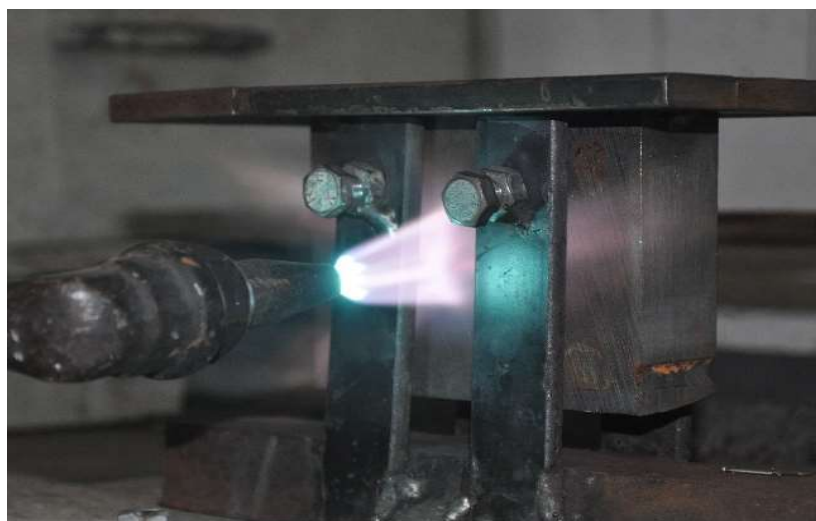


Figura 3.5 - Pré-aquecimento entre 240°C a 280°C.

Uma série de ensaios preliminares foram realizados para selecionados os valores dos parâmetros utilizados na soldagem de amanteigamento do aço AISI 4130 com as ligas de níquel, considerou-se a condição mais estável do processo, sempre se avaliando a aparência e a inexistência de defeitos nos cordões, sempre em busca de uma deposição de material mais uniforme possível que propiciasse os menores níveis de diluição, os parâmetros de soldagem utilizados nos modos de correntes convencional e pulsado estão mostrados nas tabelas 3.7 e 3.8.

Tabela 3.7 - Parâmetros de soldagem para o amanteigamento com Inconel 725 no modo convencional e pulsado.

Amanteigamento do aço AISI 4130 com o Inconel 725		
Modo de Soldagem	Convencional	Pulsado
Espessura mínima do amanteigamento (mm), após a usinagem	9,5	9,5
Corrente média (A)	163,8	187,5
Corrente de pico (A) / Corrente de base (A)	-----	300 / 131
Tempo de Pico (ms) / Tempo de base (ms)	-----	3,0 / 5,1
Tensão média (V)	26	33,5
Velocidade de soldagem (mm/min)	164	164
Velocidade do arame (m/min)	6,5	6,5
DBCP - Distância bico de contato peça (mm)	14	17
Energia de soldagem (kJ/mm)	1.55	2.49

Tabela 3.8 - Parâmetros de soldagem para o amanteigamento com Inconel 625 no modo convencional e pulsado.

Amanteigamento do aço AISI 4130 com o Inconel 625		
Modo de Soldagem	Convencional	Pulsado
Espessura mínima do amanteigamento (mm)	9,5mm	9,5mm
Corrente média (A)	183,9	187,7
Corrente de pico (A) / Corrente de base (A)	-----	300 / 131
Tempo de Pico (ms) / Tempo de base (ms)	-----	3,0 / 5,1
Tensão média (V)	32,2	36,4
Velocidade de soldagem (mm/min)	164	164

Velocidade do arame (m/min)	6,5	6,5
DBCP Distância bico de contato - peça (mm)	12	17
Energia de soldagem (kJ/mm)	2,16	2.49

Após o estabelecimento dos parâmetros de soldagem foi realizado o amanteigamento que, para garantir no mínimo 9,5 mm de espessura sobre o metal de base, foram definidos que para o amanteigamento do Inconel 725, para o modo convencional, seriam necessárias 3 camadas, com 4 passes na primeira e 3 nas seguintes, totalizando 10 cordões de solda. Já no modo pulsado foram 4 camadas, com 4 passes na primeira e 3 nas seguintes, totalizando 13 cordões de solda houve a necessidade de uma camada a mais na pulsada devido a uma maior diluição que ocorreu nos cordões de solda.

Já no amanteigamento do Inconel 625 com corrente pulsada foram necessárias 4 camadas, sendo a primeira com 3 passes e as 3 camadas subsequente com 2 passes cada uma. Já para o procedimento de soldagem com corrente convencional foram necessárias 3 camadas com 3 passes cada uma. A figura 3.6 mostram a quantidade de cordões e camadas utilizadas nos amanteigamentos.

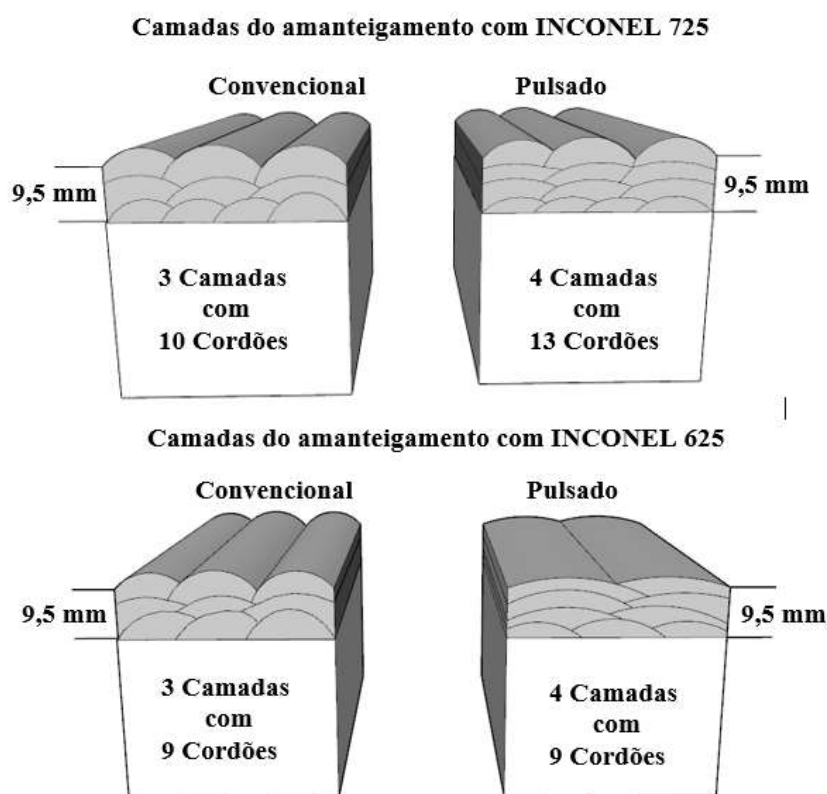


Figura 3.6 - Camadas e cordões utilizados na soldagem de amanteigamento.

A sobreposição dos cordões foi feita com uma distância de 1,5 mm entre o final de um cordão ao centro do cordão posterior, considerando L como a largura do cordão depositado, detalhe na figura 3.7, e a seguir as figuras 3.8 e 3.9 mostram os corpos de prova após a soldagem de amanteigamento.

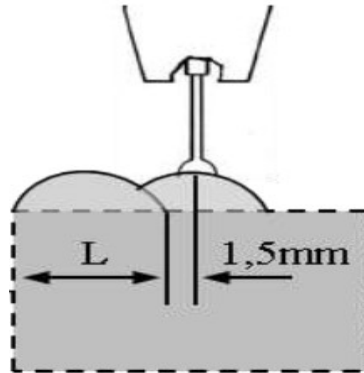


Figura 3.7 - Posição na sobreposição dos cordões.



Figura 3.8 - Amanteigamento com Inconel 725: a) pulsado b) convencional.



Figura 3.9 - Amanteigamento com Inconel 625: a) pulsado b) convencional.

3.4.3 Usinagem e tratamento térmico de alívio de tensão.

Após a conclusão do processo de amanteigamento iniciou-se a operação de usinagem das placas amanteigadas, primeiramente para saber se foi garantido a espessura mínima do amanteigamento de 9,5mm, nesse processo utilizou: serra fita para um corte preliminar das abas, para daí então ser feito o faceamento com a operação de fresamento, como mostrado na figura 3.10.

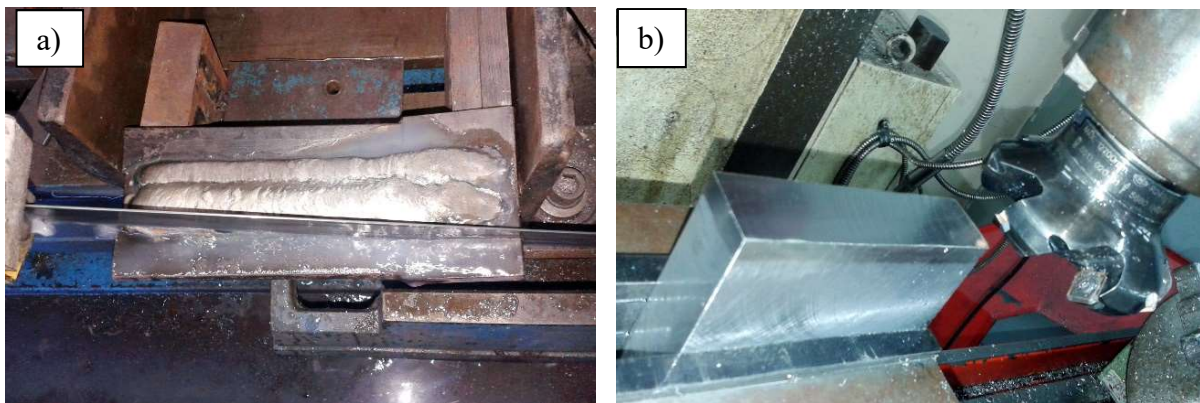


Figura 3.10 - Usinagem dos amanteigamentos: a) corte na serra fita b) faceamento na fresa.

Em seguida foi feito um tratamento termico de alívio de tensão nos amanteigamentos como demonstrado na figura 3.11, o ciclo térmico do tratamento está esquematizado na figura 3.12, o qual consiste de aquecimento à taxa de 20°C/min. até a temperatura de 677°C onde manteve-se durante duas horas, quando então foi resfriada ao ar.



Figura 3.11 - realização do TTAT no forno.

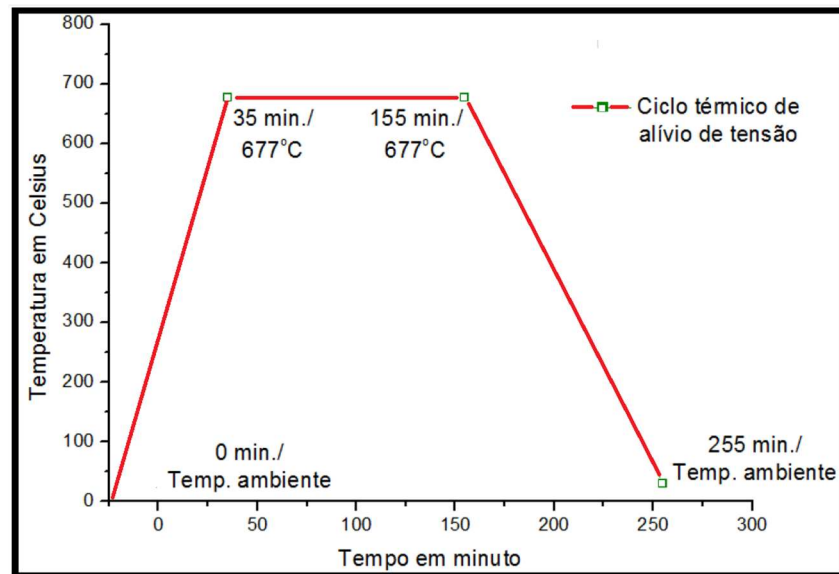


Figura 3.12 - Ciclo térmico do tratamento de alívio de tensão.

3.4.4 Metodologia na soldagem de fechamento

Foi realizado a preparação para a união da junta dissimilar com as chapas de aço ASTM A36 que seguiram a seguintes dimensões como mostrado na figura 3.13, sendo usinado um chanfro em “J” para possibilitar o acesso do bocal da tocha de soldagem e facilitar a união da junta. Após o processo da soldagem de fechamento não houve nenhum tratado térmico posterior.

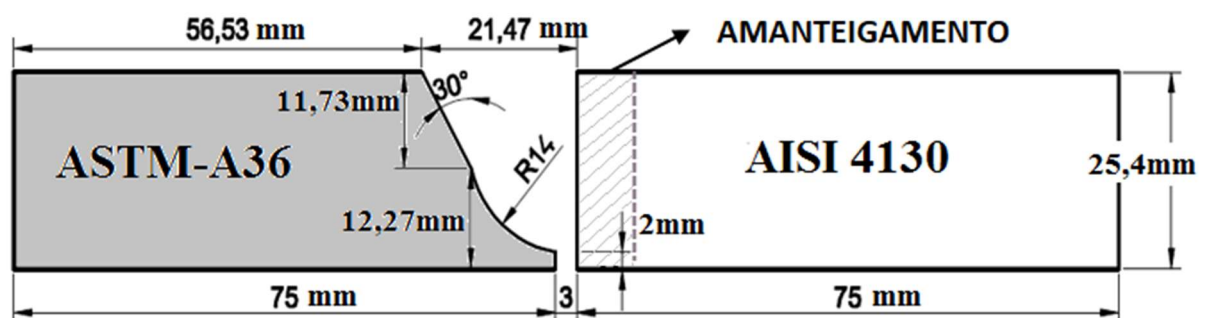


Figura 3.13 - Chanfro em forma de “J” para o aço ASTM-A36 seguindo o padrão das dimensões do AISI4130.

Na determinação dos parâmetros para soldagem de fechamento, considerou-se a condição mais estável do processo, sempre fazendo o monitoramento dos dados através de gráficos de corrente e tensão buscando uma boa estabilidade para os parâmetros selecionados a cada teste. Foram realizados uma serie de pré-testes, baseados tanto na implementação de parâmetros que tiveram um bom desempenho no amanteigamento realizado, como em estudo de pesquisas realizadas com alguns dos materiais utilizados no trabalho, na busca de parâmetros satisfatórios. É mostrado na tabela 3.9, os principais parâmetros do processo de soldagem realizado na junta.

Tabela 3.9 - Parâmetros da soldagem de fechamento com Inconel (625 e 725), no modo convencional e pulsado.

Soldagem da junta com o Inconel 625		
Modo de Corrente	Convencional	Pulsado
Vazão média do gás em l/min	20	20
Corrente média (A)	183,9	187,7
Tensão média (V)	25	36,4
Corrente de pico (A) / Corrente de base (A)	-----	300 / 131
Tempo de Pico (ms) / Tempo de base (ms)	-----	3,0 / 5,1
Velocidade de soldagem (mm/min)	180	210
Velocidade do arame (m/min)	6,5	6,5
DBCP Distância bico de contato - peça (mm)	14	17
Soldagem da junta com o Inconel 725		
Modo de Corrente	Convencional	Pulsado
Vazão média do gás em l/min	20	20
Corrente média (A)	163,8	187,5
Tensão média (V)	26	33,5
Corrente de pico (A) / Corrente de base (A)	-----	300 / 131
Tempo de Pico (ms) / Tempo de base (ms)	-----	3,0 / 5,1
Velocidade de soldagem (mm/min)	180	164
Velocidade do arame (m/min)	6,5	6,5
DBCP Distância bico de contato - peça (mm)	14	17

A figura 3.14 mostra a junta após a realização da solda de fechamento em uma das condições com o Inconel 725 no modo convencional, porém todas as outras condições seguiram o mesmo método.

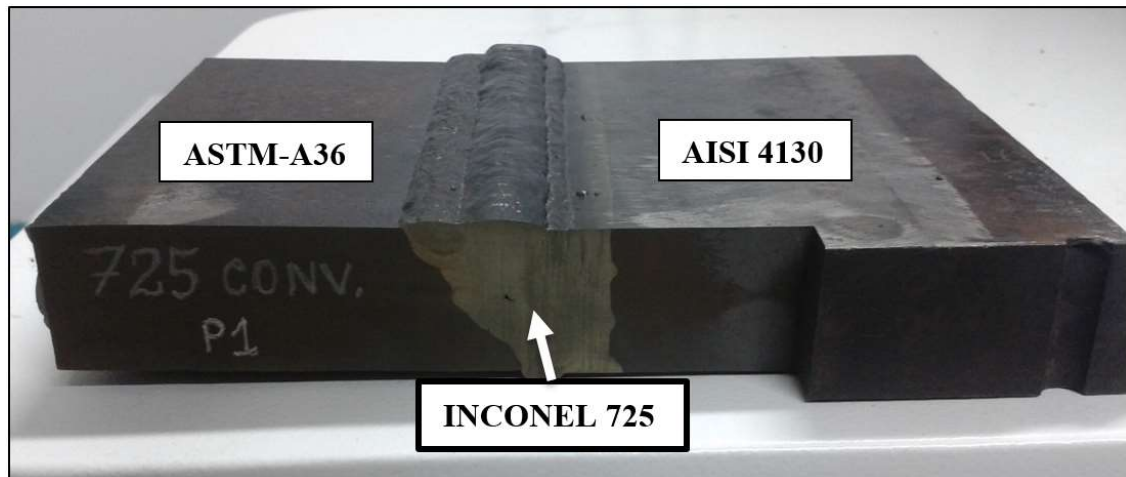


Figura 3.14 - Junta soldada com Inconel 725 no modo convencional.

3.4.5 Usinagem da junta soldada e retirada dos corpos de prova

Concluída a etapa de execução da soldagem de fechamento da junta foi realizada a usinagem por fresamento de todas as faces do corpo de prova, conforme mostrado na figura 3.15, para em seguida iniciar a retirada dos corpos de prova, que foi realizado por eletroerosão a fio. As regiões de onde foram retirados os corpos de prova podem ser vistos na figura 3.16.



Figura 3.15 - Junta soldada após faceamento na fresa.

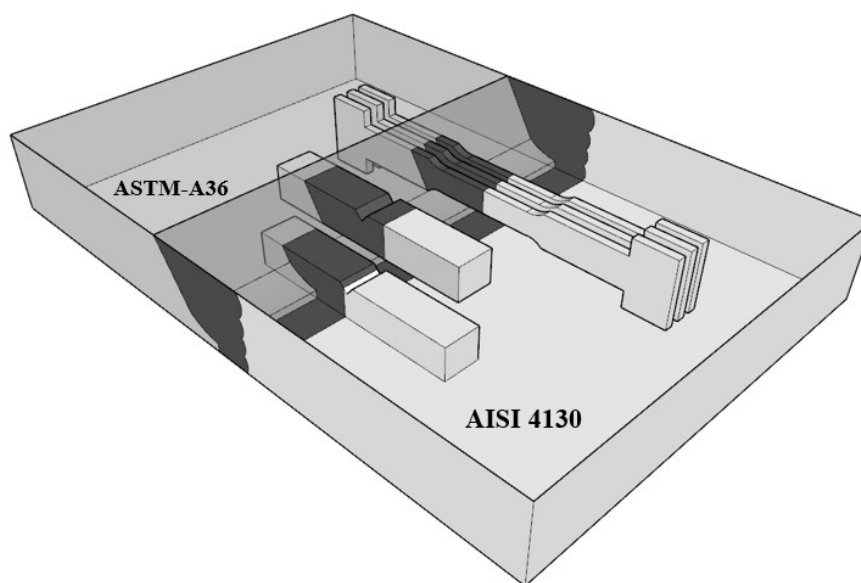


Figura 3.16 - Regiões de onde serão tirados os corpos de prova.

3.4.5.1 Caracterização metalúrgica

Foram retiradas amostras para serem submetidas à preparação metalográfica para análise das microestruturas utilizando microscopia ótica (MO) e eletrônica de varredura (MEV), bem como ensaios de microdureza Vickers. As amostras foram lixadas utilizando lixas d'água com granulação 300, 400, 600, 800, 1000 e 1200 e utilizando panos para polir, as amostras foram polidas com pasta de diamante de 3 μm e $\frac{1}{4}$ μm .

Para revelar a microestrutura presente nos aços, as amostras foram submetidas a ataque químico por imersão com reagente Nital 2% por 20 segundos para as micrografias, microdurezas e para realizar o MEV nas amostras. E para revelar a liga de níquel do amanteigamento, foi utilizado um ataque eletrolítico com ácido crômico 10%, tensão de 5 volts e tempo de 30 segundos.

3.4.5.2 Corpos de prova para ensaios de impacto Charpy-V

Foram confeccionados os corpos de prova para o ensaio de impacto Charpy, conforme a Norma ASTM E23-02 (2012), utilizando dimensões de 10x10x55 mm com entalhe usinado no formato de V, como ilustrado na figura 3.17. Os ensaios foram realizados a temperatura ambiente, sendo extraídas 2 amostras para a realização de ensaio de Impacto Charpy-V no metal

de solda e 2 amostras para a realização de ensaio de Impacto Charpy-V na ZTA. O entalhe do corpo de prova para Charpy na ZTA foi posicionado a 1 mm da linha de fusão, como mostrado na figura 3.18 (a). Já o corpo de prova de Charpy no metal de solda teve o entalhe posicionado a 5 mm da linha de fusão como demonstrado na figura 3.18 (b).

