



Universidade Federal da Paraíba

Centro de Tecnologia

Programa de Pós-Graduação em Engenharia Mecânica

Doutorado



**INFLUÊNCIA DO HIDROGÊNIO NA TENACIDADE À
FRATURA QUASE ESTÁTICA DE JUNTAS
DISSIMILARES AMANTEIGADAS E SOLDADAS COM
LIGAS DE NÍQUEL**

Por

Roneles de Santana Silva

*Tese de Doutorado apresentada à Universidade Federal da Paraíba para
obtenção do grau de Doutor em Engenharia Mecânica.*

RONELES DE SANTANA SILVA

**INFLUÊNCIA DO HIDROGÊNIO NA TENACIDADE À
FRATURA QUASE ESTÁTICA DE JUNTAS
DISSIMILARES AMANTEIGADAS E SOLDADAS COM
LIGAS DE NÍQUEL**

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

Orientador: Dr. José Hilton Ferreira da Silva.

Catálogo na publicação
Seção de Catalogação e Classificação

S586i Silva, Roneles de Santana.

Influência do Hidrogênio na Tenacidade à Fratura quase Estática de Juntas Dissimilares Amanteigadas e Soldadas com Ligas de Níquel / Roneles de Santana Silva. - João Pessoa, 2018.

173 f. : il.

Orientação: José Hilton Ferreira da Silva Silva.
Tese (Doutorado) - UFPB/CT.

1. Tenacidade a Fratura. 2. Juntas Dissimilares. 3. CTOD. 4. Fragilização por Hidrogênio. 5. TTAT. I. Silva, José Hilton Ferreira da Silva. II. Título.

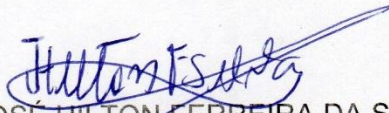
UFPB/BC

INFLUÊNCIA DO HIDROGÊNIO NA TENACIDADE À FRATURA QUASE ESTÁTICA DE JUNTAS DISSIMILARES AMANTEIGADAS E SOLDADAS COM LIGAS DE NÍQUEL

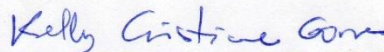
por

RONELES DE SANTANA SILVA

Tese aprovada em 31 de agosto de 2018



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



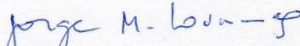
Prof.^a Dr.^a KELLY CRISTIANE GOMES DA SILVA
Examinador Interno - UFPB



Prof. Dr. JOSINALDO PEREIRA LEITE
Examinador Interno - UFPB



Eng. Dr. HIPÓLITO DOMINGO CARVAJAL FALS
Examinador Externo – Universidad de Oriente – Santiago-Cuba



JORGE MAGNER LOURENÇO
Examinador Externo - IFRN

AGRADECIMENTOS

A Deus por me proporcionar saúde, entendimento e disposição para vencer os desafios existentes ao desenvolvimento de pesquisas tecnológicas em nosso país.

Aos meus pais, Severino e Neusa, que confiaram em mim, sempre me incentivando a lutar pelos meus ideais.

Aos meus irmãos: Severino Filho (Branco), Breno, Dienes, que souberam ter paciência, e me apoiaram nos momentos que mais precisei através de palavras amigas e atos carinhosos.

As minhas tias Virginia (*in memorie*) e Lourdes pela oportunidade, pelo lar, pelo carinho e a pela compreensão.

A todos os familiares e amigos que com pequenos e grandes gestos contribuíram na elaboração desse trabalho.

Ao meu amigo e professor José Gonçalves de Almeida, por me acompanhar, incentivar e auxiliar neste trabalho acadêmico.

A minha esposa, Adelaide, por ser esta pessoa maravilhosa que apareceu na minha vida. Sempre atenciosa, paciente, amiga, companheira, carinhosa, que me incentiva a seguir em busca de meus projetos pessoais e profissionais.

Ao Professor e orientador Dr. José Hilton, por me acompanhar durante esse processo. E pela sua grande contribuição para execução desse trabalho.

Aos técnicos Arthur e Romualdo, aos amigos, Saulo, Esdras, Adiana, Fabrício, que participaram dessa caminhada, por todos os momentos de alegria e de tristeza.

Enfim, quero agradecer a todos que colaboraram de maneira direta ou indireta para construção deste sonho. Obrigado por tudo!

INFLUÊNCIA DO HIDROGÊNIO NA TENACIDADE À FRATURA QUASE ESTÁTICA DE JUNTAS DISSIMILARES AMANTEIGADAS E SOLDADAS COM LIGAS DE NÍQUEL

RESUMO

Uma sequência de falhas em juntas soldadas dissimilares em componentes de estruturas *offshore* submetidas a proteção catódica foi verificada nos últimos anos. As falhas ocorreram na interface do amanteigamento do flange de aços ARBL com a liga de níquel Inconel 625. Este fato tem gerado muitas pesquisas, que buscam as prováveis causas e soluções para o fenômeno. O presente trabalho tem como objetivo analisar a suscetibilidade das juntas soldadas dissimilares à fragilização pelo hidrogênio proveniente do sistema de proteção catódica através de ensaios de tenacidade à fratura quase-estática (CTOD), assim como o comportamento mecânico e microestrutural da interface dissimilar amanteigada do aço AISI 4130. O processo de soldagem MIG foi usado nas soldas de amanteigamento e fechamento da junta dissimilar. As variáveis de influência analisadas foram os modos de corrente convencional e pulsada, os tipos de metais de adição, o tratamento térmico de alívio de tensões (TTAT) e o hidrogênio proveniente do sistema de proteção catódica. As variáveis de respostas foram: a microestrutura e a microdureza na interface da solda de amanteigamento, a dureza da junta dissimilar e a tenacidade à fratura quase-estática da ZTA (Zona Termicamente Afetada) da junta amanteigada e soldada. Os resultados mostraram que o procedimento de soldagem é fundamental para o controle das Zonas Parcialmente Diluídas (ZPDs) na interface da solda de amanteigamento. Independentemente do modo de corrente e do metal de adição foi verificado que o TTAT tornou a interface mais frágil. Os resultados mostraram também que o tipo de metal de adição influenciou significativamente na resposta a tenacidade à fratura da junta dissimilar; os valores de CTOD mostraram que a tenacidade à fratura do aço AISI 4130 não foi influenciada pelo hidrogênio retido, porém mostraram que a ZTA do amanteigamento com o modo de corrente pulsada e Inconel 625 é mais susceptível a fragilização pelo hidrogênio.