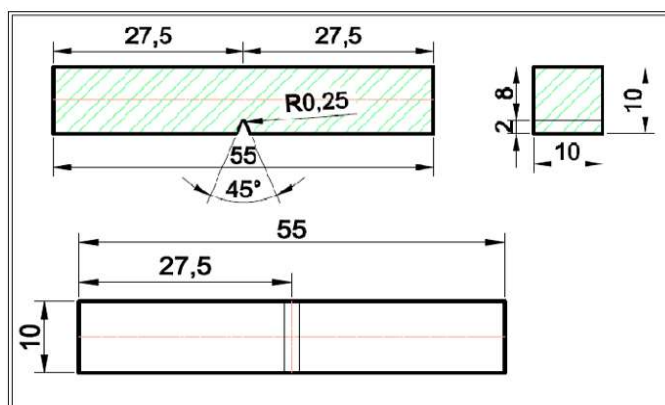


Figura 3.17 - Dimensões dos corpos de prova para ensaios de charpy segundo a norma. ASTM E23-02, (2012).

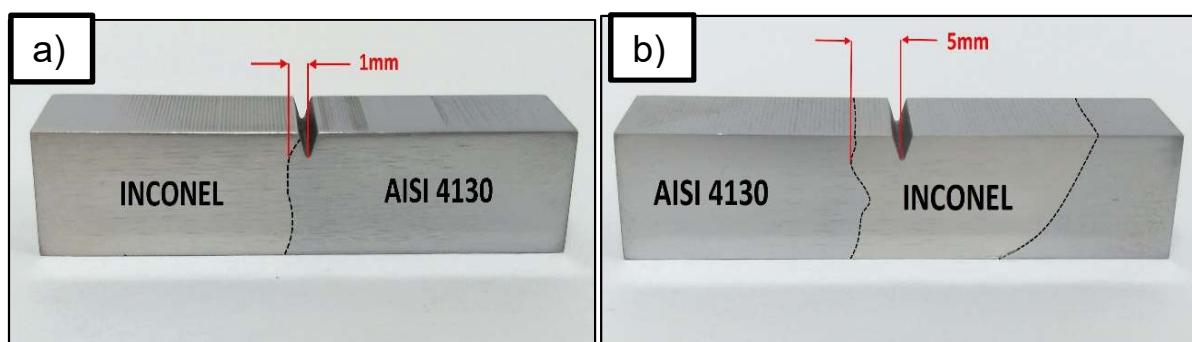


Figura 3.18 - Corpos de prova para os ensaios de Charpy-V: a) entalhe no metal de solda, b) entalhe nas proximidades da linha de fusão.

3.4.5.3 Corpos de prova para ensaios de tração

Realizou-se o ensaio de tração nas condições de se avaliar as resistências envolvidas na região próximas alinhamento de fusão do amanteigamento. Os ensaios foram realizados seguindo a norma ASTM E8/8M-04, (2009), figura 3.19, com seção retangular. Para este ensaio os corpos de prova foram confeccionados de acordo com o padrão mostrada na figura 3.20, foram extraídos 3 corpos de prova para cada condição de soldagem realizada.

Os ensaios de tração foram realizados utilizando-se uma máquina universal de ensaio Shimadzu servo controlada, e com capacidade máxima de 200 kN e com um controle de taxa de

deslocamento de 0,6 mm/min à temperatura ambiente (25°C), determinando-se o limite de escoamento a partir da deformação permanente de 0,2%, e o limite de resistência à tração, a partir da carga máxima suportada pelo material.

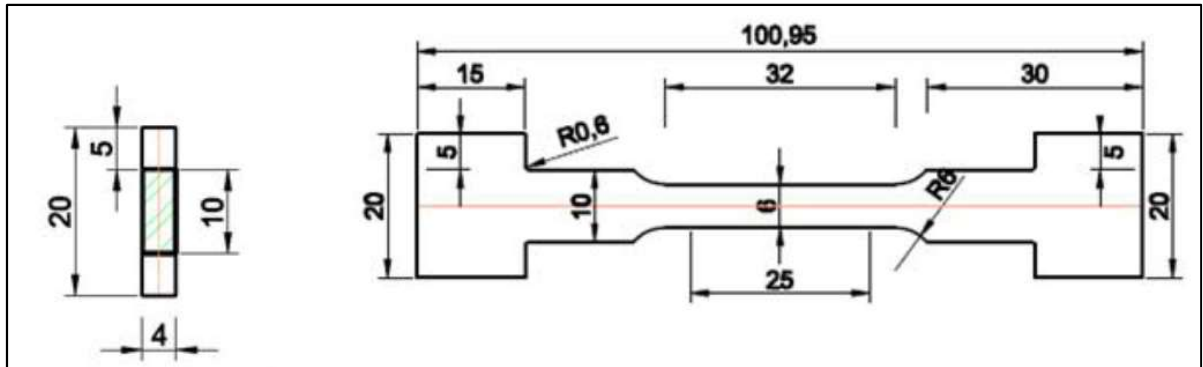


Figura 3.19 - Corpos de prova de acordo com a norma (ASTM E8/E8M-04, 2009).

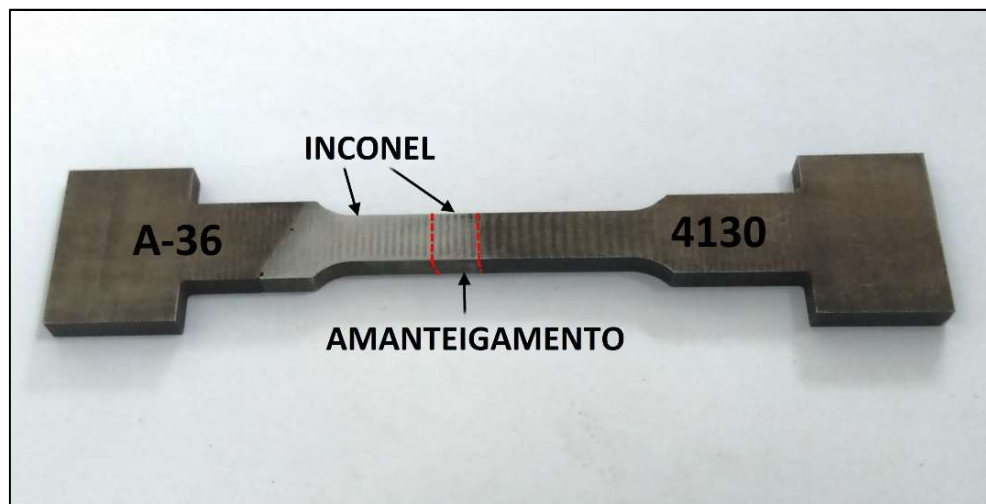


Figura 3.20 - Padrão dos corpos de prova para o ensaio de tração.

3.4.5.4 Corpos de prova para ensaios de dureza

Os ensaios de dureza seguiram os requisitos técnicos especificados pela norma NACE MR0175, avaliando-se o aço AISI4130 amanteigado com ligas de níquel na junta soldada dissimilar. Para a avaliação da dureza seguiu-se o padrão mostrado na figura 3.21, com medições realizadas na região do amanteigamento no plano transversal.

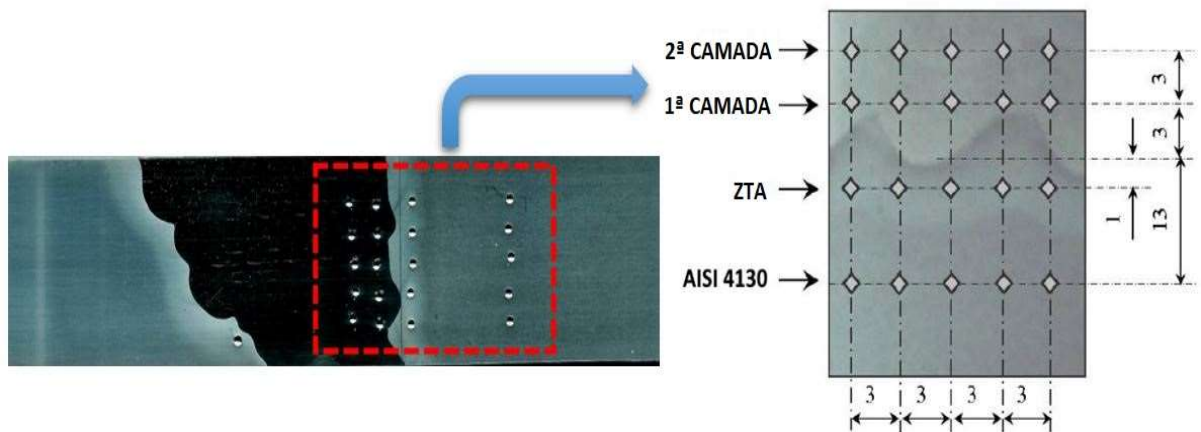


Figura 3.21 - Localização das medições de dureza da junta soldada, seguindo as distâncias e posições estabelecidas pela norma NACE MR0175, (medidas em mm).

3.4.5.5 Ensaios de microdureza

Os ensaios de microdurezas foram realizados para determinar o perfil de microdureza perpendicular à linha de fusão, abrangendo metal de solda, ZTA e metal de base. E de forma pontual, para determinar os níveis de microdurezas nas ZPD's encontradas na interface dissimilar. Os ensaios de microdureza Vickers foram realizados segundo a norma ASTM (2002). Para determinação do perfil de microdureza nas amostras, foram realizadas 26 endentações com carga de 100g (HV 0.1) e tempo de 15 segundos, com espaçamento entre as endentações de 0,5mm ao longo de três colunas equidistantes 3 mm, conforme ilustrado na figura 3.22. E para as análises pontuais em regiões de interesses na interface dissimilar, foram realizadas impressões, com carga de 25g (HV 0,025) e tempo de 15s.

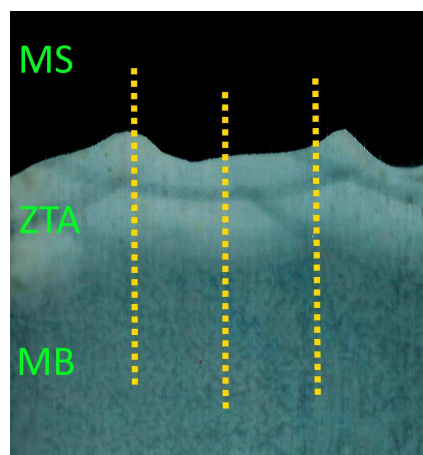


Figura 3.22 - Representação do perfil de ensaio de microdureza.

CAPÍTULO IV

4. RESULTADOS E DISCUSÕES

Os resultados são apresentados e discutidos a seguir para cada ensaio mecânico propostos nos procedimentos experimentais, E a análise do comportamento mecânico da junta dissimilar, permite compreender melhor os resultados obtidos na pesquisa para se obter uma conclusão sobre o comportamento do processo de soldagem aplicado.

4.1 Comportamento da transferência metálica

Como discutido anteriormente os parâmetros de soldagem foram escolhidos após vários pré-testes com a finalidade de se obter um aspecto satisfatório dos cordões e uma estabilidade e uniformidade do processo de soldagem através das variáveis selecionadas. Na soldagem com o Inconel 625 chegou-se aos parâmetros de soldagem utilizados no trabalho de forma mais direta, já que há um grande número de pesquisas existentes com está liga. A definição das condições de soldagem com o Inconel 725 apresentou um grau maior de dificuldade para se chegar aos parâmetros satisfatórios tanto quanto a aspectos superficiais dos cordões, quanto a estabilidade do arco elétrico, uma parte devido à pouca utilização desse material em pesquisas e também devido ao seu comportamento com relação ao arco elétrico ter sido mais instável em comparação ao Inconel 625.

Após a realização das soldas de fechamento foi observado que na soldagem no modo de corrente convencional ficou perceptível uma quantidade elevada de respingos, característico do processo uma vez que pôde ser observado durante a soldagem que o modo de transferência foi o globular. Já na soldagem dos cordões no modo pulsado foi visto que a incidência dos respingos foi inexistente, essa característica ocorre por se trata de uma soldagem controlada onde a transferência do metal se dá a cada pulso minimizando ao máximo os respingos ou até extinguindo-os.

Os aspectos superficiais dos cordões de solda assumiram características diferentes para cada modo de corrente, no modo convencional os cordões foram uniformes e mais estreitos em relação ao pulsado, onde os cordões foram mais largos e apresentaram uma maior molhabilidade. Kalligerakis & Mellor (1995), explicam que essa diferença de largura de cordões para o modo convencional e pulsado ocorre da seguinte forma, na corrente convencional pode-se ter uma transferência globular ou curto-circuito e na corrente pulsada,

uma transferência por “*spray*”. Na transferência por “*spray*”, tem-se uma velocidade de choque maior das gotas na poça de fusão, fazendo com que a largura aumente com a utilização da corrente pulsada. Jilong & Apps (1983) reafirmam este fato pois segundo eles na transferência globular ou curto-circuito o volume da gota transferido é significativamente maior do que aquela projetada pela transferência por “*spray*”. Na transferência por “*spray*” a velocidade no choque da gota com a poça de fusão é maior do que a transferência globular ou curto-circuito, fazendo que se aumente a largura.

Com relação ao comportamento da corrente e tensão durante a soldagem têm-se os oscilogramas, da tensão e corrente de soldagem no tempo. As figuras 4.1 e 4.2 apresentam os oscilogramas para os modos de corrente pulsado e convencional, respectivamente, para o Inconel 625. Os oscilogramas para os modos de corrente pulsado e convencional para o Inconel 725 estão apresentados nas figuras 4.3 e 4.4, respectivamente.

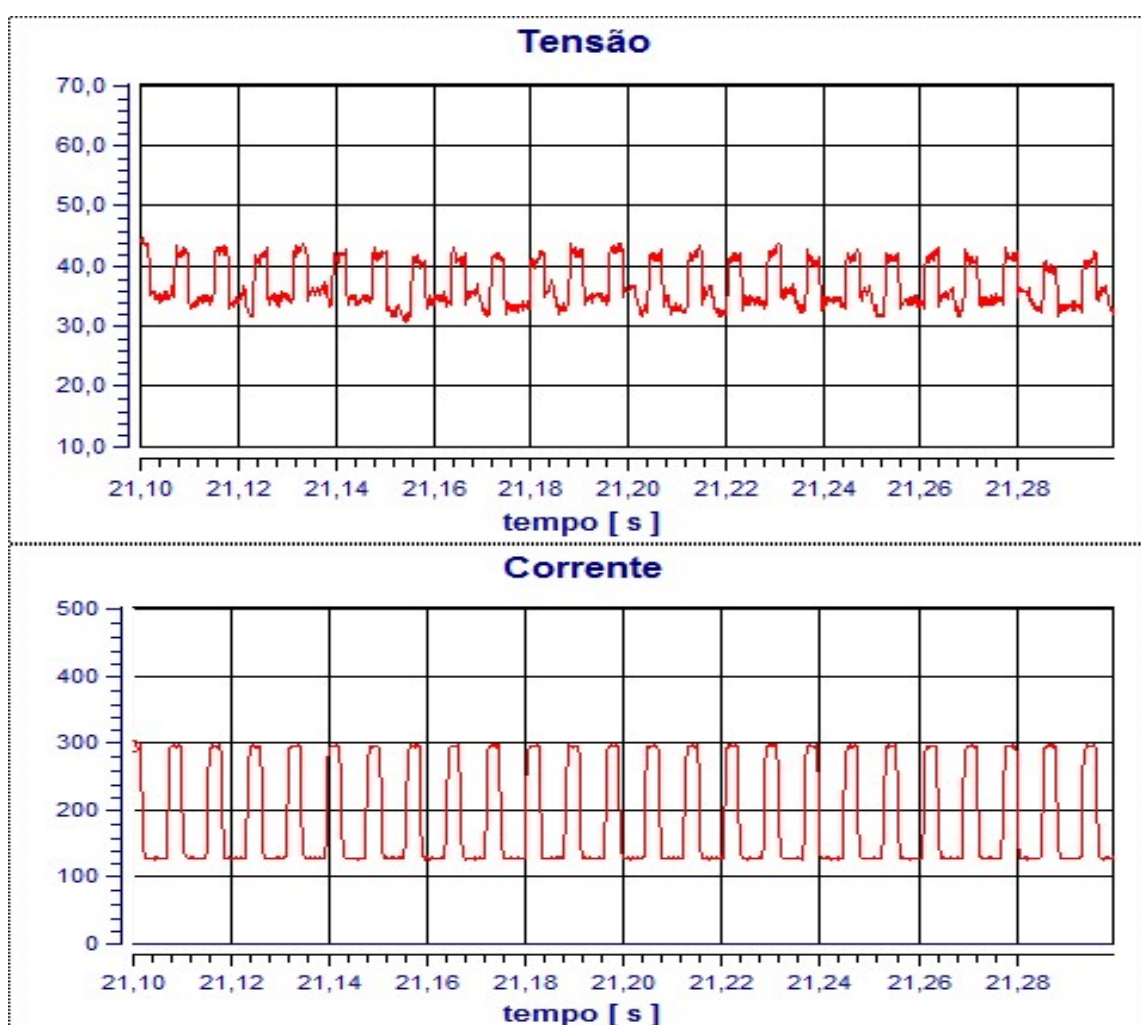


Figura 4.1 - Oscilograma de tensão e corrente para a soldagem de amanteigamento com Inconel 625 no modo corrente pulsada.

As Figuras 4.1 e 4.3 mostram oscilogramas característicos do modo de transferência controlado com pulsação de corrente. Para esse modo de corrente o arco elétrico apresentou um comportamento estável, não foi observada a presença de respingo, que resultou num maior controle da morfologia do cordão, esse comportamento foi observado por Corrêa (1998).

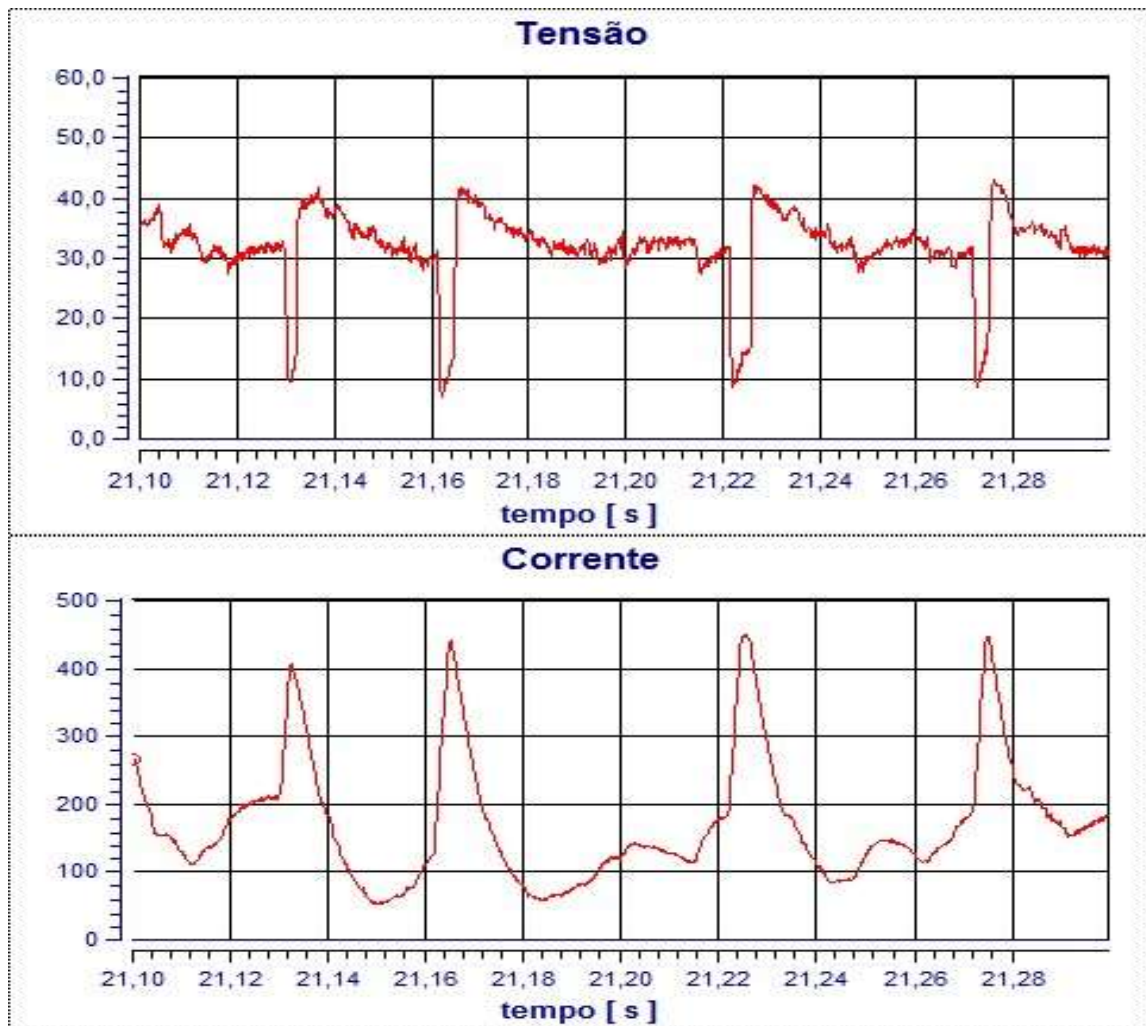


Figura 4.2 - Oscilograma de tensão e corrente para a soldagem de amanteigamento com Inconel 625 no modo corrente convencional.