Palavras chave: *Tenacidade à Fratura, Juntas Dissimilares, CTOD, Fragilização por Hidrogênio, TTAT.*

INFLUENCE OF HYDROGEN IN TENACITY TO THE ALMOST STATIC FRACTURE OF DISSIMILAR JOINTS LOCKED AND WELDED WITH NICKEL ALLOYS

ABSTRACT

A sequence of failures in dissimilar welded joints in components of offshore structures subjected to cathodic protection has been verified in recent years. The flaws occurred at the interface of the butterfly flange of ARBL steels with the Inconel 625 nickel alloy. This fact has generated a lot of research, which looks for the probable causes and solutions for the phenomenon. The present work aims to analyze the susceptibility of dissimilar welded union to hydrogen embrittlement from the cathodic protection system through quasi-static fracture toughness tests (CTOD), as well as the mechanical and microstructural behavior of the dissimilar butterfly interface of the steel AISI 4130. The MIG welding process was used in the butterfly welding and closure of the dissimilar joint. The influence variables analyzed were the conventional and pulsed current modes, the types of addition metals, the thermal stress relief treatment (TTAT) and the hydrogen from the cathodic protection system. The response variables were: the microstructure and the microhardness at the interface of the butterfly solder, the dissimilar joint hardness and the toughness to the quasi-static fracture of the ZTA (Thermally Affected Zone) of the butterfly and welded joint. The results showed that the welding procedure is fundamental for the control of the Partially Diluted Zones (ZPDs) in the butterfly welding interface. Regardless of the mode of current and the addition metal it was found that TTAT made the interface more fragile. The results also showed that the type of addition metal significantly influenced the fracture toughness response of the dissimilar joint; the values of CTOD showed that the fracture toughness of the AISI 4130 steel was not influenced by the retained hydrogen, however, it was shown that the ZTA of the butterfly like pulsed current mode and Inconel 625 is more susceptible to hydrogen fragility.

Keywords: *Fracture Toughness; Dissimilar Joint; CTOD;; Hydrogen Fragility; TTAT.*

SUMÁRIO

CAPÍTULO I	21
1. INTRODUÇÃO	21
1.1 CONTRIBUIÇÃO	23
1.2 OBJETIVOS	24
1.2.1 OBJETIVO GERAL	24
1.2.2 OBJETIVOS ESPECÍFICOS	24
CAPÍTULO II	25
2. FUNDAMENTAÇÃO TEÓRICA	25
2.1. Aços de alta Resistência e baixa liga (ARBL)	25
2.2 Ligas de níquel	26
2.2.1 Inconel 625	27
2.2.2. Inconel 725	28
2.3 Processo de soldagem GMAW (MIG/MAG)	29
2.3.1 Processo GMAW com corrente pulsada	30
2.4. Soldagem de amanteigamento	34
2.4.1. Juntas dissimilares com ligas de níquel para aplicações submarinas	35
2.4.2. Microestrutura do amanteigamento em juntas dissimilares	39
2.4.3. A Influência do TTAT em juntas dissimilares.	42
2.5 Danos por hidrogênio	44
2.5.1. Fragilização por hidrogênio	45
2.5.2. Trincas induzidas pelo hidrogênio	47
2.5.3 .Fragilização por hidrogênio associada ao sistema de proteção catódica	48
2.6 Mecânica da fratura aplicada a soldagem	51
2.6.1 Aplicação do parâmetro CTOD em juntas soldadas	57
2.6.2. Localização e orientação do plano para ensaio de CTOD em juntas soldadas	58
2.6.3. Tenacidade à fratura (CTOD) em juntas dissimilares	59
2.6.4. Influência do hidrogênio na tenacidade à fratura	62
CAPÍTULO III	64

3. MATERIAIS E MÉTODOS	64
3.1 Metal de base	64
3.2 Consumíveis	66
3.3. Procedimento de soldagem	67
3.3.1 Soldagem de amanteigamento	67
3.3.1.1 Usinagem e tratamento térmico de alívio de tensão (TTAT)	71
3.3.1.2 Caracterização da interface da solda do amanteigamento	72
3.3.1.3 Ensaios de dureza e microdureza	73
3.3.2. Metodologia para a soldagem de fechamento.	74
3.4 Caracterização mecânica da junta soldada	77
3.4.1 Ensaio de tração	77
3.4.2 Ensaio de dureza na junta	79
3.4.3 Ensaios de tenacidade à fratura (CTOD)	79
3.4.3.1 Confeção dos corpos de provas	80
3.4.3.2 Pré-trinca de fadiga	82
3.4.4 Metodologia para realização do ensaio de CTOD	84
3.5 Processo de hidrogenação dos corpos de prova	85
3.6 Fluxograma da Metodologia Aplicada	88
CAPÍTULO IV	89
4. RESULTADOS E DISCUSSÕES	89
4.1 Modo de corrente de soldagem	89
4.2 Caracterização microestrutural	91
4.2.1 Caracterização dos aços AISI 4130 e ASTM A36	91
4.2.2. Caracterização do metal de solda(Inconel 625)	92
4.2.3. Caracterização do metal de solda (Inconel 725)	94
4.2.4. Caracterização da ZTA do Aço AISI4130 amanteigado com Ligas de Níquel	96
4.2.5. Interface dissimilar da solda de amanteigamento do aço AISI 4130 com Inconel 625	98
4.2.6. Interface dissimilar do amanteigamento do AISI 4130 com Inconel 725	105
4.3. Influência do TTAT na interface do amanteigamento	110
4.3.1 Microdureza pontuais na interface das soldas de	111

amanteigamento sem TTAT	
4.3.2 Microdureza pontuais na interface das soldas de	114
amanteigamento com TTAT	
4.4 Caracterização mecânica da junta amanteigada e soldada	120
4.4.1 Análise da dureza da ZTA da junta amanteigamento e soldada	121
4.4.2 Análise da microdureza da junta na região do amanteigamento	124
4.4.3 Análise dos ensaios de tração	131
4.4.4 Ensaios de tenacidade à fratura (CTOD)	133
4.4.4.1 Ensaio de CTOD do metal de base e ZTA sem hidrogenação	135
4.4.4.2 Fractografias das superfícies de fratura dos espécimes sem	142
hidrogenação	
4.3.5 Ensaios com hidrogenação	147
4.3.5.1 Ensaios de tração hidrogenado	147
4.3.5.2 Ensaios de mecânica da fratura (CTOD) com hidrogenação	149
4.5.2.3 Fractografias das superfícies de fratura após a hidrogenação	154
4.5.2.4 Propagação da trinca nos ensaios de CTOD	160
CAPÍTULO V	164
5 CONCLUSÕES	164
CAPÍTULO VI	166
6 SUGESTÕES PARA TRABALHOS FUTUROS	166
CAPÍTULO VII	167
7 REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS	167

LISTA DE FIGURAS

Figura 1.1	a) Representação esquemática da junta dissimilar; b) Falhas na interface do amanteigamento em flanges de aço AISI 8630M/Inconel 625 mar do norte.	22
Figura 2.1	Esquema da transferência metálica por corrente pulsada (Praveen et.al., 2006)	31
Figura 2.2	Junta dissimilar com Inconel 625 com o uso do amanteigamento(DODGE, 2012)	34
Figura 2.3	Representação de uma solda dissimilar 8630/625 nos <i>manifolds</i> de <i>Thunder Horse</i> e o local da falha. (Fonte: BURK et al., 2010; NOVA, 2018)	36
Figura 2.4	Tipica junta dissimilar conectando a tubulação com HUB de aço ARBL(HALDORSEN et al., 2017)	37
Figura 2.5	Falhas geradas entre a interface de um HUB amanteigado e a tubulação (HALDORSEN et al., 2017)	37
Figura 2.6	Exemplo de <i>manifolds</i> recuperado com amanteigamento e solda de fechamento	38
Figura 2.7	Esquema da distribuição da microestrutura em torno da interface do amanteigamento do aço baixa liga (BEAUGRAND et al., 2009)	40
Figura 2.8	Interface aço ARBL/ Inconel625 mostrando as diversas zonas (adaptado de OLIVEIRA, 2014)	40
Figura 2.9	Propagação de trinca na interface de uma junta dissimilar; a) em ensaio de CTOD; b) Em uma Zona Φ -S; c) Provocada pelo hidrogênio; d) Morfologia de falhas	42
Figura 2.10	Efeito do TTAT na dureza da interface e suas zonas (DAI & LIPPOLD, 2018).	44
Figura 2.11	Sistema de celular de proteção catódica por corrente impressa.	49
Figura 2.12	Modos de carregamento aplicados a uma trinca. a) Modo I – abertura; b) Modo II – Cisalhamento no plano; c) Modo III – Cisalhamento fora do Plano.	52
Figura 2.13	Deslocamento CTOD (δ) de abertura da ponta de uma trinca decorrente da quebra de agudez provocada pelo escoamento à sua	53

	frente. (ANDESON, 2005).	
Figura 2.14	Tipos de curvas de resposta encontradas em ensaios de tenacidade à fratura.(ISO 12135: 2002).	35
Figura 2.15	Corpo de Prova tipo SE(B); a) quando tem suporte de fixação $z \neq 0$; b) Para $z=0$.	55
Figura 2.16	Procedimento para obtenção do V_p	57
Figura 2.17	Desenho esquemático do seccionamento de uma junta soldada (API RP 2Z, 2005)	58
Figura 2.18	Código utilizado na definição do plano da pré trinca de fadiga em função da orientação da solda em uma junta. (ISO 15653:10).	59
Figura 2.19	Ilustração esquemática da deformação assimétrica de juntas interfaciais (DONATO, 2008).	61
Figura 2.20	Trinca interfacial em uma junta dissimilar corpo de prova SE(B) sob flexão em quatro pontos. (KIM <i>et al.</i> , 2003).	61
Figura 3.1	Tratamento térmico do aço AISI 4130. a) Têmpera em água; b) Revenido ao ar	65
Figura 3.2	Etapas utilizadas na metodologia da pesquisa: a) Estrutura utilizada para o amanteigamento e b) Preaquecimento entre 240°C a 280°C	69
Figura 3.3	Metodologia adotada para o processo de amanteigamento (NOVA 2017)	70
Figura 3.4	Posição da sobreposição dos cordões	70
Figura 3.5	Operação de fresamento das placas amanteigadas	71
Figura 3.6	Ciclo térmico do tratamento térmico de alívio de tensão.	72
Figura 3.7	Ataque eletrolítico para revelação da microestrutura do metal de solda.	73
Figura 3.8	Perfis de microdureza e dureza realizado na interface do amanteigamento; a) Microdureza; b) Dureza HRB	74
Figura 3.9	Chanfro em forma de J para o aço ASTM-A36 seguindo o padrão do AISI4130.	74
Figura 3.10	Junta soldada com INCONEL 725 no modo de corrente convencional	77
Figura 3.11	Espécimes para ensaios de tração (ASTM E 8M-04 (2008) a) dimensões;b) localização para retirada das espécimes	78

Figura 3.12	Localização das medições de dureza da junta soldada no plano transversal,	79
Figura 3.13	Metodologia adotada para os ensaios de CTOD em ambas as condições	80
Figura 3.14	Geometria das espécimes tipo SE(B) para ensaios de CTOD com flexão em três pontos	81
Figura 3.15	Orientação para retirada da espécimes de CTOD na Junta e MB	81
Figura 3.16	Confecção do entalhe na junta soldada: a) Inconel 625 com modo de corrente pulsada; b) Inconel 725 com modo de corrente convencional.	82
Figura 3.17	Máquina <i>ServoPulser</i> utilizada nos ensaios juntamente com os suportes para flexão em três pontos. (LEM/CT/UFPB).	83
Figura 3.18	a) Corpo de Prova após o levantamento da curva Carga vs (CMOD) e b) Corpo de prova após a fraturado com a pré-trinca de fadiga.	84
Figura 3.19	Curva Carga vs (COMD) obtida em um dos ensaio para o calculo do CTOD de carga máxima	85
Figura 3.20	Sistema montado para o processo de hidrogenação	86
Figura 3.21	Procedimento adotado nos corpos de prova para o processo de hidrogenação; a) corpos de provas de CTOD; b) corpos de provas na cuba para dopagem por hidrogênio	87
Figura 3.22	Espécimes após o processo de hidrogenação ; a) Tração b) CTOD	87
Figura 3.23	Organograma das atividades desenvolvidas	88
Figura 4.1	.Oscilogramas da corrente/tensão x tempo para o Inconel 625: a) e b) Modo de corrente pulsada; c) e d) Corrente de corrente convencional.	90
Figura 4.2	Oscilogramas da corrente/tensão x tempo para o Inconel 625: a) e b) Modo de corrente pulsada; c) e d) Modo de corrente convencional.	90
Figura 4.3	Metais de base como fornecido; a) Aço AISI 4130; b) Aço ASTM A36 laminado.	92
Figura 4.4	Microestrutura do Aço AISI 4130; a) Temperado e revenido; b) Após o TTAT.	92
Figura 4.5	Micrografia obtida por MEV do metal de solda do arame Inconel	93

Figura 4.6	Composição Química através de EDS em um precipitado com aspecto cúbico.	94
Figura 4.7	Microestrutura Inconel 725 como soldado (modo convencional)	95
Figura 4.8	Microestrutura Inconel 725 como soldado (modo Pulsado)	95
Figura 4.9	Microestrutura da interface da solda de amanteigamento com Inconel 625 e corrente convencional: a) a aproximadamente 1mm da linha de fusão e b) Interface do amanteigamento.	96
Figura 4.10	Microestrutura da interface da solda de amanteigamento com Inconel 625 e corrente pulsada: a) a aproximadamente 1mm da linha de fusão e b) Interface do amanteigamento	97
Figura 4.11	Microestrutura da interface da solda de amanteigamento com Inconel 725: a) e b) Modo de corrente convencional, a 1mm da linha de fusão e próxima a interface do amanteigamento, respectivamente; c) e d) Modo de corrente pulsada e próxima a interface do amanteigamento, respectivamente.	97
Figura 4.12	Macroestrutura da seção transversal da solda de amanteigamento: a) Corrente convencional;b) Corrente pulsada	98
Figura 4.13	Microestrutura da interface dissimilar do aço AISI 4130 amanteigado com Inconel 625 e corrente pulsada: a) Zona Φ -C e Zona Δ RGG); b) Zona Φ , Zona Δ (RGG) e Zona π .	99
Figura 4.14	Microestrutura da interface dissimilar do aço AISI 4130 amanteigado com Inconel 625 e corrente convencional: a) Zona Φ , Zona Δ (RGG), Zona π e Zona M; b) Zona Φ -C , Zona Δ (RGG)	99
Figura 4.15	Interface do amanteigamento AISI 4130/Inconel 625: a) Zona M(martensítica); b) Zona Φ .	102
Figura 4.16	Micrografia com a presença da Zona π contendo precipitados finos.	103
Figura 4.17	Perfil de composição química ao longo da interface do amanteigamento com corrente convencional.	103
Figura 4.18	Perfil de composição química ao longo da interface do amanteigamento com corrente pulsada.	104
Figura 4.19	Macroestrutura da seção transversal da solda de amanteigamento do	105