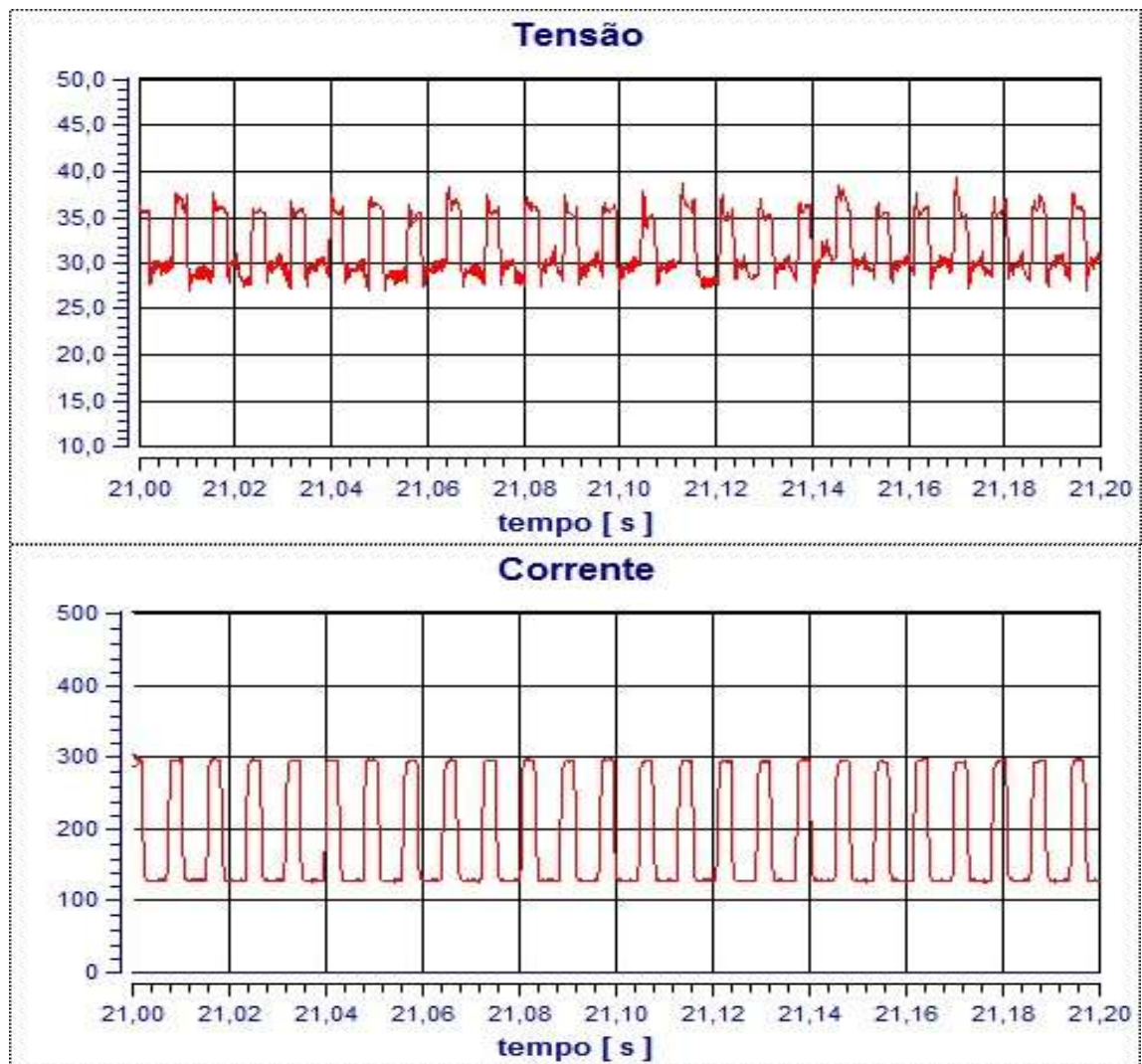


Figura 4.3 - Oscilograma de tensão e corrente para a soldagem de amanteigamento com Inconel 725 no modo corrente pulsada.

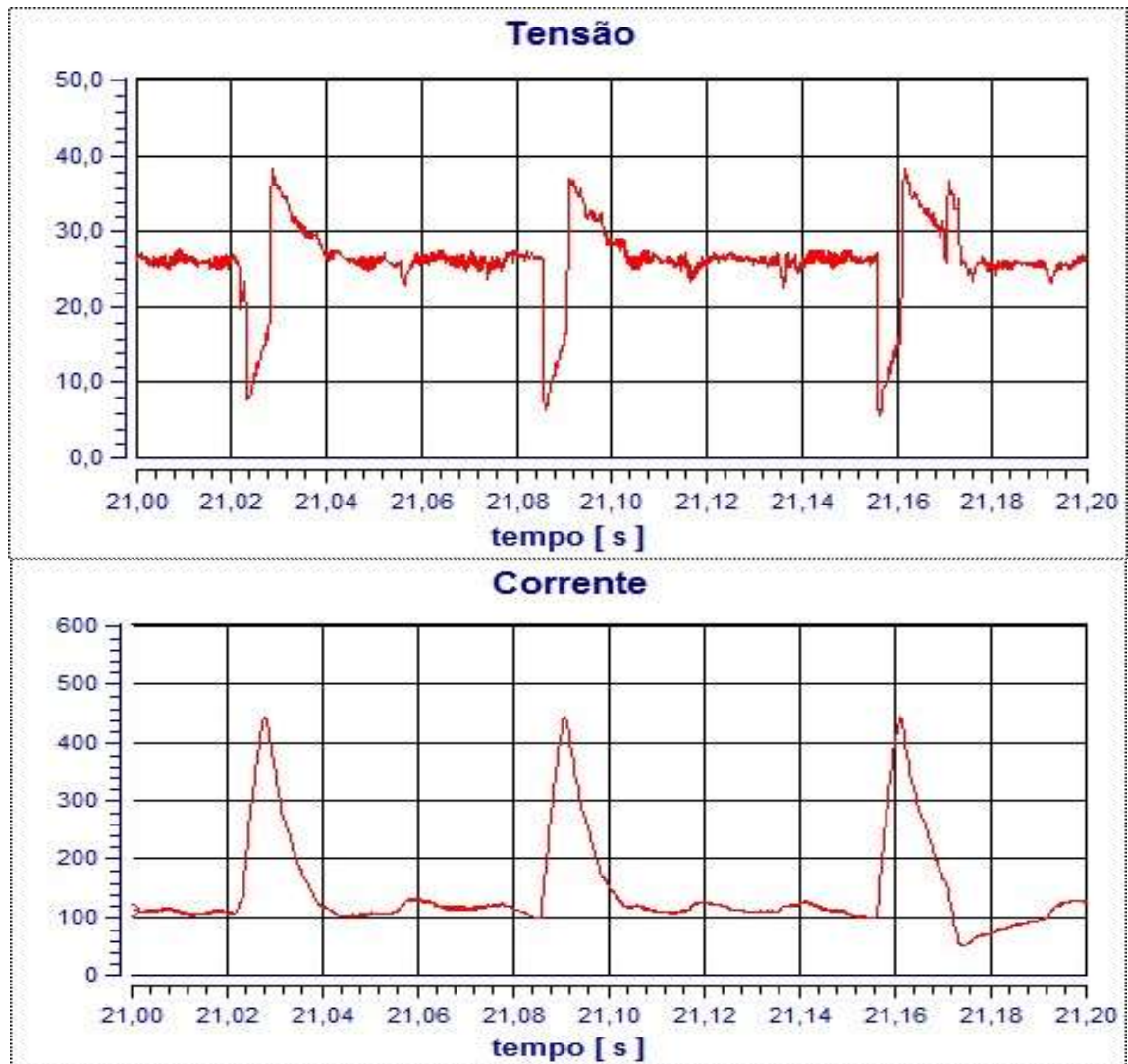


Figura 4.4 - Oscilograma de tensão e corrente para a soldagem de amanteigamento com Inconel 725 no modo corrente convencional.

Observam-se nas figuras 4.2 e 4.4 oscilogramas característicos do modo de transferência metálica do tipo globular. Este modo de transferência tem por características um comportamento menos estável do que o modo de transferência por corrente pulsada. Esse comportamento foi observado durante as operações de soldagem tanto para o Inconel 625 quanto para o Inconel 725. Foi possível observar certo grau de instabilidade do arco elétrico, e em resposta a essa instabilidade verificou-se uma grande quantidade de respingos na superfície dos corpos de provas após a realização do processo de soldagem.

4.2 Análise macrográfica das juntas soldadas

As macrográfas das juntas soldadas realizadas com o Inconel 625 e Inconel 725, utilizando os modos de corrente pulsada e convencional, são mostradas na figura 4.5. As análises das macrográfas mostram a influência da energia de soldagem nas zonas termicamente afetadas pelo calor (ZTA) dos amanteigamentos. Verifica-se que o menor níveis de energia de soldagem (1,55 kJ/mm) utilizada no amanteigamento do Inconel 725 no modo convencional foi a que gerou a menor extensão da ZTA, este fato também foi notado por Da Silva (2010), através do processo de soldagem MIG para diferentes níveis de energia de soldagem ele constatou que a extensão da ZTA, diminuiram com redução da energia de soldagem.

Nunes (2011) ressalta que realizando soldagens com mesmo nível de energia, não necessariamente apresentam resultados semelhantes, de modo que a variação da energia de soldagem pela alteração da corrente ou velocidade de soldagem podem apresentar resultados distintos.

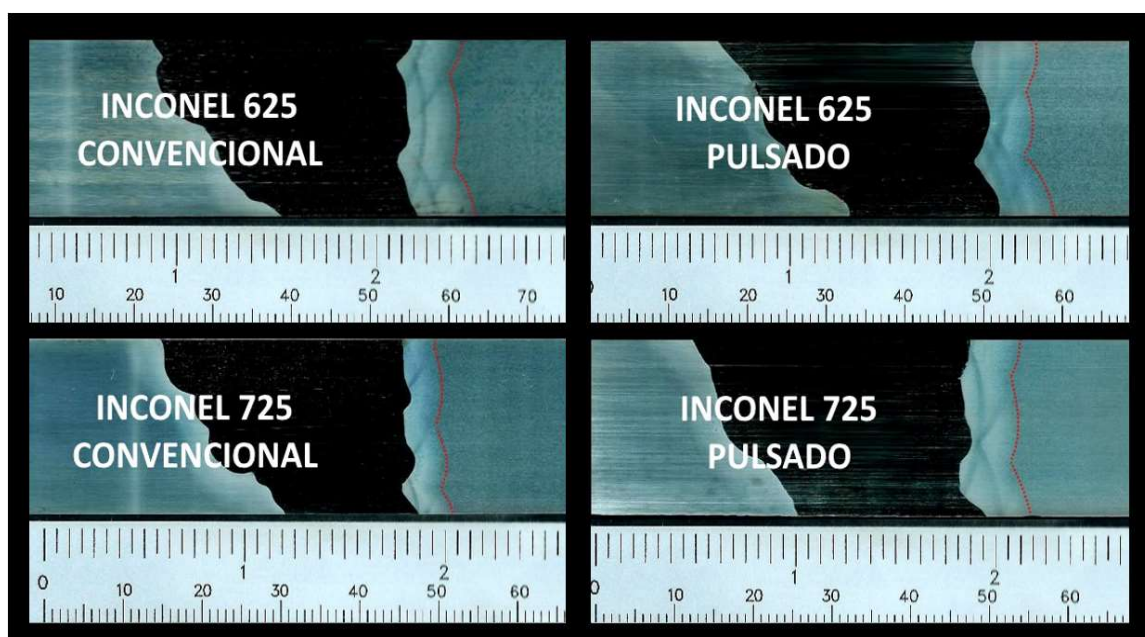


Figura 4.5 - Macrográfas das Juntas soldadas com a delimitação de suas respectivas ZTA.

A figura 4.5 também mostra um comportamento uniforme no preenchimento da junta, não foram verificados defeitos como poros, faltas de penetração e de fusão e mordeduras nos cordões de acabamento.

4.3 Análise metalúrgica

Analizando a microestrutura na região de maior interesse da pesquisa que é a interface do amanteigamento do aço AISI 4130 com as ligas de níquel Inconel 625 e 725, foi perceptível uma microestrutura bastante heterogênea na região da ZTA, que é proporcionado por fatores já abordados no item 2.4, onde na figura 4.6 a) é possível ver a mudança de uma região de grãos grosseiros para de grãos refinados, da esquerda para direita, na ZTA do aço AISI 4130 com o Inconel 725 no modo convencional e na figura 4.6 b) temos a microestrutura do metal de base utilizado o aço AISI 4130 formado por ferrita e perlita.

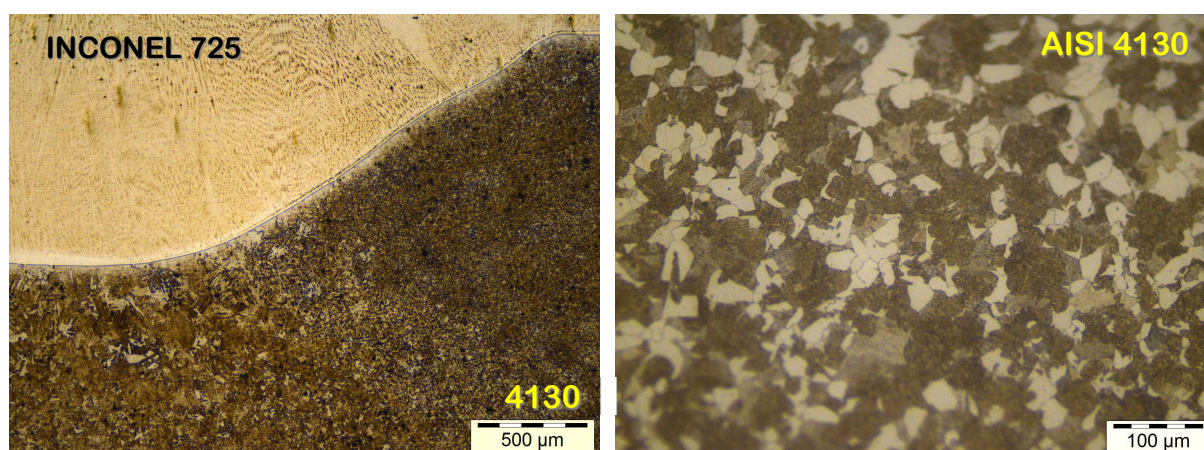


Figura 4.6 - Microscopia óptica da: a) interface do AISI 4130 com o Inconel 725 no modo convencional; b) metal de base o aço AISI 4130.

Na interface dissimilar de juntas do aço ARBL sodadas com liga de níquel, o maior problema está relacionado com a formação de zonas de elevada dureza, com microestrutura martensítica ou até mesmo austenítica, presentes na interface mesmo após a realização de tratamentos térmicos de alívio de tensões. Essa interface dissimilar é apontada como uma região crítica para nucleação e propagação de trincas por vários autores (ALEXANDROV *et al.*, 2013; BEAUGRAND *et al.*, 2009a; BEAUGRAND *et al.*, 2009b; ROWE *et al.*, 1999).

A grande problemática associada as regiões citadas anteriormente, reside na formação de diversas zonas geradas por macrosegregações, que em função de apresentarem composição química intermediária ao aço baixa liga e a liga de níquel são fortemente suscetíveis a formação de zonas frágeis. Conforme apresentado no capítulo III, alguns autores (BEAUGRAND *et al.*, 2009b; DOODY, 1992) classificou de formas distintas essas macrosegregações, sendo propostas diferentes nomenclaturas para as mesmas. Neste trabalho foram encontradas regiões

similares às encontradas pelos autores citados, para ambas interfaces (Inconel 625 e 725, com o aço AISI 4130).

Na figura 4.7 (a) e (b), mostra a interface do amanteigamento com Inconel 725 e Inconel 625, respectivamente, foi possível observar uma estreita faixa de granulação grosseira em ambos os modos de correntes utilizados e em ambos metais de adição, essa região é responsável pela queda da tenacidade na interface de uma junta soldada, Dieter (1988) cita que a substituição de uma microestrutura com granulometria grosseira por uma refinada, em aços de médio carbono, na interface de uma junta soldada, é uma forma de elevar a tenacidade do material. Além disso, o autor ressalta que quanto maior for o tamanho dos grãos, maiores serão as bandas de deslizamentos e maiores as concentrações de tensão. Quanto maior é a concentrações de tensão, mais microtrincas são induzidas nos contornos de grão causando a fratura por clivagem do material.

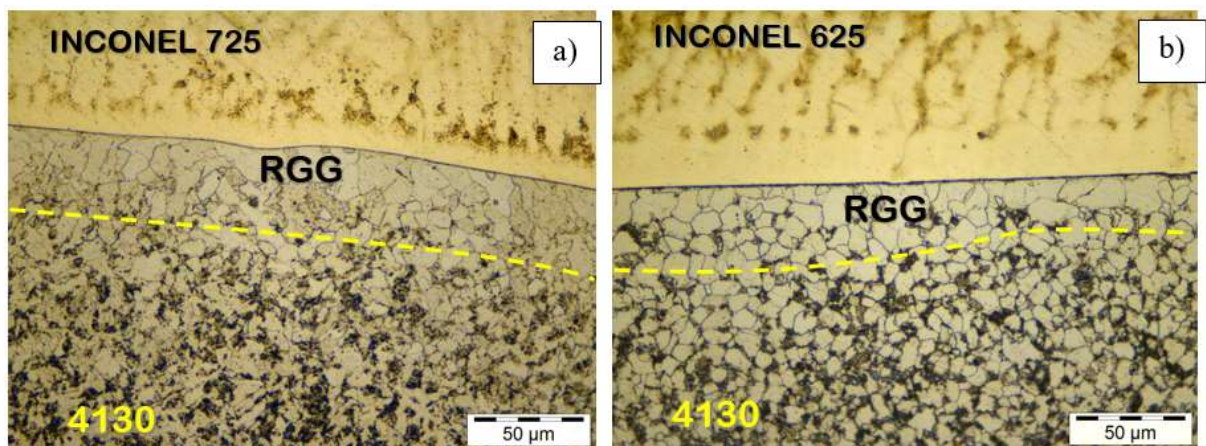


Figura 4.7 - Região de grãos grosseiros na interface dissimilar do aço AISI 4130 amanteigados com: a) Inconel 725 no modo pulsado; b) Inconel 625 no modo pulsado.

Nas figuras 4.8(a) e (b), micrografia óptica e (c) e (d), MEV, é possível observar a microestrutura ao longo da interface dissimilar do amanteigamento com todas as zonas proposta por Beaugrand *et al.* (2009b). Partindo do metal de base com a Zona Δ , passando pelas Zonas M (quando presente), em seguida pelas Zonas Φ , até chegar a Zona π localizada no metal de solda. As formações da Zona M, nem sempre estão presentes ao longo da linha de fusão por isso foi denominada por Fenske (2010), de zona parcialmente misturada descontínua, o mesmo classificou a zona Φ como zona parcialmente misturada contínua, devido a sua presença ao longo de toda interface na linha de fusão.

Com relação ao aparecimento destas zonas citadas anteriormente, Kou e Yang (2007) explicaram o surgimento destas ZPD's pela formação de uma zona estagnada ou de escoamento laminar próximo a linha de fusão que, mesmo com diversas forças convectivas encontradas na poça de fusão, dificulta ou até mesmo impede a mistura. Esta zona de estagnação, juntamente com a diferença nas temperaturas *liquidus* dos metais de adição e de base são apontadas como os fatores responsáveis pela geração dessas macrosegregações em interfaces dissimilares.

Nota-se, observando a figura 4.8(d), a formação da penetração dos “dedos” preferencialmente ao longo dos contornos de grãos da austenita do metal de base e que, possivelmente, possua uma composição química semelhante a região adjacente do metal de solda.

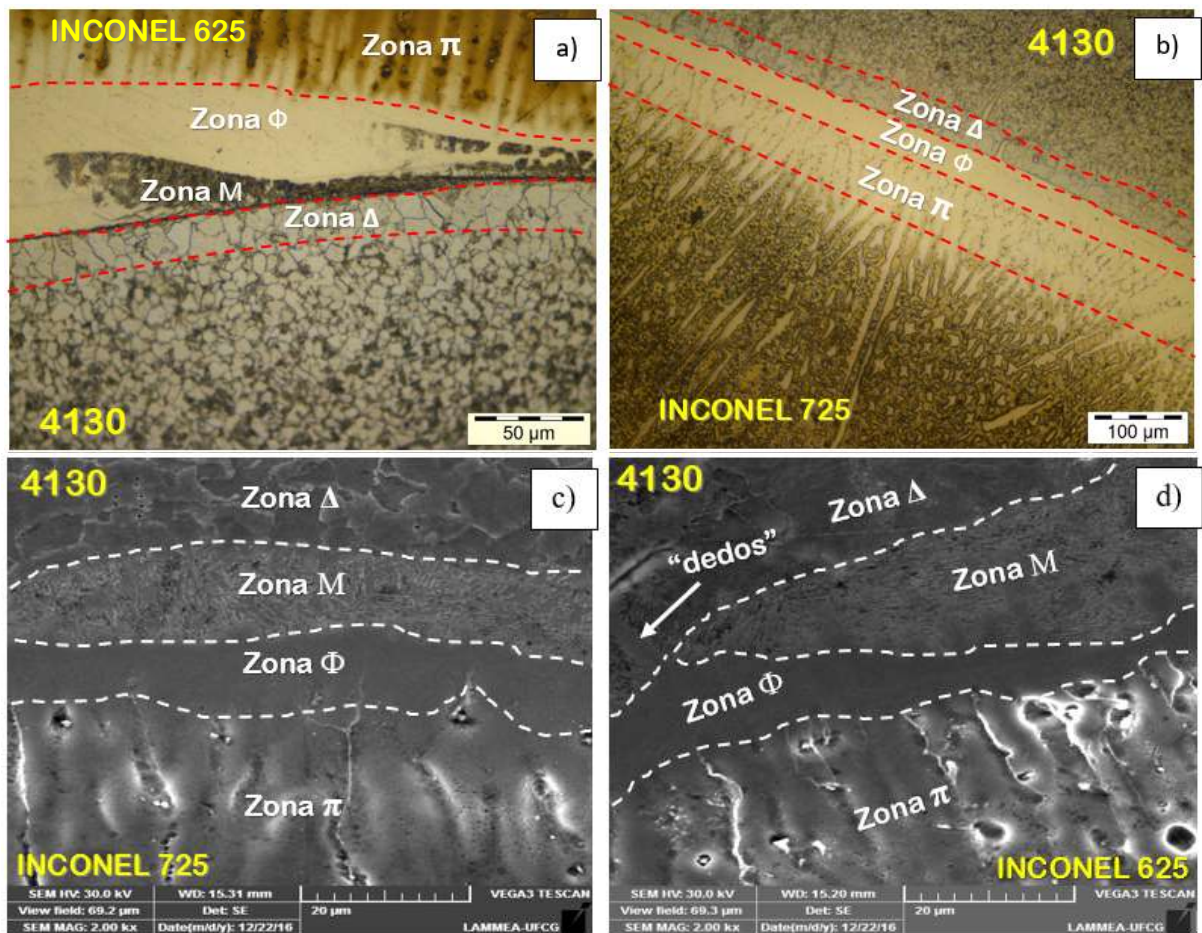


Figura 4.8 - Regiões denominadas por Beaugrand *et al.* (2009b) presentes na interface do aço AISI 4130 com: a) Inconel 625 no modo pulsado; b) Inconel 725 no modo pulsado; c) Inconel 725 no modo convencional e d) Inconel 625 no modo Convencional.

Oliveira (2013), utilizando um aço AISI 8630M(metal de base) com a liga de níquel Inconel 625(metal de adição), realizou um mapeamento químico na região que havia a presença

de um “dedo” e confirmou a composição química semelhante entre a região de solda mais próxima ao “dedo”, o mesmo autor também cita em seu trabalho, que acredita-se que a formação dos presentes “dedos” se dá pela liquação dos contornos de grão da região da ZTA do aço AISI 8630M mais próxima da região não misturada, que juntamente com as forças convectivas existentes na poça de fusão, permitem a penetração do metal de solda fundido nesses contornos.

As figuras 4.9 (a) e (b) apresenta algumas regiões encontradas ao longo da linha de fusão com as denominações propostas por Doody (1992), essas regiões apareceram aleatoriamente ao longo das interfaces dissimilares estudadas nesse trabalho.

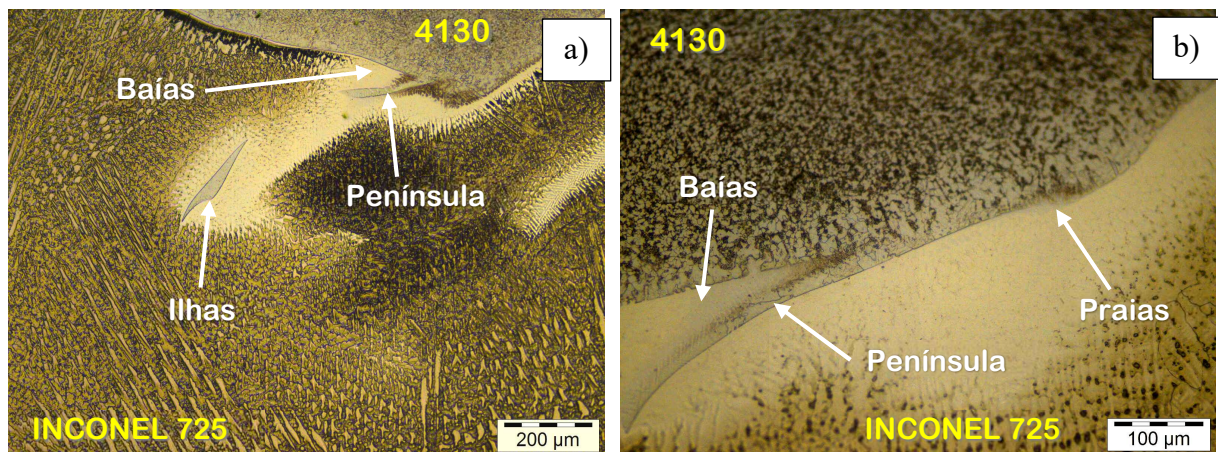


Figura 4.9 - Regiões denominadas por Doody (1992) presentes na interface do aço AISI 4130 com: a) Inconel 725 no modo pulsado; b) Inconel 725 no modo convencional.

Independente do metal de solda utilizado e dos modos de corrente, além da utilização de tratamento térmico de alívio de tensões, foram encontradas zonas Φ ao longo de toda a interface do amanteigamento. Ocorreu variações em sua espessura na interface em todos os amanteigamentos analisados.

Foi feito a espectroscopia de energia dispersiva (EDS) na interface do amanteigamento entre o aço AISI 4130 com o Inconel 625 no modo convencional, o que possibilitou analisar o perfil de composição, como mostra a figura 4.10, foi possível notar uma concentração elevada de Fe na região da zona Φ , assim como o mecanismo proposto por Kou e Yang (2007), no qual a zona Φ é tida como uma região do metal de solda rica em Fe e com uma composição intermediária ao metal de base e o metal de solda. Com o EDS foi possível ver também a elevada diminuição do Cr e Ni ao cruzaram a linha de fusão do metal de solda para o metal de base.

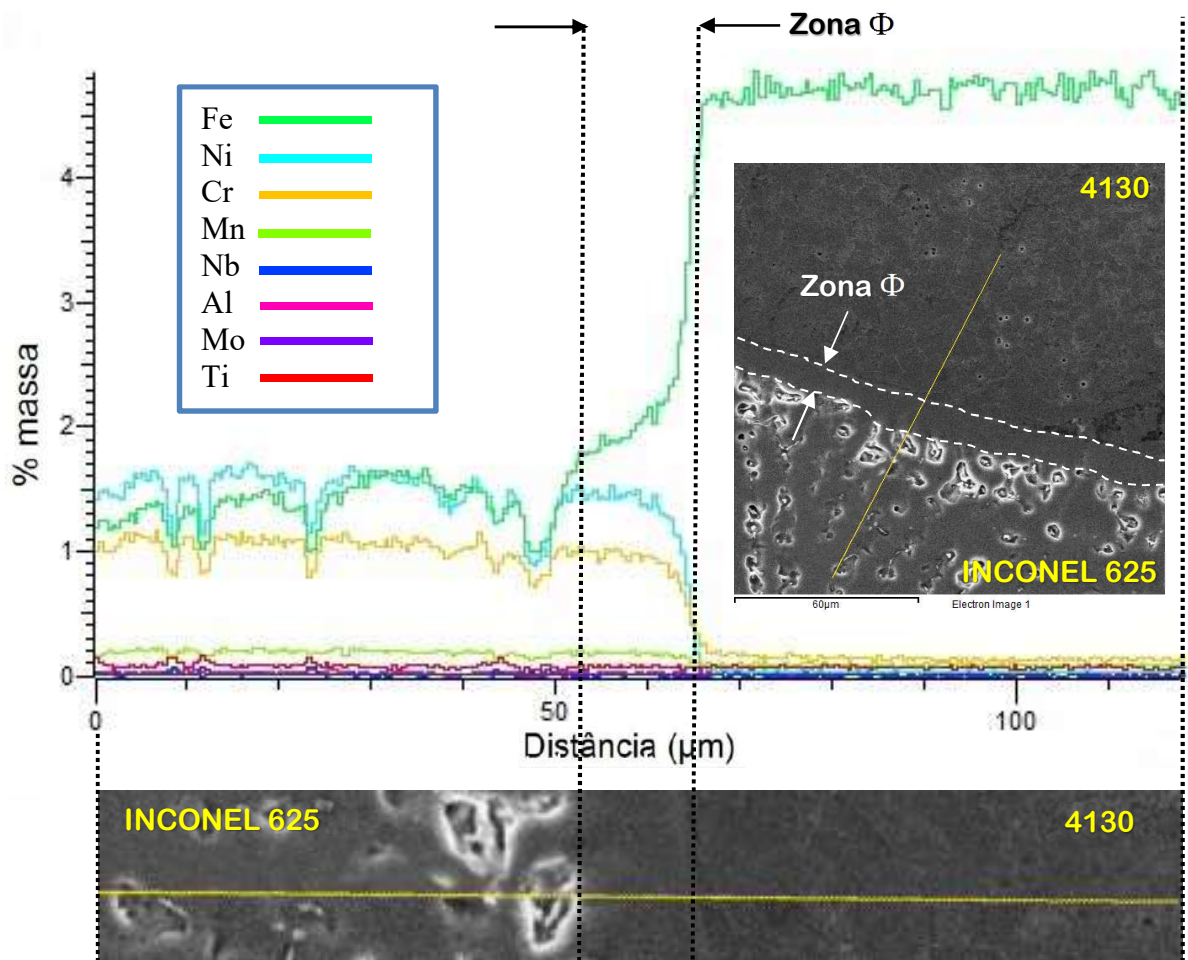


Figura 4.10 - Perfil de composição química ao longo da interface dissimilar do aço AISI 4130/Inconel 625 no modo convencional.

As zonas M foram encontradas em todas as interfaces das juntas dissimilares, porém de forma descontínua. Sua identificação através de microscopia eletrônica de varredura caracterizou-se por uma região de tonalidade clara e com morfologia semelhante à martensita, como pode ser visto na figura 4.8 (c) e (d). Já por microscopia ótica, sua identificação foi caracterizada por uma região de tonalidade mais escura, não homogênea, figura 4.11(a); (b); (c) e (d). Nas juntas soldadas com o Inconel 625 a zona M foi mais presente no modo pulsado com poucas aparições no modo convencional, assim como no Inconel 725 esteve bem mais presente no modo pulsado do que no modo convencional.

A Zona M é um tipo de ZPD descontínua que pode estar presente junto com diferentes ZPD's de diferentes formatos denominadas de ilhas, praias penínsulas, etc. Acredita-se que a ocorrência de martensita nas zonas M se deva à elevada quantidade de elementos de liga

presentes no metal de adição que, por difusão, migram juntamente com o carbono para as regiões das praias aumentando a temperabilidade nas mesmas.

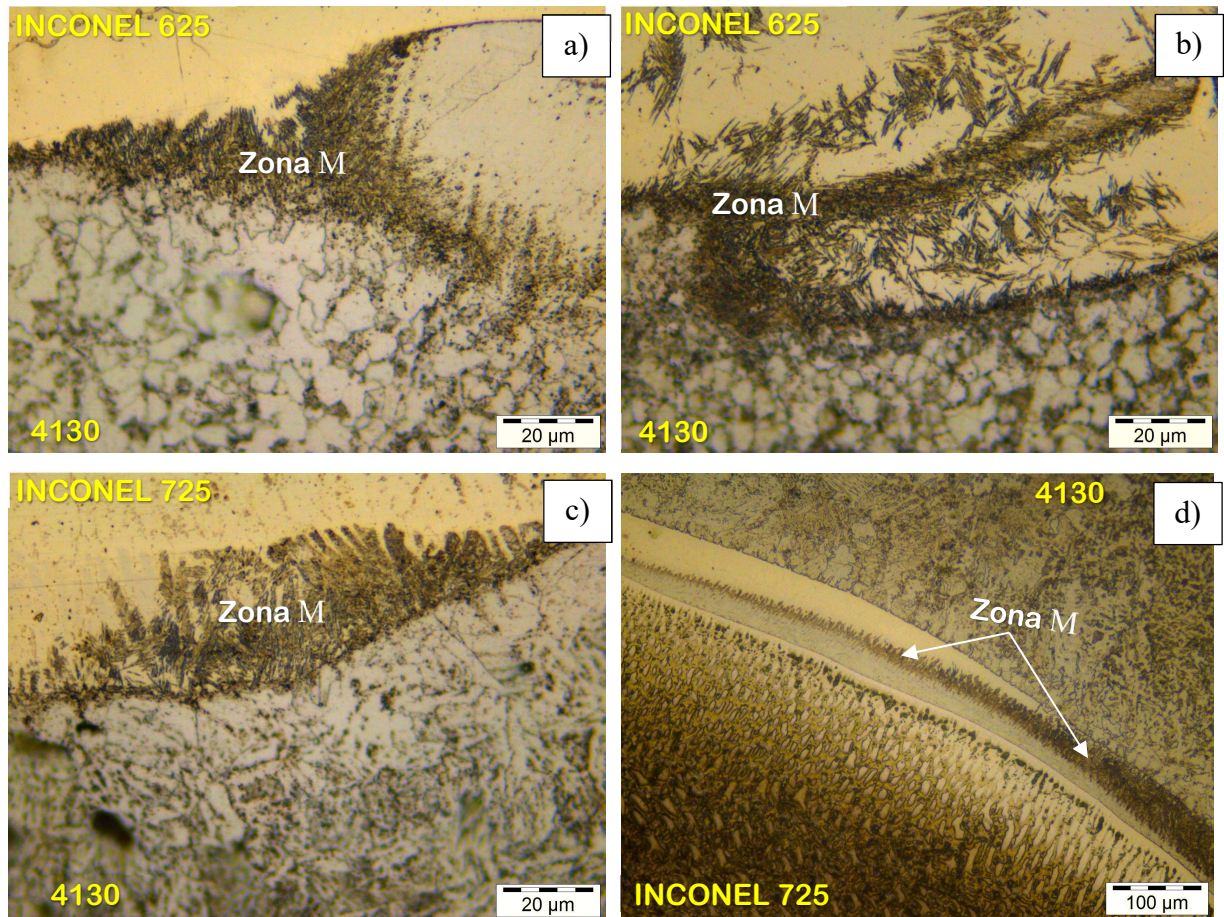


Figura 4.11 - Presença de zona M nas juntas dissimilares do: a) Inconel 625 no modo convencional; b) Inconel 625 no modo pulsado; c) Inconel 725 no modo convencional e d) Inconel 725 no modo pulsado.

Das regiões apresentadas, somente as zonas Φ e M, podem influenciar de forma significativa na tenacidade da junta, essa influência se dá principalmente devido a elevada dureza dessas regiões. O aumento da dureza na zona Φ foi reportado por Fenske (2010) e Olden *et al.* (2003) que 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. ALEXANDROV *et al.* (2013), por outro lado, atribuíram esse ganho de dureza a uma saturação de C elevada da zona Φ , sem necessariamente associar a ocorrência de precipitação nessa região. Já a zona M o principal fator responsável por sua elevada dureza é a presença da martensita em sua formação, estrutura de elevada dureza e rica em Fe.

Independente do teor de carbono (material de base) e da utilização de TTAT, as zonas M foram responsáveis por um aumento na microdureza da interface do amanteigamento dissimilar, apresentando picos de microdureza de 621 HV0,025, como pode ser visto na figura 4.12 d). Na figura 4.12, pode ser visto a variação dos valores de microdureza nas ZPD's, em ambos os metais de solda e sempre com a elevada dureza presente nas regiões martensíticas.

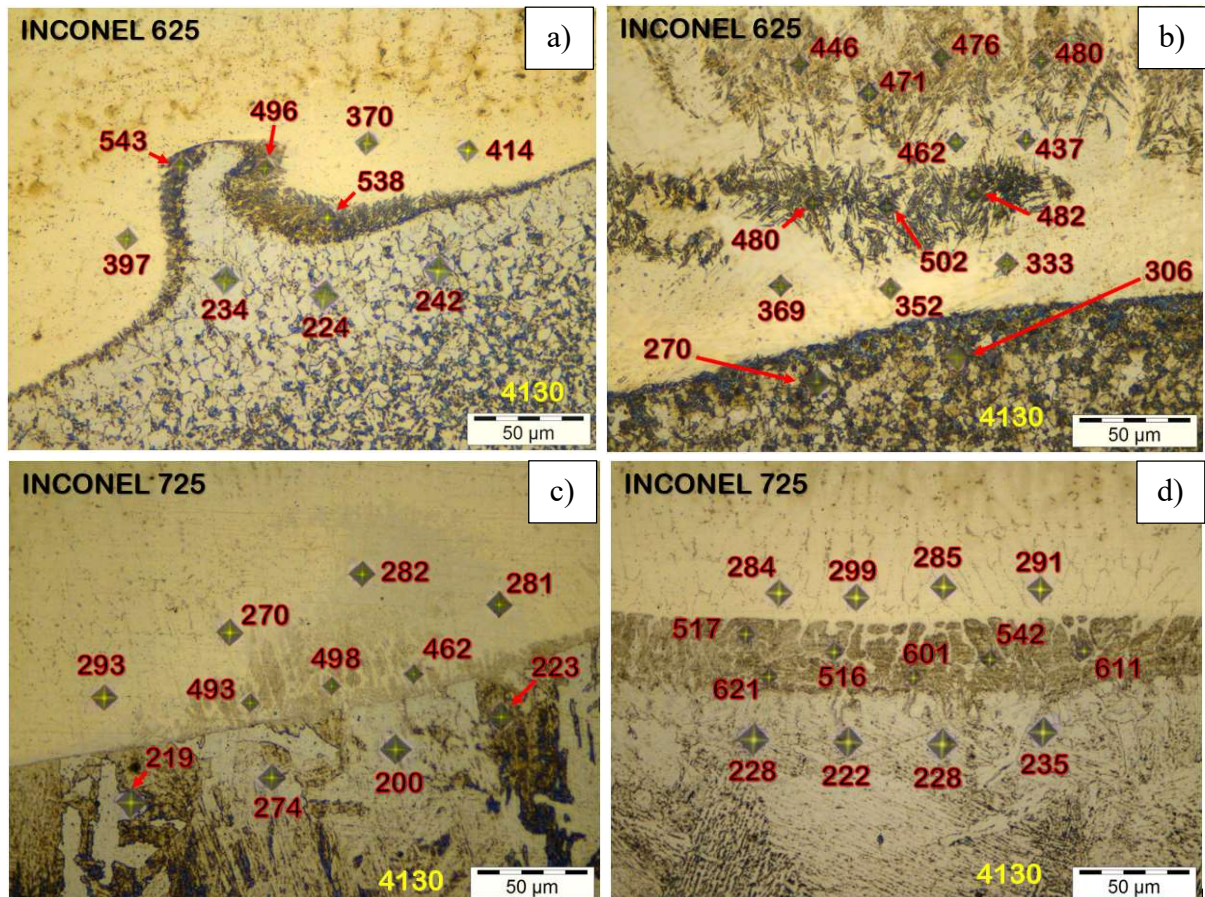


Figura 4.12 - Microdureza na interface do amanteigamento do aço AISI 4130 com: a) Inconel 625 com corrente convencional; b) Inconel 625 com corrente pulsada; c) Inconel 725 com corrente convencional. d) Inconel 725 com corrente pulsada.

Para as observações realizadas por Beaugrand *et al.* (2009a) em juntas dissimilares submarinas sob proteção catódica, a zona Φ e a zona M são particularmente influentes em termos de mecanismos de fatura. Sua microestrutura e composição química são influenciadas pelo processo de soldagem e por realizar ou não um TTAT nessa junta. Assim, é de suma importância analisar sua microestrutura e comportamento na interface da junta soldada.