	aço AISI 4130 com Inconel 725: a) Modo de corrente convencional e b) Modo de corrente pulsada.	
Figura 4.20	Microestrutura da interface dissimilar do aço AISI 4130 com Inconel 725 no modo de corrente convencional: a) Zona Φ, Zona M, Zona Δ e b) "dedos", Zona Δ.	106
Figura 4.21	Microestrutura da interface dissimilar do aço AISI 4130 com Inconel 725 no modo de corrente pulsada: a) Zona Φ, Zona Δ e b) "Ilhas" do metal de base no metal de solda, Zona Φ-C.	106
Figura 4.22	Perfil de composição química ao longo da interface da solda de amanteigamento com a presença de uma "ilha" com o modo de corrente pulsada	108
Figura 4.23	Perfil de composição química ao longo da interface da solda de amanteigamento com a presença de uma zona Φ com o modo de corrente convencional	108
Figura 4.24	Formação de Zona M na interface aço 4130/Inconel 725	109
Figura 4.25	Perfil de composição química ao longo da interface da solda de amanteigamento com a presença de uma Zona M.	110
Figura 4.26	Microdureza na interface do amanteigamento do aço AISI 4130 com Inconel 625 no modo de corrente convencional: a) Zona M, Zona Δ e b) Zonas Φ-C, Zona π	111
Figura 4.27	Microdureza na interface do amanteigamento do aço AISI 4130 com Inconel 625 no modo de corrente pulsada: a) Zona M, Zona Δ e b) Zonas Φ-C, Zona π Pulsada. a) "Redimoilhos"; b) Zonas Φ; Zona π, Zona Δ	112
Figura 4.28	Microdureza nas distintas zonas da interface AISI 4130/Inconel 725: a) Modo de corrente convencional e b) Modo de corrente pulsada	113
Figura 4.29	Interface da solda de amanteigamento aço AISI 4130/Inconel 725, modo de corrente pulsada com TTAT: a) Zona M, Zona Δ-D, b) Zona M, Zona Δ-D, c) "redemoinhos", Zona M, Zona Δ-D e d) "redemoinhos", Zona M, Zona Δ-D.	115
Figura 4.30	Perfil de microdureza após TTAT na interface do amanteigamento	116
Figura 4.31	Perfil de microdureza na zona Φ, antes e após o uso do TTAT.	116

Figura 4.32	Perfil de microdureza na Zona M após TTAT, modo de corrente convencional.	118
Figura 4.33	Perfil de microdureza na Zona M após TTAT, modo de corrente pulsada	118
Figura 4.34	Perfil de microdureza na Interface aço AISI 4130/ Inconel 725 com formação de Zona M.	119
Figura 4.35	Perfil de microdureza na Interface aço AISI 4130/ Inconel 725com formação de Zonas M e "redemoinhos"	119
Figura 4.36	Dureza na interface do amanteigamento, com TTAT.	121
Figura 4.37	Dureza na Interface do amanteigamento sem o TTAT	122
Figura 4.38	Perfil de dureza da solda de amanteigamento do aço AISI 4130 (ELIAS & PARANHOS, 2015).	123
Figura 4.39	Microdureza na Interface do amanteigamento com Inconel 625 após o TTAT: a) Modo de corrente pulsada e b) Modo de corrente convencional.	127
Figura 4.40	.Microdureza na Interface do amanteigamento com Inconel 725 após o TTAT. a) Modo de corrente pulsada e b) Modo de corrente convencional.	128
Figura 4.41	.Microdureza na interface do amanteigamento com Inconel 625 e sem TTAT: a) Modo de corrente pulsada e b) Modo de corrente convencional.	129
Figura 4.42	Microdureza na Interface do amanteigamento com Inconel 725 após o TTAT:a) Modo de corrente pulsada e b) Modo de corrente convencional.	130
Figura 4.43	Curvas dos ensaios de tração nas condições, "C.F", T e R, e após o TTAT	132
Figura 4.44	Curvas dos ensaios de tração na região da interface	133
Figura 4.45	Curvas de resposta Carga (P) vs. CMOD resultantes dos ensaios de mecânica da fratura nos espécimes sem hidrogenação para MB.	135
Figura 4.46	Curvas de resposta Carga (p) vs. CMOD, espécimes sem hidrogenação na ZTA: a) Inconel 625 b) Inconel 725.	136
Figura 4.47	Pré-trinca de fadiga e trinca de ensaio para o cálculo de CTOD no metal de base	137

Figura 4.48	Gráfico mostrando a distribuição dos resultados de CTOD nas cinco condições estabelecidas.	141
Figura 4.49	Fractografias da superfície de fratura do metal de base sem hidrogenação	142
Figura 4.50	Fractografia da ZTA do aço AISI 4130 amanteigado com Inconel 625 modo de corrente convencional; a) 408X e b) 2000X	143
Figura 4.51	Fractografias da ZTA do aço AISI 4130 amanteigado com Inconel 626 modo de corrente pulsada ; a) trinca de ensaio e pré-trinca de fadiga, b) 2000X; c) 4000X; d) 2000X.	143
Figura 4.52	Fractografias da ZTA do aço AISI 4130 amanteigado com Inconel 725 modo de corrente convencional: a) Trinca de ensaio e pré-trinca de fadiga, b)2000X, c) 4000X e d) 2000X.	144
Figura 4.53	Fractografias da ZTA do aço AISI 4130 amanteigado com Inconel 725 modo de corrente Pulsada.	145
Figura 4.54	Propagação de trinca na Interface modo de corrente pulsada da espécime IN725P-Z3.	146
Figura 4.55	Curvas Tensão x Deformação para os ensaios de tração com e sem hidrogenação	148
Figura 4.56	Curvas de resposta P vs. CMOD resultantes dos ensaios de mecânica da fratura nos espécimes do MB com hidrogenação	149
Figuras 4.57	Curvas P vs.(CMOD) da Junta Hidrogenada com Inconel 625. a) modo convencional; b) pulsado	150
Figuras 4.58	Curvas P vs.(CMOD) da Junta Hidrogenada com Inconel 725. a) modo convencional; b) modo pulsado	150
Figura 4.59	Gráfico mostrando a distribuição dos resultados de CTOD em todas as condições estabelecidas com e sem hidrogenação.	154
Figura 4.60	Fractografias da superfície de fratura da junta amanteigada e soldada com Inconel 625, modo de corrente pulsada,com hidrogenação.	155
Figura 4.61	Fractografias da superfície de fratura da junta amanteigada e soldada com Inconel 625 e modo de corrente convencional.	156
Figura 4.62	Fractografias da superfície de fratura da junta amanteigada e soldada com Inconel 725 MIG e modo de corrente pulsada, com	157