4.4 Ensaio de Tração

Para o ensaio de tração utilizaram-se três corpos de prova para cada condição do modo de corrente (convencional e pulsado), tanto para o Inconel 625 quanto para o Inconel 725, assim como o metal de base após o TTAT. Foram realizadas marcações no comprimento útil dos corpos de prova a uma distância de 5 mm entre cada marcação, vale ressaltar que as medições do alongamento total (AT) dos corpos de prova foram obtidas a partir de um comprimento inicial de referência igual a 25 mm ($A_T^{25\text{ mm}}$). Após marcados os corpos de prova, fixou-se o mesmo na máquina do ensaio onde se aplicou esforços crescentes na sua direção axial, sendo medidas as deformações correspondentes. Todos os esforços ou cargas são medidas na própria máquina do ensaio, e os dados são transmitidos a um computador, no qual, gera o gráfico de tensão x deformação.

4.4.1 Comportamento mecânico do aço AISI 4130

Os resultados do ensaio de tração para o metal de base são apresentados na tabela 4.1, onde estão descritos os limites de escoamento (σ_{LE}) e resistência (σ_{LR}), além de valores correspondente a deformação dos corpos de prova como alongamento total ($A_T^{25\text{ mm}}$) e estrição.

Tabela 4.1 - Resultado do ensaio de tração para o metal de base (AISI 4130).

Material	Corpo de Prova	σ_{LR} [MPa]	σ_{LE} [MPa]	$A_T^{25\text{mm}}$ [%]	Estricção[%]
AISI (4130)	CP1	689,40	557,66	25,12	30,60
	CP2	670,12	521,75	25,25	31,12
	CP3	678,93	532,84	25,00	31,13
	Médias	679,48	537,42	25,12	30,95

4.4.2 Resistência mecânica das juntas soldadas

A norma API 1104 (1999) estabelece no que se refere à validação do ensaio de tração que todos os corpos de prova devem romper fora da região da junta soldada, incluindo a ZTA. Como todos os corpos de prova ensaiados romperam no metal de base, inclusive alguns próximos a ZTA, mas ainda no metal de base como pode ser visto nas figuras 4.13, 4.14, 4.15

e 4.16, verifica-se que a resistência à tração da junta soldada foi superior ao metal de base, atendendo aos requisitos de qualidade da norma API 1104.

As Figuras 4.13, 4.14, 4.15 e 4.16 apresentam as curvas tensão x deformação e os, respectivos, corpos de provas ensaiados para todas as condições analisadas nesta pesquisa.

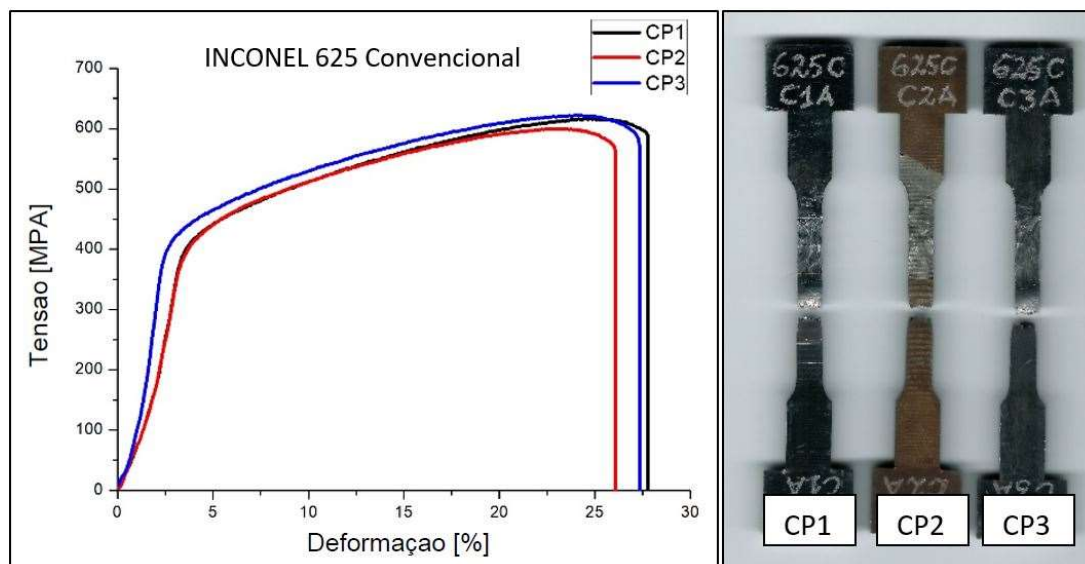


Figura 4.13 - Curva tensão-deformação e seus respectivos corpos de provas rompidos para junta soldada com Inconel 625 no modo convencional.

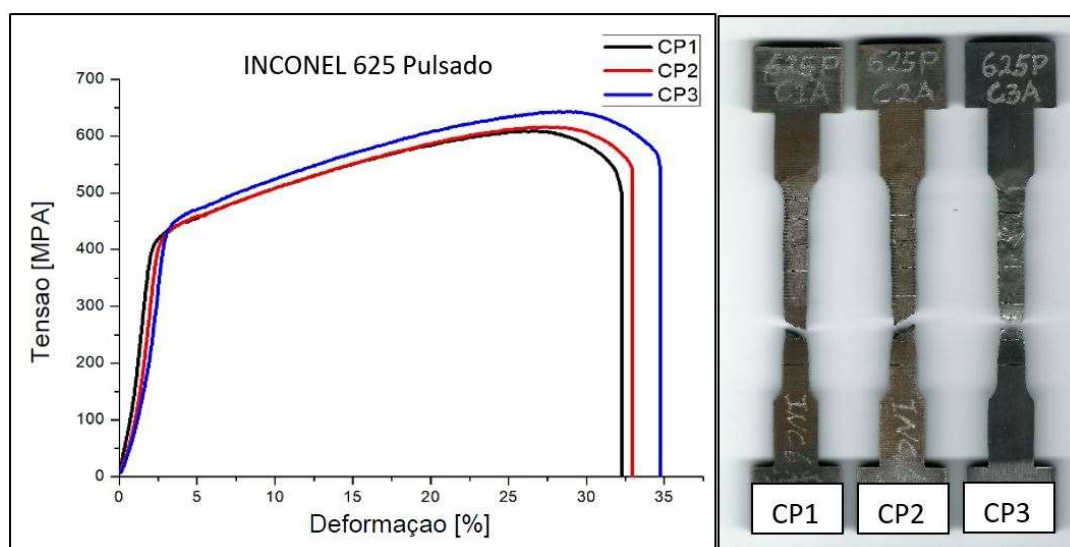


Figura 4.14 - Curva tensão-deformação e seus respectivos corpos de provas rompidos para junta soldada com Inconel 625 no modo pulsado.

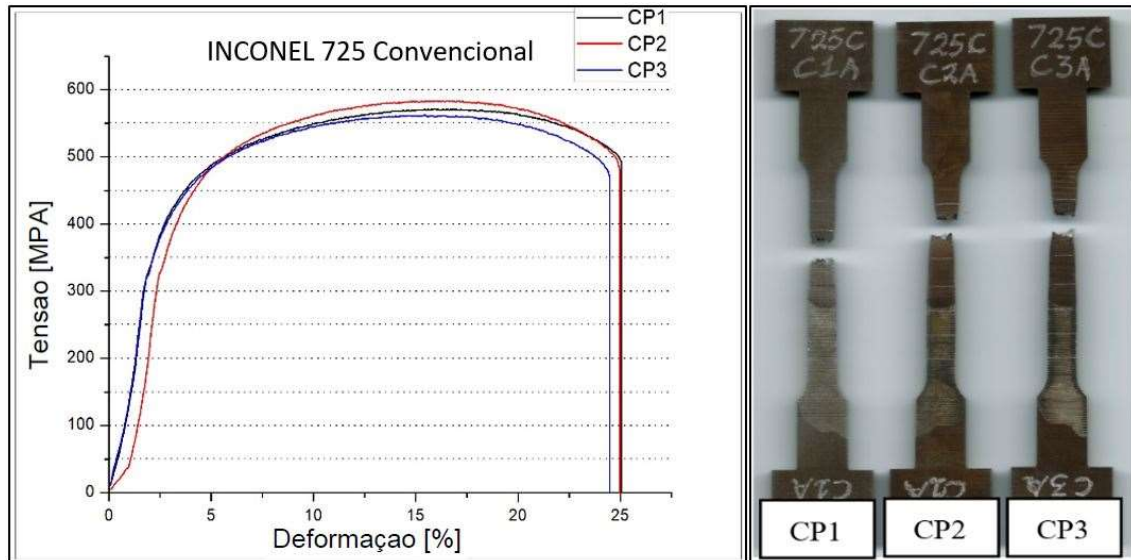


Figura 4.15 - Curva tensão-deformação e seus respectivos corpos de provas rompidos para junta soldada com Inconel 725 no modo convencional.

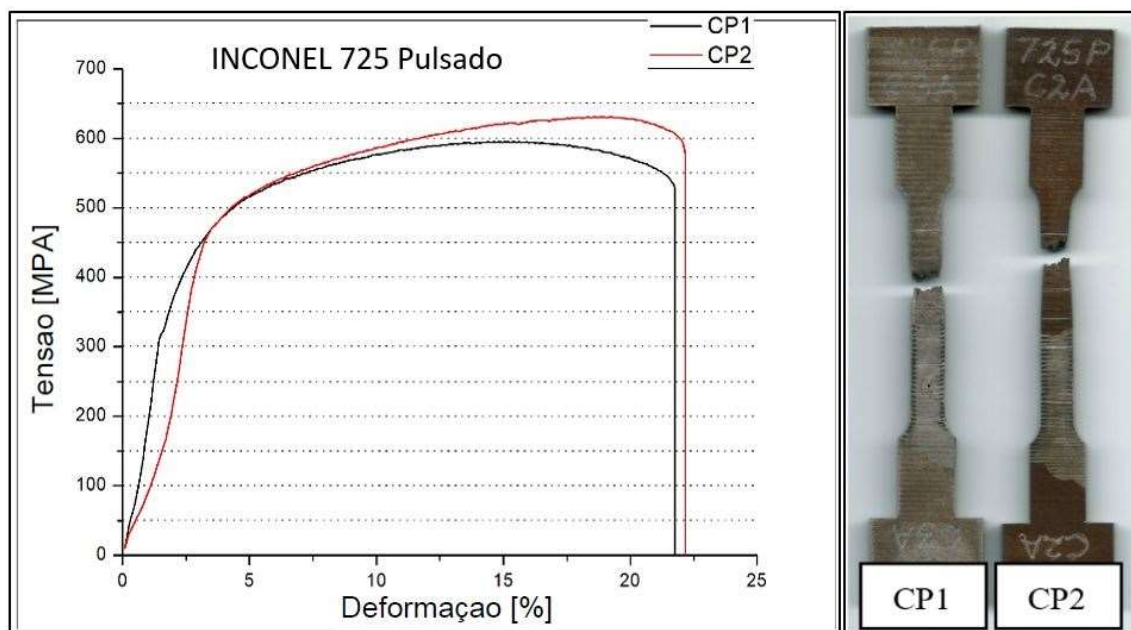


Figura 4.16 - Curva tensão-deformação e seus respectivos corpos de provas rompidos para junta soldada com Inconel 725 no modo pulsado.

A análise das figuras permite observar também que o comportamento das juntas soldadas para cada condição apresentou uma regularidade bem definida, apenas a junta amanteigada e soldada com o Inconel 725 no modo de corrente pulsado ocorreu uma pequena variação possivelmente devido a algumas imperfeições estrutural localizada no material.

A análise da figura 4.17, juntas soldadas com Inconel 625 e Inconel 725, mostra uma maior ductilidade do metal de solda do Inconel 625, uma vez que a ductilidade é a capacidade do material de se deformar plasticamente antes de fraturar, é usualmente avaliada pelo alongamento ou redução de área do corpo de prova em um ensaio de tração, segundo ASTM E6-89. Outro fator importante que ressalta a ductilidade maior no Inconel 625 foi a ocorrência de uma estrição prévia na zona fundida durante o ensaio, bem mais acentuada que no Inconel 725, onde foi pouco perceptível, como pode ser visto na figura 4.17 esse fato também foi observado por Pinheiro (2014) em seu trabalho e o mesmo afirma que tal comportamento se deve ao fato de tanto os aços inoxidáveis austeníticos e principalmente as ligas de níquel são fortemente endurecidas por encruamento. O encruamento é o fenômeno no qual um material endurece devido à deformação plástica realizada pelo trabalho a frio. Esse endurecimento dá-se devido ao aumento de discordâncias e imperfeições promovidas pela deformação, que impedem o escorregamento dos planos atômicos. A medida que se aumenta o encruamento maior é a força necessária para produzir uma maior deformação. A Figura 4.17 mostra a imagem de dois corpos de provas ensaiados para as diferentes ligas de níquel analisadas como metal de adição.



Figura 4.17 - Estricções ocorridas nos metais de solda das juntas soldadas com o Inconel 625 e Inconel 725 durante o ensaio de tração.

Os resultados do ensaio de tração para as juntas amanteigadas com o Inconel 625 e Inconel 725 são apresentados na tabela 4.2. No modo pulsado do Inconel 725 ocorreu uma falha em um dos corpos de prova durante o ensaio, por isso só foi possível obter o resultado em apenas duas amostras, o que já é o suficiente para validar os resultados.

Tabela 4.2 - Resultado do ensaio de tração para a junta amanteigada, com o Inconel 625 e Inconel 725, ambas com dois modos de corrente.

Condição	Corpo de Prova	σ_{LR} [MPa]	σ_{LE} [MPa]	AT^{25mm} [%]	Estricção[%]
625 Convencional	CP1	616,1	401,2	21,2	31,2
	CP2	600,1	394,1	21,2	31,2
	CP3	622,4	402,1	22,8	31,2
	Médias	612,9	399,6	21,7	31,2
625 Pulsado	CP1	609,1	409,2	26,4	36,0
	CP2	616,6	416,7	26,4	34,0
	CP3	643,4	439,6	28,4	36,0
	Médias	623,0	421,8	27,1	35,3
725 Convencional	CP1	571,1	359,5	20,0	43,2
	CP2	583,8	365,0	18,4	47,1
	CP3	562,0	364,6	18,8	46,2
	Médias	572,3	363,0	19,1	45,5
725 Pulsado	CP1	595,3	369,4	16,8	32,2
	CP2	630,8	455,3	16,0	29,2
	Médias	613,1	412,4	16,4	30,7

Ao comparar os resultados dos ensaios de tração das juntas soldadas (Tabela 4.2) com os resultados do aço AISI 4130 (Tabela 4.1), nota-se que, mesmo os corpos de provas tendo rompido no metal de base, os valores do limite de resistência e do limite de escoamento diferem. Esta diferença nos valores obtidos pode ser resultado da complexidade que a junta soldada apresenta. O material mais dúctil, as ligas de níquel, acabam apresentando uma restrição à deformação plástica, devido a sua alta taxa de encruamento.

O rompimento de todos os corpos de prova no metal de base pode ser justificado pelo *overmatching* dos metais de adição em relação ao aço AISI 4130, ou seja, os arames de

deposição empregados possuem resistência à tração e de escoamento superiores a resistência do metal de base.

Os resultados dos valores dos ensaios nas juntas soldadas para ambos os metais de adição e modos de corrente, que mostraram uma queda nos limites de resistência e também de escoamento quando comparados com os valores do ensaio no metal de base após o TTAT, também foram observadas nos estudos realizados por Pamnani (2015), Nathan (2015) e Schwanke (2017). E segundo Schwanke (2017) este efeito decorre durante o processo de soldagem em que há incidência de elevadas temperaturas que propiciam a modificação localizada da microestrutura (ZTA e MS), gerando possíveis defeitos que atuarão na redução das propriedades mecânicas das uniões.

4.5 Teste de impacto Charpy

Nesta seção são apresentados os resultados obtidos nos ensaios de impacto que tem como uma das principais funções submeter o material ao impacto, é um ensaio cujos resultados não são aplicáveis diretamente em cálculos de projetos, mas é empregado para classificar os materiais dentro dos critérios de tenacidade (ANDERSON, 1995).

A importância do estudo da tenacidade se faz necessário pois segundo Wang (1993) a susceptibilidade à fragilização por hidrogênio de um aço depende de sua inerente tenacidade, quanto mais tenaz maior será o teor crítico de H necessário para a ocorrência de trincas a frio. Como a tenacidade usualmente decresce com o aumento da resistência e da dureza, de forma geral a tendência a trincas por H na ZTA aumenta com o aumento da resistência ou da dureza do aço.

Os ensaios de impacto foram realizados com corpos de prova com entalhes no metal de solda e na região da ZTA, nas proximidades da linha de fusão. Os entalhes foram posicionados na região de ZTA visto que nesta região as variações de temperatura durante a soldagem têm um maior potencial para afetar a tenacidade do material. Este critério foi utilizado para os dois modos de corrente convencional e pulsado, visando comparar o efeito dos mesmos na tenacidade ao impacto.

Os resultados obtidos nos ensaios de impacto estão dispostos na tabela 4.3 para os dois metais de adição o Inconel 625 e o Inconel 725 nos dois modos de corrente utilizados na pesquisa.

Tabela 4.3 - Resultados do ensaio de impacto.

Condição	Local do entalhe	Energia (J)
625	ZTA	50,0
Convencional	Metal de solda	112,5
625	ZTA	57,0
Pulsado	Metal de solda	166,0
725	ZTA	53,5
Convencional	Metal de solda	79,0
725	ZTA	40,0
Pulsado	Metal de solda	84,5

Os resultados de ensaio de Charpy mostraram que a tenacidade ao impacto foi superior no metal de solda para ambos os metais de adição, independentemente do modo de corrente de soldagem. Esse comportamento já era esperando e deve-se a presença de vários elementos de liga, vários deles com funções de incrementar a tenacidade das ligas de níquel. A menor energia absorvida na ZTA deve-se a presença de zonas que se apresentam microestruturalmente heterogêneas, devido ao processo de soldagem e com isso reduzindo a tenacidade da zona afetada pelo calor.

Esses valores inferiores de tenacidade observados na ZTA das juntas soldadas estão de acordo com os resultados de Qiu *et al.* (2000) e Fairchild *et al.* (1991), os autores afirmam que a perda na tenacidade da junta acontece mais comumente na ZTA, como resultado do ciclo térmico induzido pelo processo de soldagem, que ocasiona crescimento de grão, afetando adversamente as propriedades mecânicas desta zona.

Os resultados também mostraram que os modos de corrente utilizados influenciaram de forma significativa a tenacidade ao impacto na interface da junta dissimilar tanto para o Inconel 625 quanto para o Inconel 725, uma vez que a diferença dos valores de um modo para o outro foi significativo.

As figuras 4.18 e 4.19 mostram as faces das fraturas dos corpos de prova e seus respectivos valores de energia após o ensaio de Charpy. Os aspectos macroscópicos das fraturas dos corpos de prova localizados na ZTA, aparentemente, apresentaram expansão lateral reduzida com um comportamento dúctil-frágil, porém com a face da fratura diversificada com ocorrência de algumas regiões brilhantes, que caracteriza comportamento frágil, evidenciando um comportamento misto entre dúctil e frágil. Esse comportamento da fratura pode ser

justificado pelo fato de ser uma região heterogênea e com várias transformações de fases devido a taxas de resfriamento imposto pelo processo de soldagem. Já nas fraturas do metal de solda a expansão lateral foi bem acentuada, com apreciável deformação plástica, características de um comportamento dúctil, seus valores demonstram também uma absorção de energia de impacto maior que a da interface da junta dissimilar.

Outro aspecto que influencia nos valores de tenacidade ao impacto é o caminho percorrido pela trinca, uma vez que quanto maior for esse caminho percorrido mais energia é consumida, e isso ficou bem evidente na figura 4.20 onde ao se analisar as trincas ocorridas nas interfaces das juntas amanteigadas com o Inconel 625 no modo pulsado e convencional, para um maior caminho de trica ocorreu um maior valor de tenacidade ao impacto.