	hidrogenação.	
Figura 4.63	Fractografias da superfície de fratura da junta amanteigada e soldada com Inconel 725 MIG e modo de corrente convencional, com hidrogenação.	158
Figura 4.64	Fractografias da superfície de fratura da junta soldada dissimilares na interface; a) "redemoinhos", b) Zona M e Zona Φ , c) fratura intergranular (NOVA (2018) e d) fratura intergranular na Interface AISI 8630/Inconel 625 (DODGE, 2014).	159
Figura 4.65	Macrografia da propagação de trinca no ensaio de CTOD: a) Inconel 625, modo de corrente convencional; b) Inconel 625, modo de corrente pulsada; c) Inconel 725, modo de corrente convencional e d) Inconel 725, modo de corrente pulsada.	160
Figura 4.66	Propagação de trinca na ZTA (Li et al., 2015).	161
Figura 4.67.	Propagação da trinca na Zona Δ para o espécime IN625C-CP1	162
Figura 4.68	Campo de Tensão/ Deformação a frente da ponta da trinca a) <i>undermatch</i> $M=0,8$; b) <i>evenmatch</i> , $M=1$ DONATO (2008).	163

LISTA DE TABELAS

Tabela 3.1	Composições químicas do aço AISI 4130	64
Tabela 3.2	Composição química do aço ASTM A 36 (% massa) segundo o fabricante	66
Tabela 3.3	Composição química do arame (massa), segundo o fabricante. AWS ERNiCrMo-15(Inconel 725)/AWS ERNiCrMo-3(Inconel 625) (%)	66
Tabela 3.4	Parâmetros de soldagem para os diferentes arames no MIG convencional	68
Tabela 3.5	Parâmetros utilizados para o passe de raiz	75
Tabela 3.6	Parâmetros utilizados para a soldagem de fechamento	76
Tabela 3.7	Nomenclatura adotada para os ensaios de tração	78
Tabela 4.1	Microdureza em toda interface do amanteigamento	125
Tabela 4.2	Resultados dos ensaios de tração.	131
Tabela 4.3	Nomenclatura adotada para os ensaios de CTOD	134
Tabela 4.4	Resultados dos valores de CTOD para pré-trinca de fadiga localizada no MB na condição sem hidrogenação.	138
Tabela 4.5	Resultados dos valores de CTOD para pré-trinca de fadiga localizada na ZTA do amanteigamento com Inconel 625 na condição sem hidrogenação.	138
Tabela 4.6	Resultados dos valores de CTOD para pré-trinca de fadiga localizada na ZTA do amanteigamento com Inconel 725 na condição sem hidrogenação.	139
Tabela 4.7	Resultados dos ensaios de tração, após dopagem com hidrogênio	148
Tabela 4.8	Resultados dos valores de CTOD para pré-trinca de fadiga localizada no MB na condição com hidrogenação.	151
Tabela 4.9	Resultados dos valores de CTOD para pré-trinca de fadiga localizada na ZTA do amanteigamento com Inconel 625 na condição com hidrogenação.	151
Tabela 4.10	Resultados dos valores de CTOD para pré-trinca de fadiga localizada na ZTA do amanteigamento com Inconel 725 na condição com hidrogenação.	152

LISTA DE SÍMBOLOS E ABREVIATURAS

AISI	<i>American Iron and Steel Institute.</i>
API	<i>American Petroleum Institute.</i>
ARBL	Alta Resistência e Baixa Liga.
ASTM	<i>American Society for Testing and Materials.</i>
AWS	<i>American Welding Society.</i>
CCC	Cúbico de Corpo Centrado.
CFC	Cúbico de Face Centrado.
CTOD	<i>Crack Tip Opening Displacement.</i>
DMS	Dissimilaridade do Metal de Solda.
EDS	<i>Electrons Dispersative Spectre.</i>
GMAW	<i>Gas Metal ArcWelding</i>
I _F	Índice de fragilização.
I _b	Corrente de base
I _p).	Corrente de pulso
T _p	Tempo de pulso
T _b	Tempo de base
K _{IC}	Fator de intensidade de fator crítico.
M	grau de dissimilaridade
MB	Metal de Base
MET	Microscopia Eletrônica de Transmissão
MEV	Microscopia eletrônica de varredura.
MFEL	Mecânica da Fratura Linear Elástica
MFEP	Mecânica da Fratura Elasto-Plástica
MIG	<i>Metal Inerte Gás.</i>
MO	Microscopia Ótica.
MS	Metal de Solda.
NaCl	Cloreto de Sódio.
NOD	<i>Notch Open Displacement.</i> (Deslocamento da Abertura da Trinca).
ROVs	Veículo submarino operado remotamente
SAE	<i>Society American Engineer.</i>
SIMS	<i>scanning secondary ion masss pectrometry</i>
T _L	Temperatura líquida.
TTAT	Tratamento Térmico de Alívio de Tensões.
V	Velocidade de Soldagem.

V_p	Componente plástico de abertura da trinca.
ZPD	Zona Parcialmente diluída.
ZTA	Zona Termicamente Afetada.
δ	Deslocamento da abertura na ponta da trinca ou CTOD.
δ_c	Valor δ para qual ocorre à fratura em crescimento estável da trinca (<2mm).
δ_{el}	Componente elástica.
δ_{HS}	CTOD com material mais resistente.
δ_{LS}	CTOD com material menos resistente.
δ_{pl}	Componente plástica.
δ_m	Valor δ para o qual se atinge a força máxima antes da fratura.
δ_u	Valor δ para qual ocorre à fratura em crescimento estável da trinca (>2mm).
ΔK	Fator de intensidade de tensão.
IIW	<i>Institute International Welding.</i>

CAPÍTULO I

1 INTRODUÇÃO

A exploração e produção de petróleo em ambientes subaquático têm exigido cada vez mais materiais, procedimentos e processos de soldagem que possam, de forma econômica e viável, suprir os requisitos de engenharia, segurança e meio ambiente necessários para o funcionamento dos diversos componentes utilizados.

É comum, na indústria de Óleo e Gás, o emprego de componentes forjados de alta espessura, em aços de alta resistência, para fabricação de equipamentos submarinos, como árvores de natal, *manifolds* e *jumpers*.

Juntas dissimilares são frequentemente utilizadas pela indústria de petróleo e gás na união desses componentes, permitindo a transição entre válvulas, conectores, reguladores de fluxo, entre outros. Geralmente esses componentes estruturais são fabricados em aços de alta resistência e baixa liga (ARBL) e tubulações adjacente em aços de menores resistências (API 5L X65, X70).

Na confecção dessas juntas dissimilares técnicas especiais são utilizadas. Nesse caso antes da união, realiza-se previamente no flange de aço ARBL um amanteigamento e na sequência o flange é submetido a um TTAT (Tratamento Térmico de Alívio de Tensões) para reduzir o nível de tensões e manter a ZTA da solda de amanteigamento dentro dos critérios de dureza estabelecidos pela norma NACE MR 0175 (2009). Após esse procedimento realiza-se a soldagem de fechamento com a tubulação. 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 como mostra a Figura 1.1(a). Na tentativa de impedir a corrosão destes equipamentos em ambientes marinhos utiliza-se, entre algumas técnicas, a proteção catódica.

Apesar de vários anos de uso bem sucedido, ocorreram uma sequência de falhas nos últimos anos. Um dos casos mais divulgados de falhas em juntas dissimilares foi na interface AISI 8630/Inconel625 em *manifolds* que correu em 2006 na plataforma *Thunder Horse* operada pela BP no Golfo do México. Durante o pré-comissionamento foram detectados vazamentos em diversas juntas dissimilares, com o trincamento passante na interface (BURK e RIBARDO, 2010).

Problemas dessa natureza também foram verificados no Mar do Norte em juntas dissimilares AISI 8630-Inconel 725 e AISI 8630-Inconel 625 (FESKE, 2010). A Figura 1.1(b) mostra um esquema para a confecção da junta, e na sequência o flange de aço AISI 8630M e o metal de adição Inconel 625 com fratura circunferencial na interface do amanteigamento .

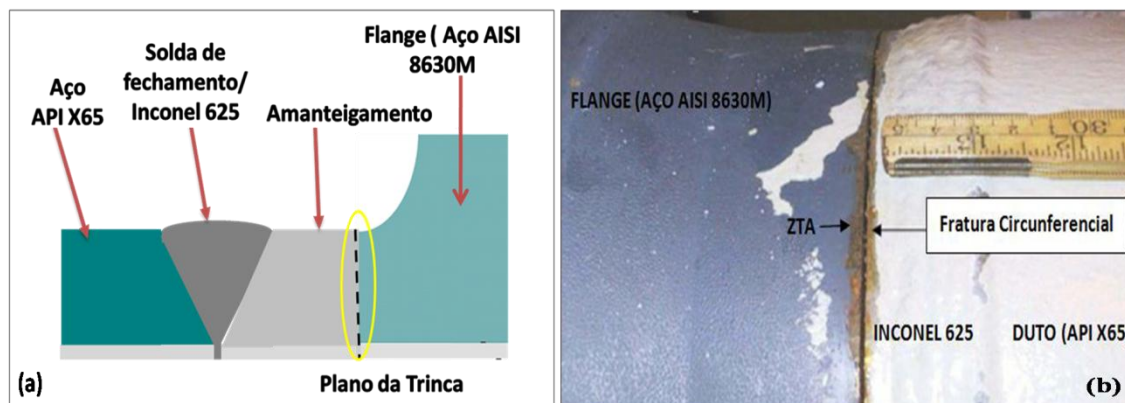


Figura 1.1 a) Representação esquemática da junta dissimilar; b) Falhas na interface do amanteigamento em flanges de aço AISI 8630M/Inconel 625 Mar do Norte.

Em Janeiro de 2013, a Statoil detectou um vazamento em uma extremidade chamada de *HUB* (Flange). A fratura estava localizada na linha de fusão do amanteigamento entre o aço AISI 8630M e o Inconel 625. Em 2014, a Statoil verificou mais duas falhas em juntas dissimilares, ocorrendo em circunstâncias semelhantes no mesmo campo de exploração. Em setembro de 2015, uma falha também similar, ocorreu na interface do amanteigamento entre o aço ASTM F22M com Inconel 625 (HALDORSEN et al., 2017).

Após uma série de investigações, atribuiu-se a falha à fragilização da microestrutura na interface dissimilar pelo hidrogênio oriundo da proteção catódica (BURK e RIBARDO, 2010; KVAALE et al., 2004; MILITITSKY et al., 2010) O grande desafio à época das falhas, e que permanece até hoje, é identificar as condições únicas que levaram às falhas de apenas um pequeno número de componentes em campo, embora com grandes consequências.

A interface do amanteigamento gerada nessas juntas dissimilares é frequentemente apontada como a região mais crítica. Essa região e a grande quantidade de hidrogênio atômico adsorvido na superfície da junta provenientes do sistema de proteção catódica são apontados como as prováveis causas das falhas. É observado que os elevados níveis de diluição impostos pelo processo de soldagem, podem, além de reduzir a resistência a corrosão pela incorporação de ferro proveniente do metal de base, promover a formação de microestruturas definidas como zonas parcialmente diluídas (ZPD's), que são fundamentalmente martensíticas, duras e

frágeis, sobre a linha de fusão. As ZPD's, mesmo após o TTAT, tornam os componentes soldados susceptíveis a falhas em operação, seja pela formação de martensita e/ou pela intensa precipitação de carbonetos, (ALMEIDA, 2014; DODGE, 2014).

As microestruturas da interface têm portanto um papel determinante na suscetibilidade da junta à fragilização por hidrogênio. Atualmente, entende-se que a suscetibilidade é fortemente afetada pelos procedimentos que combinam o metal de base, metal de solda, procedimento de soldagem e TTAT (BEAUGRAND et al., 2009).

Sendo assim é essencial a aplicação de materiais e procedimentos de soldagem associados que envolvam a escolha de procedimentos e técnicas que permitam conciliar taxa de deposição com produção de soldas com baixos níveis de diluição que produzam juntas dissimilares resistente à fragilização pelo hidrogênio

Diante deste contexto, a motivação principal deste trabalho veio da necessidade de encontrar o melhor procedimento de soldagem e o material adequado que venham minimizar ou sanar os efeitos do hidrogênio em juntas dissimilares aplicadas em estruturas *offshore* sobre proteção catódica.

1.1 Contribuição

Este trabalho tem o propósito de contribuir com um estudo inovador e informações essenciais de junta dissimilares entre o aço AISI 4130 com diferentes ligas de níquel, aplicadas em componentes da indústria de petróleo e gás sob o efeito do hidrogênio gerado no sistema de proteção catódica, apartir:

- (i) do procedimento de soldagem mais apropriado para juntas dissimilares;
- (ii) da análise de tenacidade à fratura através de ensaio de CTOD na interface da solda de amanteigamento;
- (iii) da caracterização mecânica e metalúrgica da interface do amanteigamento;
- (iv) do efeito do TTAT na interface do amanteigamento.

1.2 Objetivos

1.2.1 Objetivo Geral

Analisar o efeito do hidrogênio provenientes do sistema de proteção catódica sobre a tenacidade à fratura quase estática através de ensaio CTOD em juntas dissimilares constituídas do aço AISI 4130 previamente amanteigado e soldado ao aço ASTM A36 com diferentes ligas de níquel.

1.2.2 Objetivos Específicos

- Caracterizar a microestrutura da interface das soldas de amanteigamento do aço AISI 4130 com os metais de adição ERNiCrMo-3(Inconel 625) e o ERNiCrMo-15(Inconel 725), através de análises por microscopia óptica e eletrônica de varredura;
- Analisar o efeito do TTAT na interface da solda de amanteigamento;
- Avaliar os efeitos do procedimento de soldagem com os modos de corrente convencional e pulsada sobre as propriedades mecânicas e microestruturais da junta soldada dissimilar;
- Avaliar os mecanismos de fraturas dos espécimes após os ensaio de CTOD.