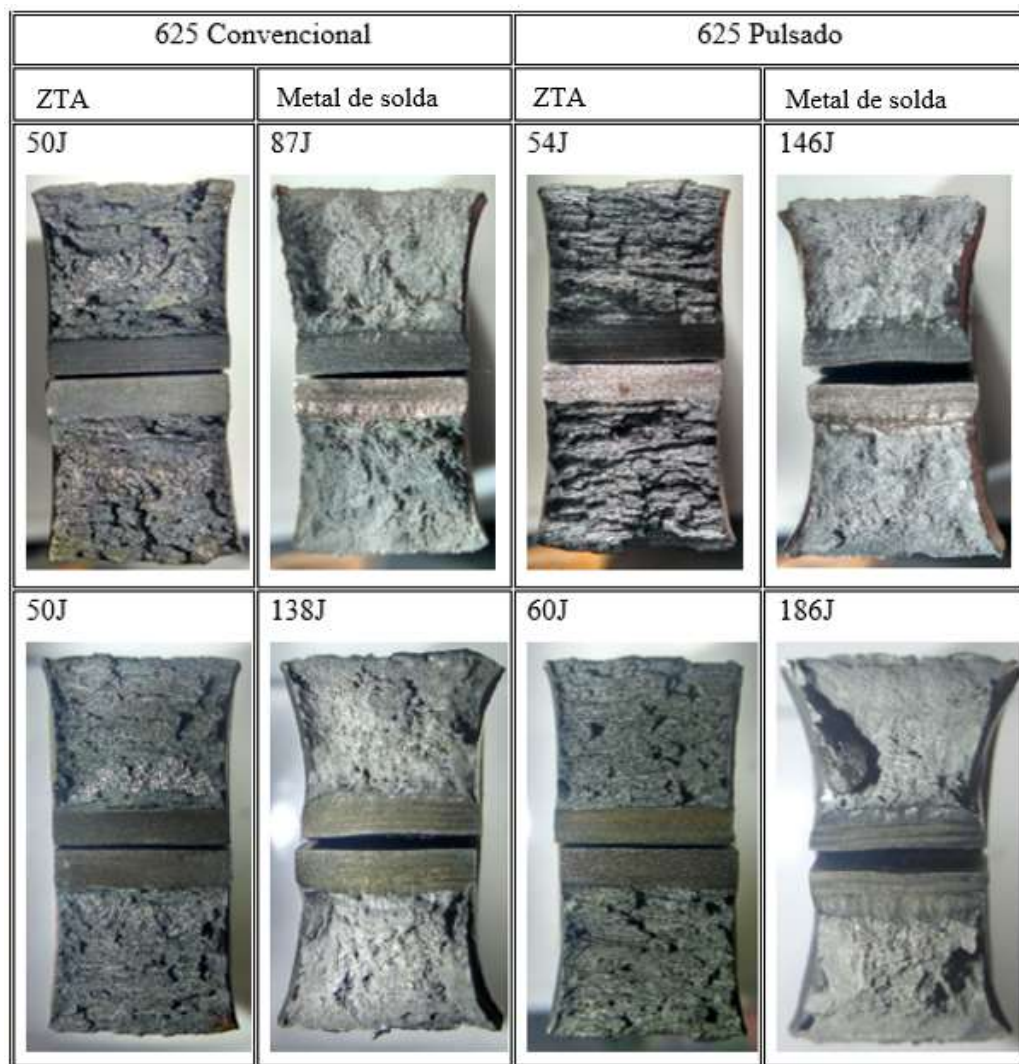


Figura 4.18 - Aspectos macros de fratura após ensaio de Charpy dos corpos de prova, para o Inconel 625 nos modos convencional e pulsado.

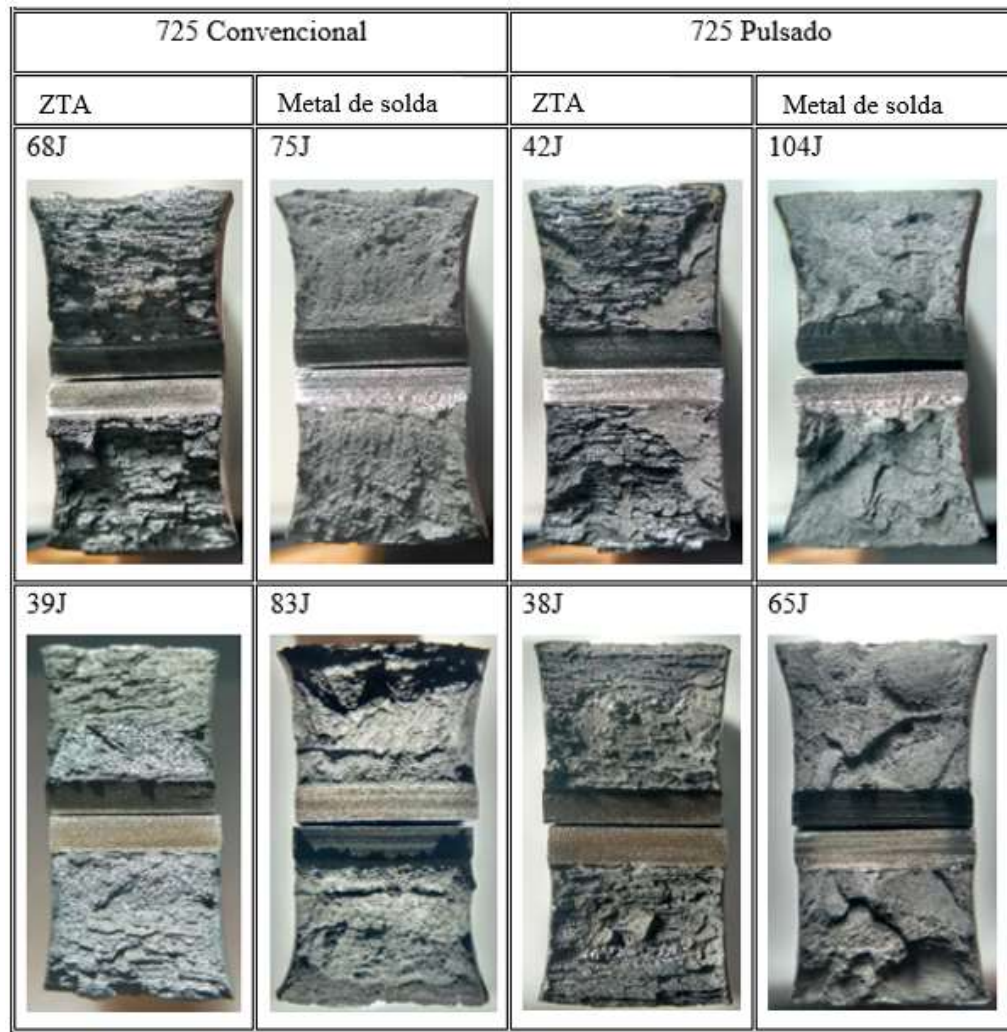


Figura 4.19 - Aspectos macros de fratura após ensaio de Charpy dos corpos de prova, para o Inconel 725 nos modos convencional e pulsado.



Figura 4.20 - Macrografia das regiões de fratura ocorridas nas juntas dissimilares do Inconel 625 no modo convencional (comportamento tendendo a frágil) e pulsado (comportamento tendendo a dúctil) e suas respectivas energias absorvidas durante o ensaio.

As Figuras 4.21 e 4.22 apresentam as fractografias das superfícies das fraturas para análise dos mecanismos de fraturas. Segundo Nunes (2015), a aparência da fratura é um dos fatores considerados para a determinação da tenacidade, pois mostra como ocorreu o mecanismo de falha do material se a fratura foi dúctil (fibrosa) ou frágil (granular). A análise das Figuras 4.21 e 4.22 mostram que os metais de solda apresentaram os mesmos mecanismos de fratura na forma de *dimples*.

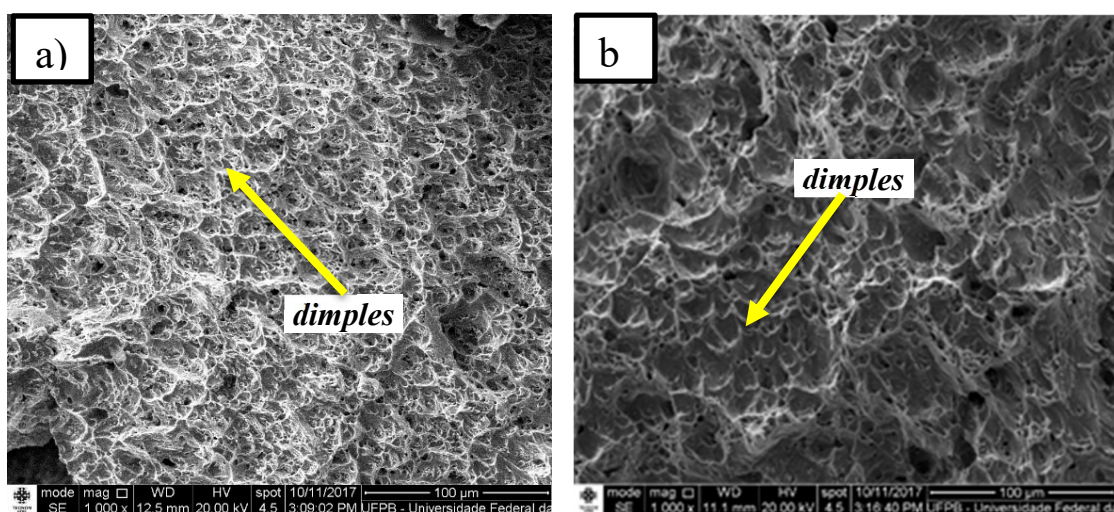


Figura 4.21 - Superfície de fratura após ensaio de impacto Charpy. Amostra com entalhe na região do metal de solda do Inconel 625 nos modos: a) convencional b) pulsado.

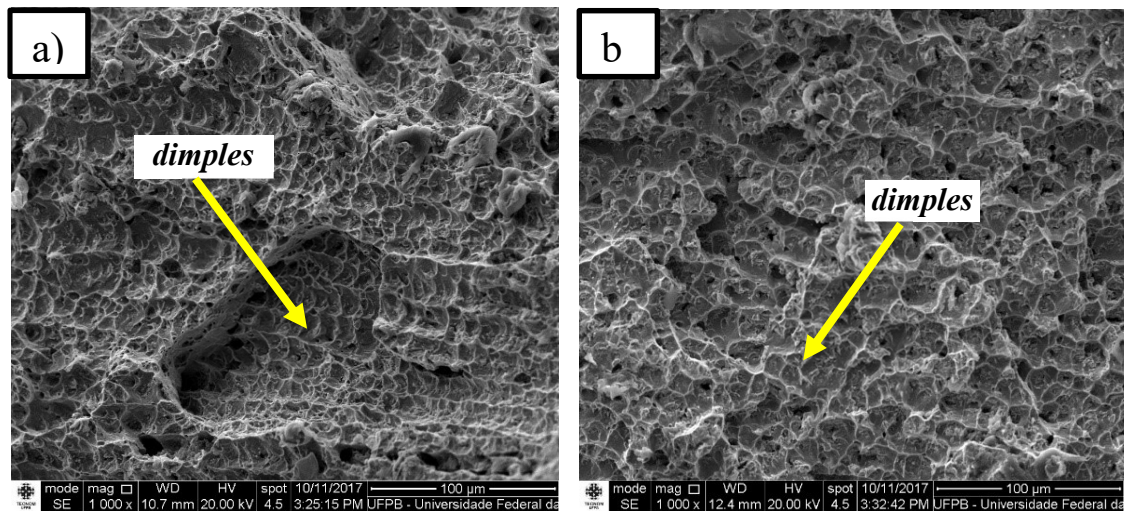


Figura 4.22 - Superfície de fratura após ensaio de impacto de Charpy. Amostra com entalhe na região do metal de solda do Inconel 725 nos modos: a) convencional b) pulsado.

A alta heterogeneidade citada anteriormente como um dos fatores de queda na tenacidade ao impacto na ZTA fica bem evidente através das fractografias, pois foi possível observar morfologias variadas nas fraturas realizadas na interface da junta amanteigada.

Na figura 4.23 é mostrada a superfície de fratura de um corpo de prova Charpy na ZTA do Inconel 625 no modo de corrente convencional. Em “A” observa-se na região brilhante com facetas de clivagem, que é configurada pela quebra das ligações atômicas ao longo de um plano cristalino específico (plano de clivagem), indicando fratura frágil. Em “B” observa-se uma morfologia bem heterogênea com alvéolos de diferentes tamanhos com “*dimples*” e “*microdimples*” com cavidades bem variadas indicando um comportamento dúctil.

Já na ZTA da junta amanteigada com o Inconel 625 no modo pulsado, conforme pode ser observado na figura 4.24, apresentou a mesma configuração observada no ponto B da figura 4.23 com uma quantidade maior de “*dimples*”, sem a presença de planos de clivagem.

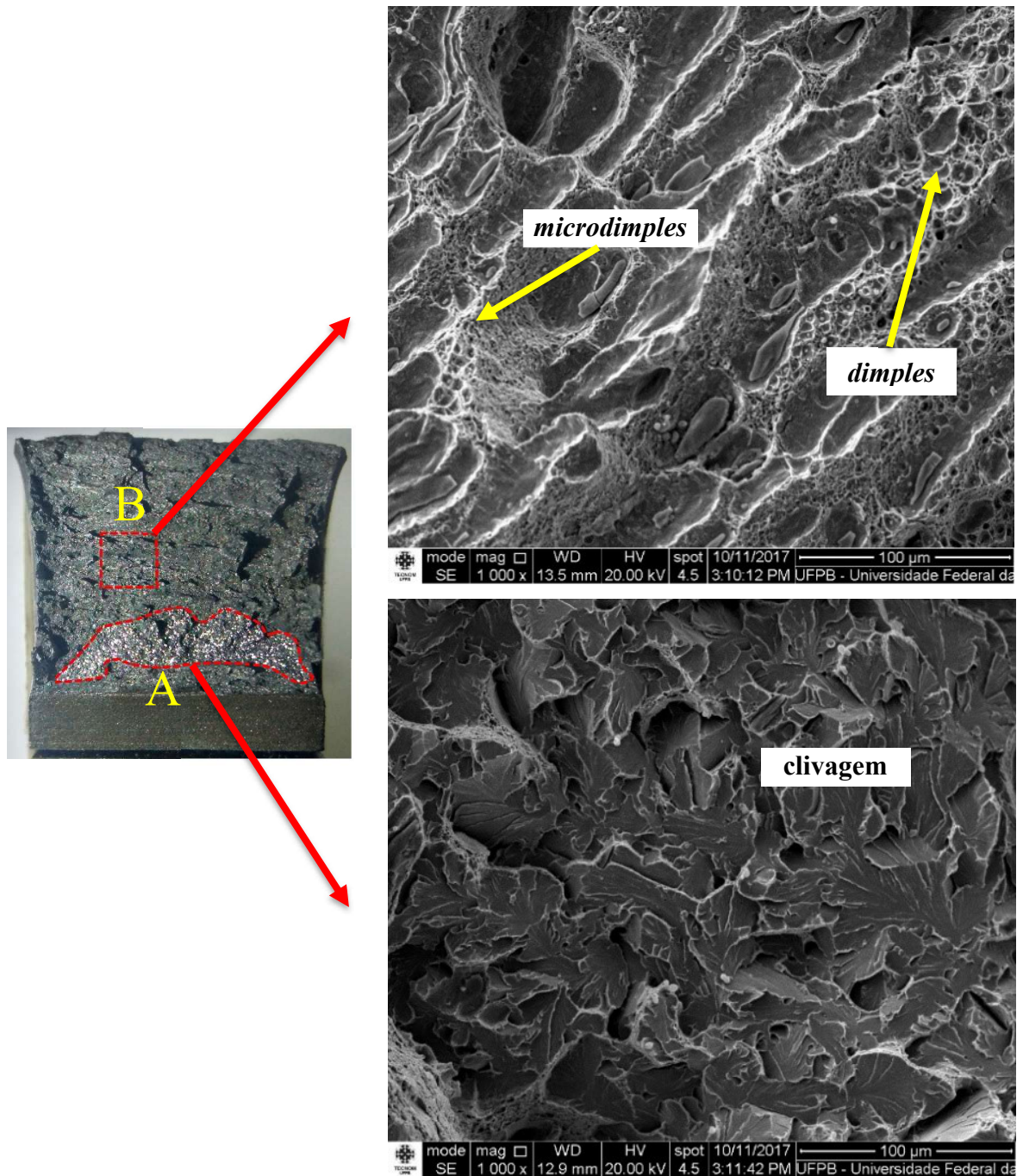


Figura 4.23 - Superfície de fratura após ensaio de impacto de Charpy. Amostra com entalhe na região da ZTA do Inconel 625 no modo convencional.

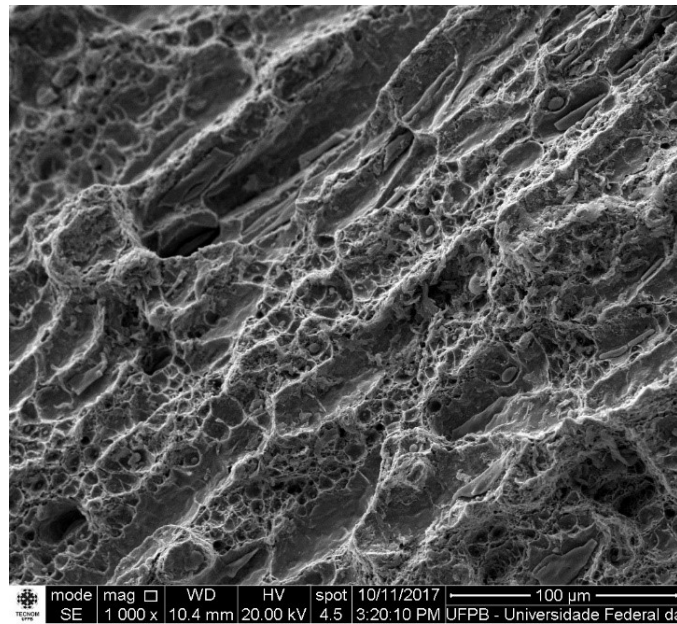


Figura 4.24 - Superfície de fratura após ensaio de impacto Charpy. Amostra com entalhe na região da ZTA do Inconel 625 no modo pulsado.

A Figura 4.25 (a) e (b) apresenta as superfícies de fratura dos corpos de prova Charpy na ZTA do Inconel 725 no modo convencional. A interface da figura 4.25 (a) apresenta fratura frágil com predominância de facetas de clivagem, evidenciando um comportamento frágil da fratura. Já na figura 4.25 (b) foi observada a presença discreta de alvéolos “*dimples*” com morfologia variada.

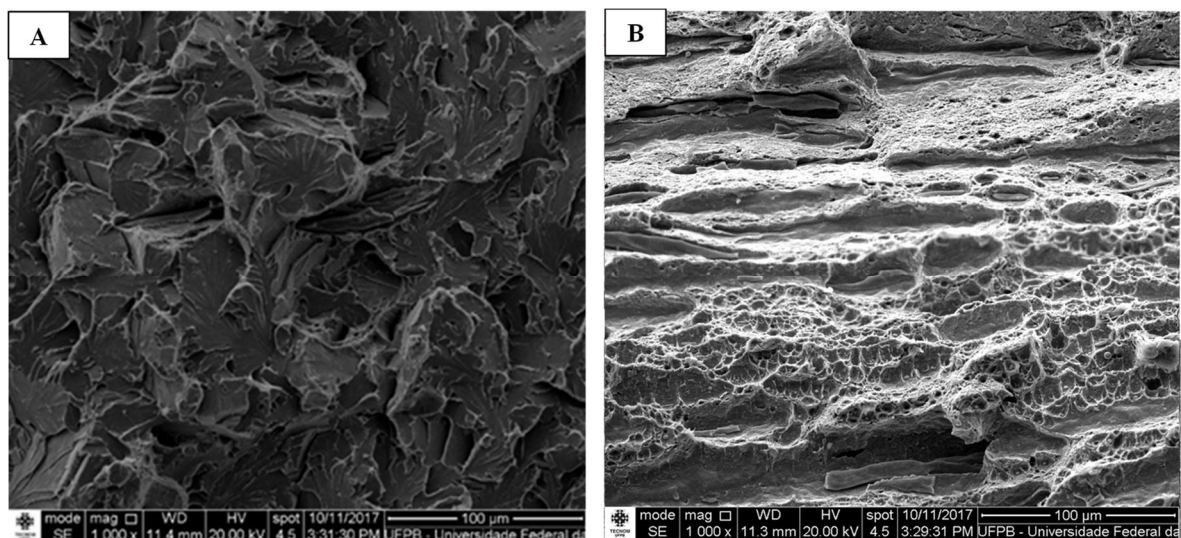


Figura 4.25 - Superfície de fratura após ensaio de impacto de Charpy. Amostra com entalhe na região da ZTA do Inconel 725 no modo convencional com morfologia: a) clivagem e b) mista.

A Figura 4.26 apresenta os modos de fraturas observados na ZTA da solda de amanteigamento do aço AISI 4130 com o Inconel 725 para o modo de corrente pulsado. A heterogeneidade fica bem clara quando se observa a figura, onde pode ser observado os aspectos variados na fratura ocorrida na região da ZTA.

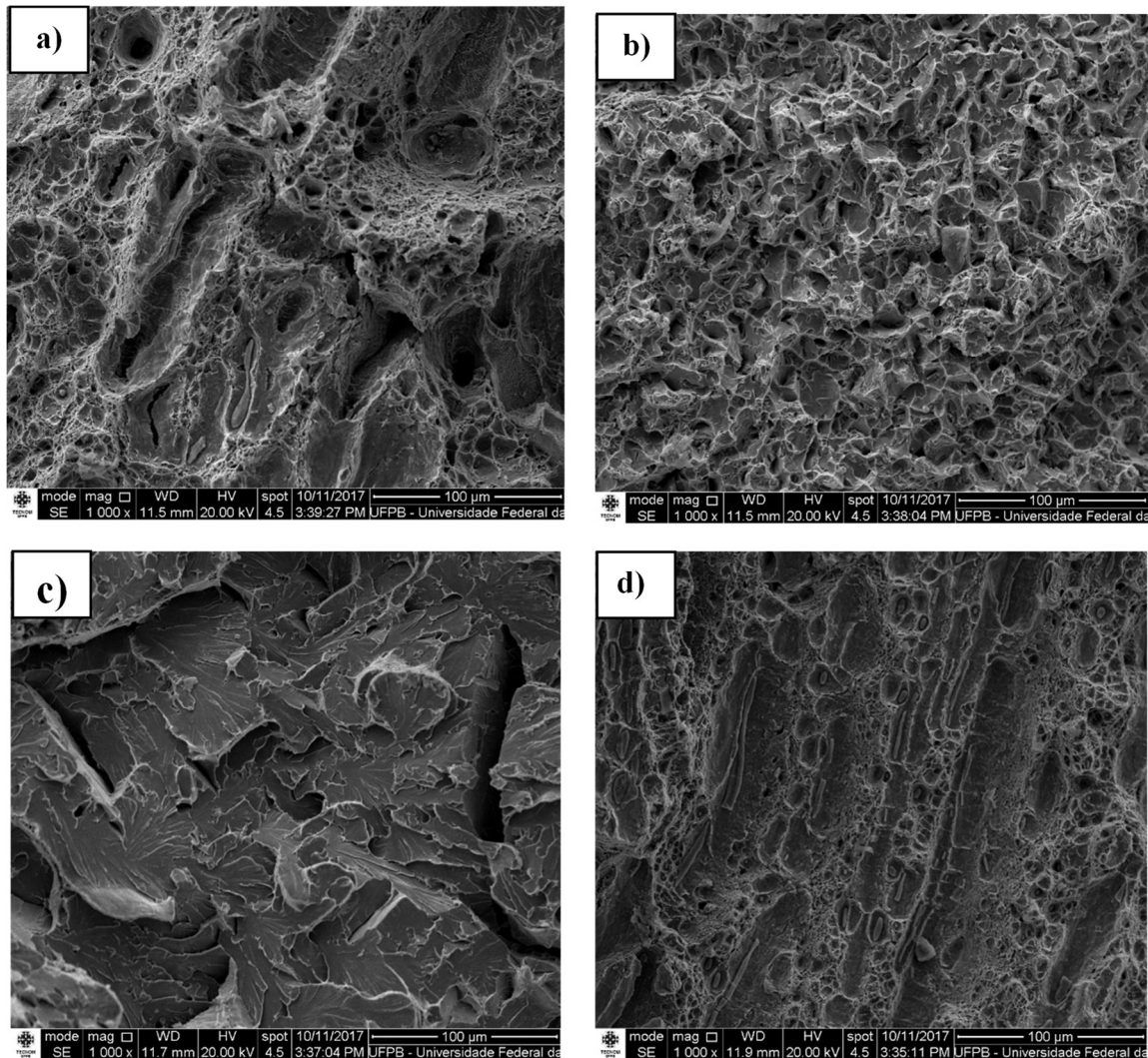


Figura 4.26 - Superfície de fratura após ensaio de impacto de Charpy. Amostra com entalhe na região do metal de solda do Inconel 725 no modo pulsado.

A energia absorvida na interface do Inconel 725 no modo pulsado foi baixa e aconteceu preferencialmente na região da linha de fusão e região de grãos grosseiros como pode ser visto na figura 4.27 nas posições A e B. Esse fato também foi observado por Satoh e Toyoda (1982) que relataram o efeito da heterogeneidade microestrutural no ensaio de impacto Charpy com a propagação de trinca ocorrendo preferencialmente para região de menor resistência mecânica.

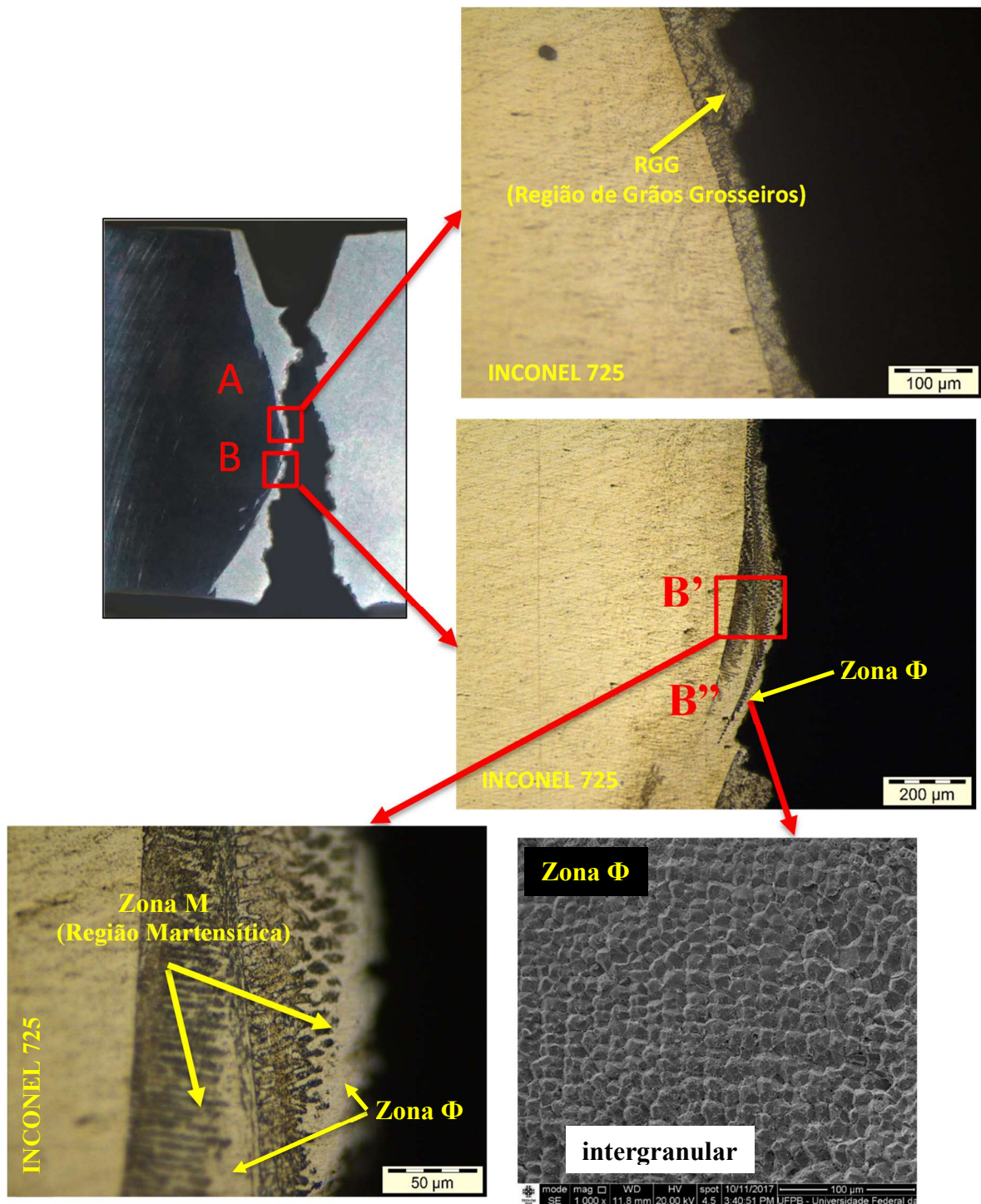


Figura 4.27 - Imagem da fratura macro com respectivas posições A, B e B' vistas por microscopia ótica evidenciando regiões frágeis e da posição B'' com o (MEV) de uma fratura intergranular na zona Φ na interface do Inconel 725 no modo pulsado.

Baixos valores de tenacidade estão associados a regiões duras geradas pela mistura do metal de base com o metal de solda, propiciando formação localizada de martensita assim como

regiões descarbonetadas que são descritas por alguns autores como regiões responsáveis por baixos níveis de energia absorvida durante o impacto em juntas dissimilares (OLIVEIRA, 2013; OLDEN *et al.*, 2003; BEAUGRAND *et al.*, 2009b).

A baixa energia de impacto absorvida no Inconel 725 em parte deve-se ao aparecimento de uma elevada quantidade de regiões frágeis em sua interface como foi discutido no item 4.2, esse fato deve ter ocasionado a queda da tenacidade assim como foi abordado por Nunes (2011) em seu trabalho a qual relaciona que valores mais baixos de tenacidade ao impacto estariam relacionados a precipitação de fases frágeis que pode ter ocasionado menor energia absorvida, além da presença de microestrutura mais grosseira. Outro fator é a dureza, de modo que as amostras soldadas que apresentaram maiores níveis de microdureza, apresentaram menor energia absorvida na ZTA.

Na figura 4.27 nas posições B e B' foi possível observar a presença de uma região observada em interface de juntas dissimilares e que foi denominada por Doody (1992) de península, essas regiões são circundadas muitas vezes por regiões martensítica onde estão associados altos valores de durezas, como observadas por (SILVA *et al.*, 2017b; BELTRÃO, 2017), na posição B' pode ser observada a presença dessas regiões de elevada dureza.

Ainda na figura 4.27 foi possível notar a ocorrência na posição B'' de uma fratura localizada em uma ZPD que assumiu uma morfologia intergranular, esse modo de fratura ocorre quando os contornos dos grãos estão mais fracos “fragilizados” em relação ao interior dos grãos. Neste caso, a fratura ocorre preferencialmente ao longo dos contornos dos grãos, e não através dos mesmos. Essa formação pode estar associada a formação de precipitados frágeis no contorno do grão, que possivelmente fragilizaram os contornos nesta região.

4.6 Análise da Dureza

Para os resultados do ensaio de dureza, o material foi avaliado nas condições da junta soldada, conforme resultados na Tabela 4.4. Todos os ensaios foram realizados com base na norma NACE MR0175, seguindo-se as recomendações exigidas para a avaliação de materiais soldados. Os resultados exibidos na tabela para a ZTA e demais áreas da junta soldada estão na escala Vickers, permitindo assim a avaliação dos resultados, que de acordo com a norma NACE MR0175 que estipula que valores da ZTA não devem ser superiores a 250HV.

Tabela 4.4 - Dureza média do amanteigamento do 4130 com Inconel 625 e Inconel 725, nos modos de corrente convencional e pulsado na junta soldada, valores na escala Vickers (HV).

Condição	1ª camada	2ª camada	ZTA	MB
INCONEL 625 convencional	188	193	191	211
INCONEL 625 pulsada	189	182	189	236
INCONEL 725 convencional	239	210	209	237
INCONEL 725 pulsada	230	235	201	212

Como pode ser observado na tabela 4.4, os valores obtidos na ZTA estão abaixo do indicado pela norma que é de 250HV, que confirma que os valores de dureza obtidos na ZTA estão atenderam o que é estabelecido pela NACE MR0175, o que caracteriza que os procedimentos de soldagem utilizados no processo e o tratamento térmico pós-soldagem atenderam a norma nesse quesito.

Com os valores da microdureza em linha obtidos na interface da junta soldada foi possível montar o perfil de microdureza abrangendo o metal de solda a ZTA e o metal de base. E seus respectivos valores estão expostos nos gráficos da figura 4.28 e 4.29 para o Inconel 625 nos modos convencional e pulsado e nas figuras 4.30 e 4.31 para o Inconel 725 nos modos convencional e pulsado

Com relação aos valores de microdureza entre os modos de correntes para os devidos metais de adição usados na pesquisa, não houve uma variação significativa entre os modos de correntes utilizados para ambos metais de solda, foi possível notar uma queda na dureza na região da ZTA (média global da região), além de ter sido a região onde teve os menores valores de microdureza na maioria dos casos. Outro aspecto a ser notado foi que os maiores picos de microdureza estiveram sempre presentes na linha de fusão ou próximo a ela, o maior pico foi 388HV0,1 no Inconel 625 no modo pulsado, demonstrando a elevada dureza da região como foi analisado no tópico 4.2.

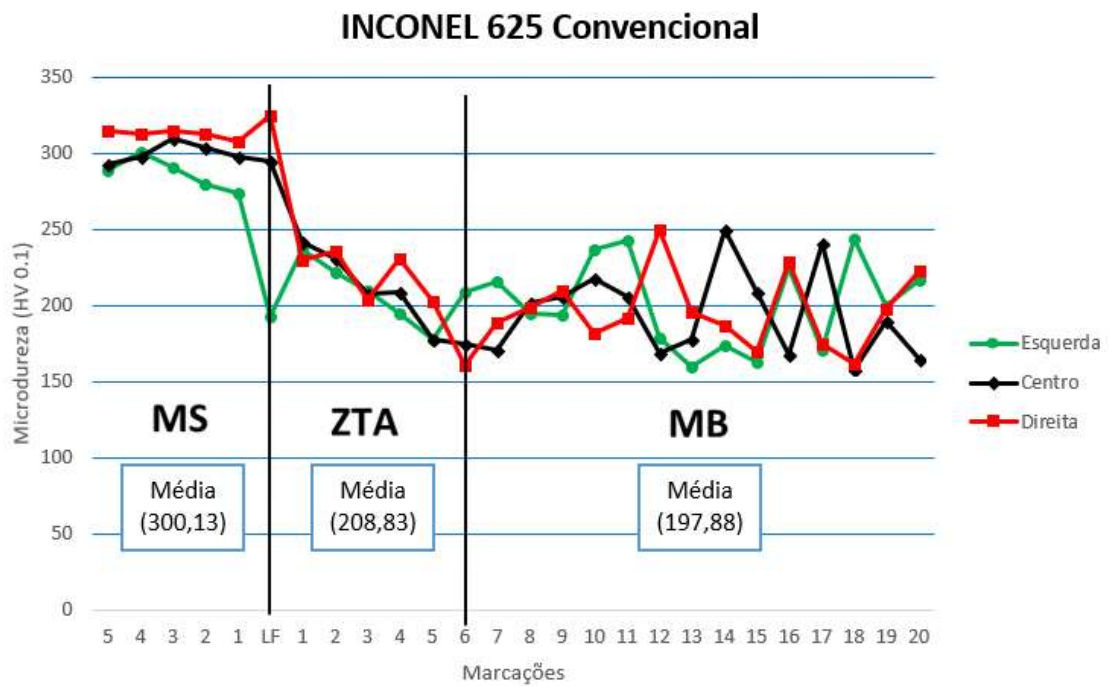


Figura 4.28 - Perfil de microdureza Vickers na interface do Inconel 625 com AISI 4130 no modo convencional.

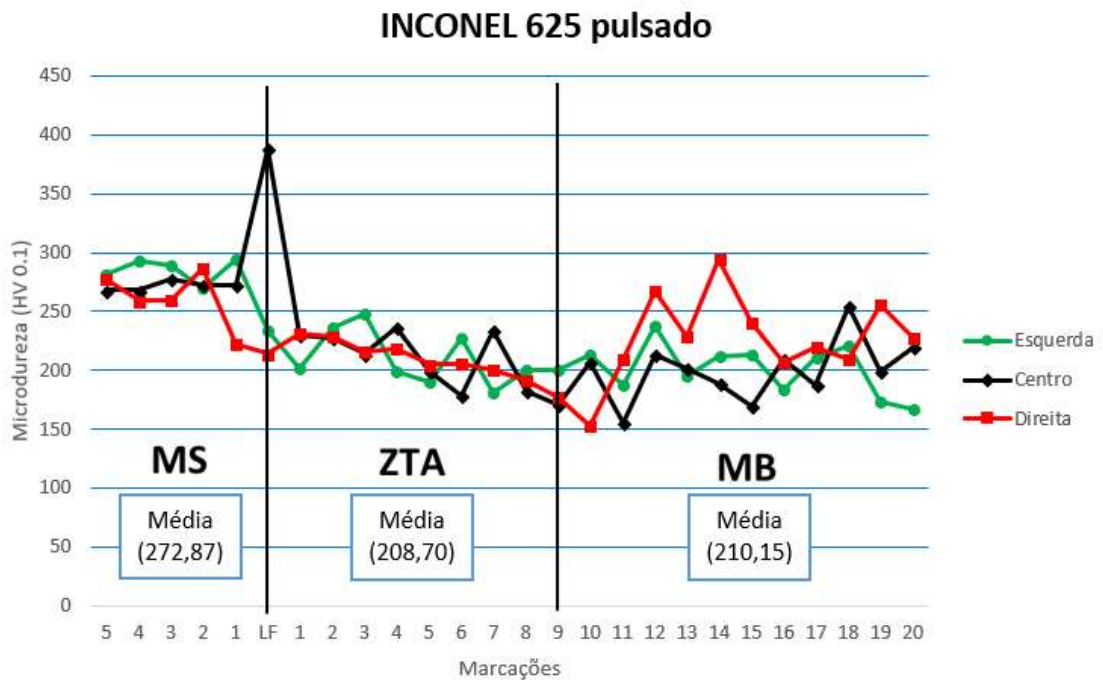


Figura 4.29 - Perfil de microdureza Vickers na interface do Inconel 625 com AISI 4130 no modo pulsado.

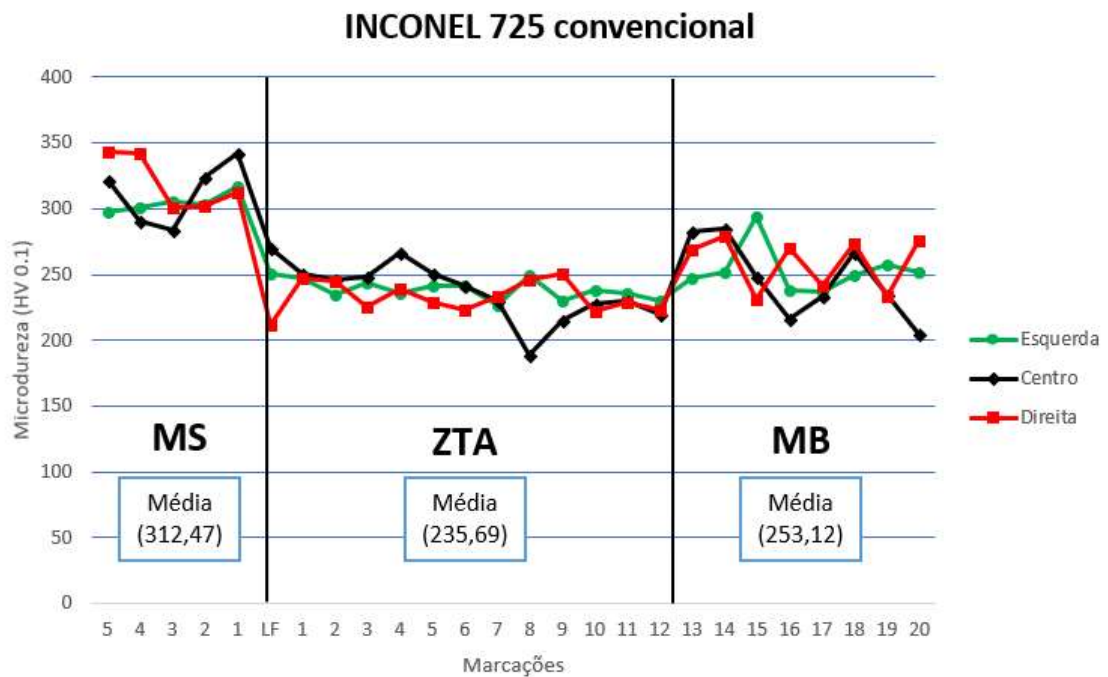


Figura 4.30 - Perfil de microdureza Vickers na interface do Inconel 725 com AISI 4130 no modo convencional.