CAPÍTULO II

2 FUNDAMENTAÇÃO TEÓRICA

Inúmeras estruturas submarinas são soldadas e possuem juntas dissimilares para permitir a conexão de *flowlines* e *risers* rígidos com os flanges presentes em *manifolds*, válvulas, reguladores de fluxo, árvores de natal ou outros equipamentos submarinos. Esses componentes estruturais geralmente são fabricados em aços de alta resistência e baixa liga (ARBL).

2.1 Aços de alta resistência e aixa liga(ARBL)

Com os avanços na exploração de petróleo e gás em águas profundas, aumenta ainda mais a demanda por materiais e processos de fabricação que respondam com garantia e eficiência as agressividades físicas, químicas e sísmicas. Diante da necessidade de combinar alta resistência com elevada tenacidade do material, buscou-se o desenvolvimento e produção dos aços de alta resistência e baixa liga (ARBL)

Inicialmente, foram desenvolvidos, para atender às necessidades das indústrias de petróleo e gás. Esses aços têm como principais característicasalta resistência à tração e tenacidade(AMARAL et al., 2017).

De acordo com Albuquerque et al. (2010), essas propriedades possibilitaram a redução do peso das tubulações e, conseqüentemente, redução de custos de fabricação, transporte e instalação.

Essa classe de aços vem sendo cada vez mais utilizada em diferentes aplicações nos campos, além de petrolíferos, estruturais, automotivos e navais. Suas composições químicas podem variar, geralmente apresentam reduzido teor de carbono, com o intuito de aumentar a soldabilidade e tenacidade, e variadas combinações de elementos de liga (Mn, Cu, Cr, Ni, Mo, Nb, Al, V, e Ti) para melhorar suas resistências mecânicas e a oxidação (HIPPERT, 2004).

Nos setores petrolíferos são muito utilizados em componentes estruturais para impedir a ruptura de sistemas submarinos e conectores. Esses conectores são, geralmente, produzidos em aços ligas do tipo ARBL como o F22, AISI 8630 e 8630M e AISI 4130. Nessas aplicações esses conectores geralmente são revestidos com a liga de níquel (Inconel 625) para evitar a corrosão (GARZA, 2017).

Dentre esses aços o AISI 4130 apresenta percentuais bem significativos de Cromo-Molibdênio, além disso, é bastante conhecido por suas propriedades de alta resistência mecânica a altas temperaturas (EMAMIAN et al., 2010). Na condição de temperado e revenido, ele combina resistência e ductilidade.

Segundo Dufour (2002), os aços de baixa liga da família AISI/SAE 41XX, especialmente o AISI4130 e o AISI4140, estão entre os aços mais usados na indústria do petróleo, em aplicações em que altas resistências são requeridas, como em corpos pressurizados, *flanges*, *bonnets*, *hangers*, pistões de operação, *Hubs* (flanges), elementos de fixação, entre outras. Destacam-se, também, por atender com certa facilidade, quando tratados termicamente, os níveis de resistência requeridos pelos códigos API (*American Petroleum Institute*); por serem relativamente de baixo custo e bastante disponíveis no mercado, além de apresentar boa soldabilidade.

Outra área de bastante aplicação do aço AISI 4130 é a fabricação de riser para a indústria de petróleo. Os *risers* de aço AISI 4130 são, geralmente, revestidos por soldagem com ligas de níquel do tipo Inconel com o objetivo de aumentar sua resistência à corrosão (ELIAS & PARANHOS, 2014).

2.2 Ligas de níquel

As ligas à base de níquel compõem uma das mais importantes classes de materiais utilizados na engenharia. São usadas em diferentes setores da indústria para prolongar a vida útil de vários componentes. São selecionadas para uma vasta faixa de meios corrosivos e oxidantes, por combinarem ductilidade e tenacidade, elevada resistência mecânica à alta temperatura com excelente resistência à oxidação (DUPONT et al., 2009).

Uma das formas de solucionar os problemas relativos à vida útil dos equipamentos e reduzir o número de paradas não programadas ou inesperadas para realização de reparos, a Petrobras, através de estudos preliminares do Centro de Pesquisa da Petrobrás – CENPES, recomenda o uso das ligas de níquel como uma das alternativas para adequar ou substituir componentes metálicos que compõem os equipamentos das unidades de produção e refino. Apesar das ligas de níquel constituírem uma alternativa viável para substituir ou adequar os equipamentos empregados nestas unidades, o elevado custo de fabricação de equipamentos ou de componentes maciços constituídos por estas ligas fazem com que sejam geralmente construídos por materiais menos nobres, como os aços C-Mn e baixa liga e posteriormente revestidos com as ligas de níquel (PESSOA et al., 2011)

Em meio às grandes variedades de superligas à base de níquel existentes, a família Ni-Cr-Mo representa uma das mais importantes em termos de resistência à corrosão. Segundo Hodge (2006), esta família de superligas de níquel é tipicamente aplicada quando a presença de impurezas no sistema, especialmente sais, alcançam valores onde as classes com menores teores de molibdênio sofrem corrosão localizada. Sua resistência à corrosão é significativamente maior que a dos aços inoxidáveis quando expostos a alta temperatura.

Essas ligas são aplicadas em equipamentos de processamento químico e petroquímico, equipamentos de refinarias de petróleo e gás, trocadores de calor resfriados com água do mar e equipamentos para processamento de fluidos ácido, contendo elevados teores de sais. Como exemplos dessas superligas encontram-se o Inconel 625 e o Inconel 725.

2.2.1 Inconel 625

O Inconel 625 ocupa uma posição de destaque, entre as ligas da família Ni-Cr-Mo por sua excelente resistência à corrosão e a uma grande variedade de meios corrosivos, o que possibilitou o seu emprego em diversos setores da indústria (SILVA et al., 2012). Este comportamento está relacionado, principalmente, com o alto teor de Cr (20%) e adição de Mo (9%). Seus teores de ferro e carbono são limitados em níveis baixos para manter as propriedades de resistência à corrosão e para minimizar a precipitação de carbonetos nos contornos de grão, evitando problemas de corrosão localizada, especialmente em componentes soldados (HODGE, 2006).

Essa liga apresenta uma matriz austenítica, fase γ com estrutura cúbica de face centrada (CFC), com uma larga variedade de segunda fase. É classificada como endurecida por solução sólida e geralmente aplicada na condição recozida (solubilizada). Não apresenta, portanto, transição dúctil-frágil, nem fratura frágil. Pode atingir alta resistência mecânica pelo endurecimento induzido por deformação a frio, geralmente proporciona, sob determinadas circunstâncias, segundas fases do tipo: γ' (CFC), $\text{Ni}_3(\text{Al,Ti})$, fase γ'' (TCC)– Ni_3Nb , além de Carbonetos metálicos MC(cúbica), M_{23}C_6 (CCC), M_6C (CCC) e M_7C_3 (hexagonal) (SILVA et al., 2018)

No segmento de petróleo e gás, o Inconel 625 é bastante utilizado em revestimento e técnicas como amanteigamento de juntas dissimilares. O Inconel tem a capacidade de absorver as restrições às dilatações da junta soldada e de eventuais diferenças entre os coeficientes de expansão térmica dos materiais dissimilares a serem soldados (FENSKE, 2010; OLIVEIRA, 2007).