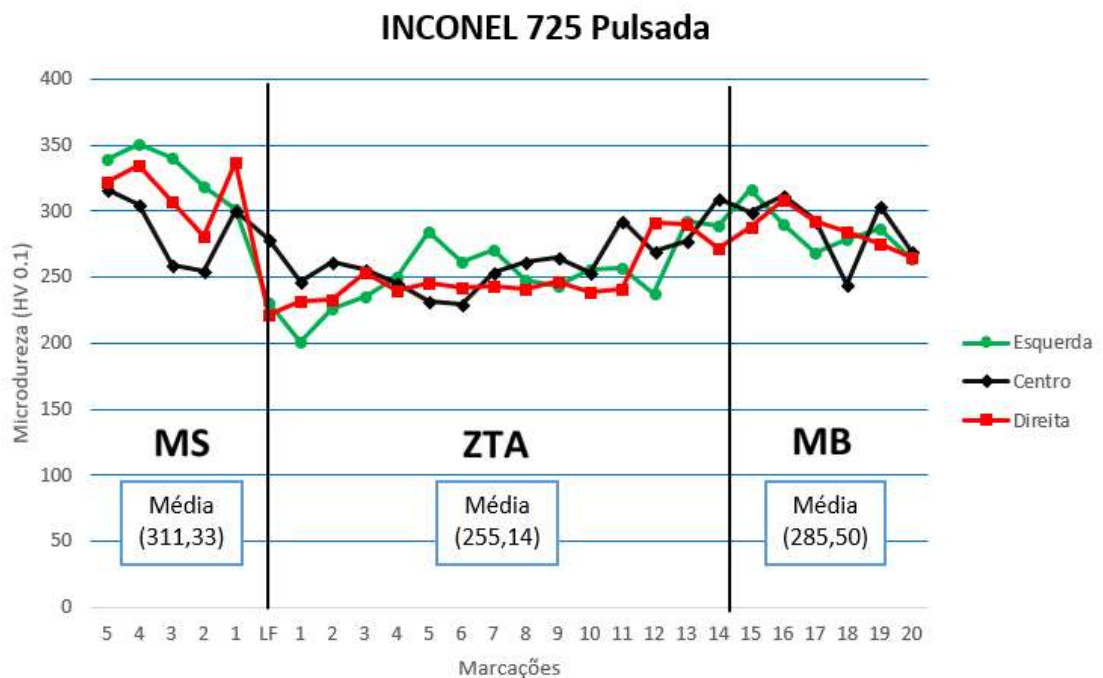


Figura 4.31 - Perfil de microdureza Vickers na interface do Inconel 725 com AISI 4130 no modo pulsado.

CAPÍTULO V

5. CONCLUSÃO

Esta pesquisa buscou analisar o comportamento mecânico de juntas dissimilares. Assim, com base nos objetivos propostos, nas condições experimentais adotadas e os resultados apresentados e discutidos permitem concluir que:

- O modo de corrente pulsado se mostrou mais estável e com características superficiais melhores que no modo de corrente convencional, independentemente do tipo de metal de adição;
- As juntas soldadas apresentaram integridade mecânica apropriada quando submetidas ao ensaio de tração.
- Os metais de solda do Inconel 625 apresentaram um comportamento mais dúctil do que o Inconel 725, independentemente do modo de corrente.
- A interface do amanteigamento, região mais crítica da junta, do aço AISI 4130 com Inconel 725 apresentou uma maior quantidade de regiões martensíticas no com relação ao Inconel 625.
- As interfaces das soldas de amanteigamento foram afetadas pelo modo de corrente e tipo de metal de adição.
- A dureza da ZTA na interface do amanteigamento atendeu aos requisitos da norma NACE MR0175.

CAPÍTULO IV

6. REFERÊNCIAS BIBLIOGRAFICAS

AGUIAR, W. M. Revestimento por soldagem MIG/MAG empregando ligas de níquel para aplicações em componentes do setor Petróleo e Gás Natural. 2010. f. (Doutorado). Departamento de Engenharia Metalúrgica e de Materiais., Universidade Federal do Ceará, Fortaleza, 2010.

AKSELSSEN, O. M., GRONG, O., RORVIK, G. Embrittlement phenomena in the grain coarsened heat affected zone of low carbon microalloyed steels. *Scandinavian Journal of Metallurgy*. v.19, p. 258-264, 1990.

ALEXANDROV, B.T. *et al.* (2013) - 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., 2014, Influência do hidrogênio na tenacidade quase estática de uma junta soldada dissimilar constituída de aços ARBL e metal de adição BS NA21 (Inconel 625): 191p. Tese (Doutorado) Departamento de Engenharia Mecânica, Universidade Federal da Paraíba, João Pessoa - PB.

AMERICAN PETROLEUM INSTITUTE. **API 1104: Welding of pipelines and related facilities**. Washington, 19th ed. September 1999. 70 p.

ANDERSON, T. L. **Fracture Mechanics - Fundamentals and Applications**. segundaedição. ed.[S.l.]: CRC Press, 1995.

ASM Handbook (1993) Welding, Brazing and Soldering. 10° ed.

ASM. **Welding Brazing and Soldering - ASM Handbook**. [S.l.]: ASM International, v. 6, 1994.

ASTM E 23-02, 2012. *Standard Test Methods for Notched Bar Impact Testing of Metallic Materials*. Philadelphia.

ASTM E8/E8M, 2009. *Standard Test Methods for Tension Testing of Metallic Materials*.

AWS Welding Handbook: “*Materials and Applications – Part 2*”, American Welding Society, 8aEdição, Vol. 4, 1998.

AWS Welding Handbook, Vol. 2, 8th edition, American Welding Society, Miami, FL, pp. 109–154, 1997.

BARRA, S. R. Os efeitos da pulsação térmica na soldagem MIG/MAG. **Corte & Conformação de Metais**, p. 98-125, outubro de 2008.

BARRA, Sérgio Rodrigues *et al.* 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.

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. e GITTOS, M. F., NACE. **SUBSEA DISSIMILAR JOINTS: FAILURE MECHANISMS AND OPPORTUNITIES FOR MITIGATION: NACE Corrosion 2009**, NACE: Atlanta - Georgia -USA. p. Paper Nº 09305, 2009b.

BEAUGRAND, V. C. M.; SMITH, L. S.; GITTOS, M. F. Draft: hydrogen embrittlement of 8630m/625 subsea dissimilar joints: factors that influence the performance. In: 28th International Conference on Ocean, Offshore and Arctic Engineering. Honolulu, Hawaii, USA, 2009a.

- BELTRÃO, D. M. Caracterização microestrutural do aço AISI 4130 amanteigado com ligas de níquel. 90 f. Dissertação (Mestrado em Engenharia Mecânica) - Universidade Federal da Paraíba, João Pessoa, 2017.
- BROEK, D. **Elementary Engineering Fracture Mechanics**. 3rd. ed. Dordrecht, The Netherlands: Martinus Nijhoffs Publishers, 1983.
- CAVALCANTE, Fabrício José Nóbrega *et al.* Avaliação da influência do hidrogênio na tenacidade quase estática de uma junta soldada dissimilar constituída com o aço AISI 8630M amanteigado com ER80S-D2. 2014.
- CHEMIN FILHO, Ravilson Antonio. Estudo da fratura de aços de nova geração DP600 através da variação de pressão no prensa-chapas. 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.
- CORREIA, C.A., 1998, Aço inoxidável martensítico aplicado em revestimento pelo processo MIG pulsado e convencional, Faculdade de Engenharia Mecânica, Universidade Estadual de Campinas, 91p., Dissertação de Mestrado.
- DA SILVA, Marcos Mesquita *et al.* 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 Characterization of the AWS 317L weld overlay applied by twin wire GMAW on ASTM a 516 gr 60 steel used in oil and gas industry. **Soldagem & Inspeção**, v. 15, n. 3, p. 225-233, 2010.
- DIETER, G. E., “Mechanical Metallurgy .SI Metric” Ed. Singapore: Macgraw- Hill Book 1988.
- DOODY, T. Intermediate mixed zones in dissimilar metal welds for sour service. *Welding Journal*, v. 71, p. 55–60, 1992.

- DU TOIT, Madeleine; NAUDÉ, Johan. The influence of stabilization with TITANIUM on the HEAT-AFFECTED ZONE SENSITIZATION of 11 to 12% chromium ferritic stainless steels under low heat input welding conditions. **Welding in the World**, v. 55, n. 3-4, p. 38-47, 2011.
- EASTERLING, K. Introduction to the Physical Metallurgy of Welding. England: Butterworths & Co, Cap. 1: Fusion Welding – Process Variables, p. 1-47, 1983.
- EBERT, H. W. Nickel Alloy Filler Metal Review. *Welding Journal* 83. pp. 60-61. 2004.
- EFFTING, C. *Mecânica da Fratura Aplicada aos Materiais Dúcteis e Frágeis*. 247f. Dissertação (Mestrado em Ciência e Engenharia dos Materiais) – Centro de Ciências Tecnológicas, Universidade do Estado de Santa Catarina, Joinville, 2004.
- FAIRCHILD, D.P. *et al.* A study concerning intercritical HAZ microstructure and toughness in HSLA steels. *Welding Journal*, v. 70, n. 12, p. 321s-329s, Dec. 1991.
- FARACO, M. S. Caracterização da microestrutura e propriedades mecânicas de juntas soldada de aço baixa liga com aço baixo carbono. 56 f. Monografia (Curso de Graduação em Engenharia de Materiais) - Universidade Federal de Santa Catarina, Florianópolis, 2009.
- 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.
- 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.
- FENSKE, J. A.; **Microstructure and hydrogen induced failure mechanisms in iron-nickel weldments**, Tese (Doutorado em Ciência e Engenharia de Materiais). Universidade de Illinois. Urbana-Champaign, Illinois, EUA, 2010.
- FERREIRA, D. C. “Fragilização por hidrogênio de juntas dissimilares em forjados submarinos”, *Rio Welding 2014*. Rio de Janeiro, Brasil, 2014.

- FISCHER, Alexander. Estudo da influência dos parâmetros no processo de soldagem GMAW-Arco Pulsado. 2011.
- 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.
- GOULD, E. K. Development of Constitution Diagram for Dissimilar Metal Welds in Nickel Alloys and Carbon and Low-Alloy Steels. 2010. f., The Ohio State University 2010.
- GRAVILLE, B. A. **Cold Cracking in Welds in HSLA Steels**. Welding of HSLA (microalloyed) Structural Steels, Proc. Int. Conf., American Society for Metals, 1976
- HIBINO, Alberto Hisashi. Estudo de tenacidade da zona termicamente afetada dos aços inoxidáveis ferríticos UNS S41001 e UNS S41003. 2011.
- HIPPERT JR., E. *Investigação experimental do comportamento dúctil de aços APIX70 e aplicação de curvas de resistência J- Δa para previsão de colapso em dutos*. Tese apresentada para obtenção do título de doutor em engenharia. Departamento de Engenharia Naval e Oceânica da Escola Politécnica da USP. São Paulo. 2004.
- JILONG, M.A. & APPS, R.L., 1983, Analyzing metal transfer during MIG welding, *Welding and Metal Fabrication*, vol. 51, pp. 119-128.
- JUA, J.B., KIMB, W.S., JANGE, J.I., “Variations in DBTT and CTOD within weld heat-affected zone of API X65 pipeline steel”, **Materials Science and Engineering A**, vol. 546, pp. 258– 262, 2012.
- LANCASTER, J.F. Metallurgy of Welding, 6 Ed., Woodhead Publishing Limited, Cambridge, England, 1999.

- LINNERT, G. E. **Welding Metallurgy – Carbon and Alloy Steels**. 4th ed. Miami: American Welding Society, 1994. 940 p.
- LUCAS, W.; IORDACHESCU, D.; PONOMAREV, V. Classification of metal transfer modes in GMAW, IIW Doc. 2005.
- KALLIGERAKIS, K. & MELLOR, B.G., 1995, Overlay welding using pulsed MIG welding: bead profile and dilution, International Journal for the Joining of Materials, vol. 7, n. 1, pp. 16- 22.
- KEJELIN, N. Z. Soldagem De Revestimento De Aços Comuns C-Mn Com Superliga A Base De Níquel Inconel 625. 2012. F. (Doutorado). Centro Tecnológico, Universidade Federal de Santa Catarina 2012.
- KILLING, R.: Handbuch der Schweißtechnik – Teil1: Lichtbogenschweißverfahren, Fachbuchreihe Schweißtechnik, Band 76, DVS Verlag, Düsseldorf 1984.
- KOU, S.; YANG, Y. K. Fusion-BoundaryMacrosegregation in Dissimilar-FillerWelds. WELDING JOURNAL, v. 86, p. 303-s-312-s, 2007.
- KOU, Sindo. **Welding Metallurgy**. John Wiley e Sons, 2nd ed. New Jersey, United States, 2003.
- MACHADO, Ivan Guerra. **Soldagem & técnicas conexas: processos**. Ed. do Autor, 1996.
- MAGALHÃES, S. G. Avaliação do revestimento a base de liga de níquel em aço estrutural, empregando o metal de adição ERNiCrMo-3 através da soldagem MIG/MAG. **Ceará: Dissertação. Programa de Pós-Graduação em Engenharia e Ciências dos materiais. Universidade Federal do Ceará**, 2008.
- MARQUES, P. V., MODENESI, J. P., BRACARENSE, A. Q., *Soldagem, Fundamentos e Tecnologia*. Editora UFMG, 3a edição, Bolo Horizonte – MG, 2009.

- MATTOS, Oscar Rosa. **Avaliação da tenacidade à fratura da região termicamente afetada pelo calor em juntas soldadas de aço api x80 em meio hidrogenado**. 2014. Tese de Doutorado. Universidade Federal do Rio de Janeiro.
- MEESTER, B. The weldability of modern structural TMCP steels. *ISIJ International*, v.37, n.6, p.537-551, 1997.
- METALS, A. S. F. *Properties and Selection: Irons, Steels and High Performance Alloys*. Ohio: ASM International. 1993a.
- METALS HANDBOOK: **Properties and Selection: Iron, Steels, and High Performance Alloys**, vol. 1, 10th Edition, 1994.
- MODENESI, P. J.; MARQUES, P. V.; SANTOS, D. B. **Apostila do Curso "Introdução à Metalurgia de Soldagem"**. Belo Horizonte: DEMet - Universidade Federal de Minas Gerais, 2006.
- MOURA FILHO, A. J. S. Avaliação de juntas soldadas dos aços AISI 8630M e ASTM A182 F22 amanteadas pelo processo PTA com a liga de níquel UNS N06625. 2014. 111 f. Dissertação (Mestrado em Engenharia e Ciências de Materiais) - Centro de Tecnologia, Universidade Federal do Ceará, Fortaleza, 2014.
- NACE MR0175/ISO 15156:2003 – *Petroleum and Natural Gas Industries - Materials for use in H₂S Environments in Oil and Gas Production – Part 2: Cracking Resistant Carbon and Low Alloy Steels and the use of Cast Iron*. In.; 2003.
- NATHAN, S. R. BALASUBRAMANIAN, V. MALARVIZHI, S. RAO, A. G. **Effect of welding processes on mechanical and microstructural characteristics of high strength low alloy naval grade steel joints**. *Defence Technology*, 2015, v. 11, p. 308 – 317.
- NETO, Santos *et al.* Caracterização de soldas em aços API 5L com diferentes arames tubulares e temperaturas de preaquecimento. 2003.
- NORRISH, J.: “O que é MIG Sinérgico? ”. *Soldagem & Inspeção*. Nº 3, p. 16-18, 1995.

- NORRISH, J. A review of metal transfer classification in arc welding. **IIW doc**, v. 12, p. 1769-03, 2003.
- NUNES, C. S. Aços Maraging classe 350 e 250 como metal de solda nas juntas dissimilares usadas na indústria do petróleo. 2015. 136 f. Tese (Doutorado em Ciência de Materiais) - Centro de Tecnologia, Universidade Federal do Ceará, Fortaleza, 2015.
- NUNES, E. B. *et al.* Efeito da Energia de Soldagem sobre a Microestrutura e Propriedades Mecânicas da Zona Afetada pelo Calor de Juntas de Aço Inoxidável Duplex. **Soldagem&Inspeção**, v. 16, n. 3, p. 223-231, 2011.
- OLDEN, Vigdis *et al.* **The Effect of PWHT on the Material Properties End Micro Structure in Inconel 625 and Inconel 725 Buttered Joints.** Proceedings of OMAE 2003: the 22nd International Conference on Offshore Mechanics & Arctic Engineering. Cancun, Mexico 8-13 June 2003.
- OLIVEIRA, V. H. P. M. **Avaliação da tenacidade à fratura da região termicamente afetada pelo calor em juntas soldadas de aço api x80 em meio hidrogenado.** 2014. Tese de Doutorado. Universidade Federal do Rio de Janeiro.
- OLIVEIRA, G. L. G. D., **Soldagem dissimilar dos aços AISI 8630M E ASTM A182 F22 para aplicações subaquáticas.** 2013. Tese.(Doutorado em Engenharia e Ciências dos Materiais). Universidade Federal do Ceará, Ceará, 2013
- PAMNANI, R. KARTHIK, V. VASUDEVAN, M. SAKTHIVEL, T. **Evaluation of mechanical properties across micro alloyed HSLA steel weld joints using Automated Ball Indentation.** Materials Science & Engineering A, 2015, v. 651, p. 214 – 223.
- PEREZ, N., **Fracture Mechanics**, Kluwer Academic Publishers, Boston, 2004.
- PESSOA, A. R. P. **Revestimento de Ligas de Níquel pelo processo MIG/MAG com transferência por curto-circuito.** 2009. Tese de Doutorado. Dissertação (Mestrado em

Engenharia e Ciência dos Materiais). Departamento de Engenharia Metalúrgica e de Materiais. Universidade Federal do Ceará, Fortaleza, Ceará.

PINHEIRO, P. H. M. Efeitos da temperatura de interpasse sobre as alterações metalúrgicas e propriedades mecânicas de juntas dissimilares do aço ASTM A182-F22 soldadas com ligas de níquel. 2014. 137 f. Dissertação (Mestrado em Engenharia e Ciências de Materiais) - Centro de Tecnologia, Universidade Federal do Ceará, Fortaleza, 2014.

PIRES, J. Norberto; LOUREIRO, Altino; BÖLMSJO, Gunnar. **Welding robots: technology, system issues and application**. Springer Science & Business Media, 2006.

POKLUDA, J., SANDERA, P., **Micromechanisms of Fracture and Fatigue: In multiscale context**, Springer 2010.

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

PORTER, D.A., *et al.* Phase transformations in Metals and alloys, 2nd Ed., Chapman and Hall, New York, US, 1992.

QIU, H. *et al.* Fracture Mechanics and Toughness of the welding heat affected zone in structural steel under static and dynamic loading. *Metallurgical and materials transactions A*, v. 31A, p. 2785-2791, nov. 2000.

ROWE, M. D.; NELSON, T. W., LIPPOLD, J. C., “Hydrogen-induced cracking along the fusion boundary of dissimilar metal welds”. *Welding Journal*, v. 78, p. 31-s, New York, USA, 1999.

SATOH, K.; TOYODA, M. Fracture Toughness Evaluation of Welds with Mechanical Heterogeneity. *Transactions of the Japan Welding Society*, Osaka, v. 13, n. 1, p. 30-37, April 1982.

- 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.
- 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, Nº. 3, p.228-237, São Paulo, Jul/Set 2009.
- SCHWANKE, Rui Gustavo Lippert. Influência do metal de adição e da energia de soldagem na microestrutura e resistência à fadiga de juntas soldadas de aço de alta resistência e baixa liga DIN S700MC. 2017.
- SCOTTI, A., & PONOMAREV, V. (2008). *SOLDAGEM MIG/MAG Melhor entendimento Melhor desempenho*. São Paulo: Artliber Editora Ltda.
- SCOTTI, A.; PONOMAREV, V.; LUCAS, W. A scientific application oriented classification for metal transfer modes in GMA welding. **Journal of Materials Processing Technology**, v. 212, n. 6, p. 1406-1413, 2012.
- SHIN, S. Y.; HWANG, B.; LEE, S.; KIM, N. J.; AHN, S. S. Correlation of microstructure and charpy impact properties in API X70 and X80 line-pipe steels. **Materials Science and Engineering: A**, v. 458, n. 1-2, p. 281–289, 2007.
- 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, 2013, Chicago, Illinois, USA.
- SILVA, J. H. F., NOVA, A. M. V., BELTRÃO, D. M., SILVA, R. S. Comportamento mecânico-metalúrgico do aço AISI 4130 amanteigado com o Inconel 725. In: Congresso Brasileiro de Engenharia de Fabricação, 2017. Anais do IX Congresso Brasileiro de Engenharia de Fabricação, 2017a.
- SILVA, J. H. F., NOVA, A. M. V., BELTRÃO, D. M., SILVA, R. S. **Caracterização macro e microestrutural do aço aisi 4130 amanteigado com ligas de níquel pelo processo mig.**

In: 13º Congresso Ibero-americano de Engenharia Mecânica, 2017, Lisboa. CIBEM2017, 2017b.

SMITH.W. F, “**Nickel and Cobalt Alloys**”, Structure and Properties of Engineering Alloy, Ed Mc Graw Hill 2ed, Series Materials Science and engineering Series, pp487-536, 1993.

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

TAGAWA, T., MIYATA, T., AIHARA, S., OKAMOTO, K. Influence of martensitic island on cleavage fracture toughness of weld heat-affected zone in low carbon steels. In: International symposium on low-carbon steels for the 90's. Oct., 1993. P. 493-500.

TOYODA, M. *Fracture Toughness Evaluation of Steel Welds (Review Part II)*. Osaka University, Faculty of Engineering, Department of Welding and Production Engineering, Osaka, Japan, 1989.

WANG, Zhihui. **Study of the Martensite Structure at the Weld Interface and the Fracture Toughness of Dissimilar Metal Joints**. Welding Journal, August 1993.

WULPI, D. J. *Understanding How Components Fail*. 2nd Edition. ASM International, 1999.