Na indústria de Óleo e Gás, o emprego de componentes forjados de altas espessuras, em aços ARBL, para a fabricação de equipamentos submarinos, como árvores de natal, *manifolds* e *jumper*. Usualmente esses componentes são revestidos internamente por soldagem com o Inconel 625. Essa aplicação está ganhando espaço, principalmente por questões econômicas, uma vez que restringe a utilização de materiais nobres somente às regiões que demandam melhores propriedades, nesse caso, à superfície interna dos tubos.

2.2.2 Inconel 725

A medida que a profundidade dos poços de petróleo e gás foi aumentando, tornou-se necessário o desenvolvimento de ligas de maior resistência mecânica e a corrosão para suportar ambientes cada vez mais agressivos. Derivada da liga 625 e 718, uma nova liga designada de Inconel 725 foi desenvolvida por meio da adição de titânio e ferro..

Essa liga tem, essencialmente, quase a mesma composição química da liga 625, exceto pelo teor de titânio que aumenta 1.5% e ferro em sua composição. Os níveis elevados de níquel e cromo com um teor substancial de molibdênio proporcionou a liga 725, alta resistência à fragilização por hidrogênio e corrosão sob tensão (*SPECIAL METALS*, 2005).

Os consideráveis níveis de titânio, nióbio e alumínio estão presentes para favorecer a formação das fases endurecedoras γ' e γ'' (MANNAN et al., 2003). A formação dessas fases resulta em mais alta resistência mecânica, que atinge valores próximos aos da liga Inconel 718, que precipita as mesmas fases. Em geral, a liga 725 oferece ao mesmo tempo, as excelentes propriedades de resistência mecânica da liga 718 com a resistência à corrosão comprovada da liga 625. A liga 625 também precipita a fase γ'' , porém alcança valores inferiores de resistência mecânica e requer um tratamento térmico muito mais demorado (SHOEMAKER, 2005).

A liga 725, por apresentar excelentes valores de tenacidade à fratura, resistência mecânica e resistência à corrosão, tornou-se uma candidata para substituir a liga 718 em aplicações como por exemplo, óleo e gás e aplicações marítimas (SHAEMAKER, 2005).

Rashmi & Bhavsar (2001), afirma que a liga 725 preenche a necessidade de uma maior resistência, fissuração a altas temperaturas e ambientes extremamente hostis de produção de petróleo e gás.

Testes realizados pela *Special Metals* (2005) mostraram que a resistência a corrosão galvânica em água do mar da liga Inconel 725 foi superior a da liga Inconel 625.

Olden et al. (2003) realizaram estudos em juntas dissimilares com o aço AISI 8630, amanteigado com Inconel 725 e o Inconel 625. Foi verificado que, com o aumento da temperatura do tratamento de alívio de tensões (TTAT), o metal de solda do Inconel 725 apresentou níveis de dureza na ordem de 500-810 HV_{0,025}. Segundo os autores, houve uma pequena diferença nos níveis máximos de dureza entre os dois metais de adição, porém foi observado que na interface do amanteigamento com Inconel 725 há um ligeiro aumento de dureza quando comparado ao Inconel 625.

Nessa mesma linha de investigação, Silva et al. (2017), analisou o comportamento macro e microestrutural das regiões da junta amanteigada do aço AISI 4130, com e sem Tratamento Térmico de Alívio de Tensões (TTAT). O processo de soldagem MIG foi usado para o amanteigamento com os consumíveis ERCrNiMo-3 (Inconel 625) e ERCrNiMo-15 (Inconel 725). Os autores verificaram que o TTAT no caso do Inconel 725, foi capaz de aumentar a dureza do amanteigamento em até 12%.

Normalmente, os processos de soldagem a arco elétrico mais usual em amanteigamentos e revestimento com as ligas de níquel tipo Inconel 625 e Inconel 725 na indústria de petróleo e gás são o TIG e MIG/ MAG

2.3 Processo de soldagem GMAW (MIG/MAG)

O processo de soldagem GMAW (*Gas Metal ArcWelding*) é definido pelo "*Welding Handbook*" da *American Welding Society*, como o processo de soldagem em que a união dos metais se dá pelo coalescimento com um arco elétrico estabelecido entre um arame metálico nu e contínuo (consumível) e a peça. A proteção do arco e da região da solda, contra contaminação pela atmosfera, é feita por um gás ou mistura de gases, que podem ser inertes ou ativos. No Brasil, o processo é conhecido como MIG (Metal InertGas) ou MAG (Metal Active Gas) quando o gás usado é inerte ou ativo, respectivamente (KOU, 2003; QUITES, 2008) .

O processo é muito utilizado em aplicações industriais por causa de suas inúmeras vantagens. Aplica-se a quase todos os materiais metálicos, em uma grande variedade de espessuras (acima de 1 mm até 30 mm ou mais) sendo eficaz em todas as posições. É considerado um processo econômico por apresentar velocidades de soldagem mais altas e maiores taxas de deposições, quando comparado ao eletrodo revestido. Além disso, exige o mínimo de limpeza pós-solda, pela ausência da escória (BÖLMSJO et al., 2006).

É bastante influenciado por algumas variáveis, tais como: corrente de soldagem, tensão do arco, polaridade de soldagem, extensão do eletrodo, posição do eletrodo, tipo de junta, diâmetro do eletrodo, características do gás de proteção e velocidade de soldagem (MARQUES et al., 2009). Para Barbedo (2011), o conhecimento e controle destas variáveis são essenciais para a obtenção de soldas de qualidade satisfatória. Não são completamente independentes e as mudanças em uma delas requer mudanças em uma ou outras para produzir os resultados desejados.

Essas variáveis têm grande influência no modo como o metal fundido se transfere desde o eletrodo à peça. A transferência pode ocorrer de três modos básicos: curto-circuito globular e spray (KOU, 2003). O modo de transferência afeta a estabilidade do processo, a qualidade da solda e a posição de soldagem (NORRISH, 2006).

O processo de soldagem GMAW convencional utiliza a forma mais simples de equipamento. A fonte de energia é do tipo tensão constante, sendo a corrente uma variável dependente da velocidade de soldagem, velocidade de alimentação do arame e das suas características físicas e químicas. Assim, as variáveis ajustáveis, são a tensão e a velocidade do arame. Nesse caso a transferência metálica pode ocorrer de acordo com os parâmetros utilizados, em um dos três modos básicos: curto-circuito, globular ou spray .

Segundo Ponomarev (1997), a estabilidade do processo de soldagem GMAW é analisada por três fatores: estabilidade do arco, regularidade da transferência metálica e comportamento operacional do processo de soldagem, os quais se relacionam de forma muito próxima e complicada. Para vencer as dificuldades de estabilidade, desenvolveram-se, tecnologias para controlar o curto-circuito ou para evitá-lo, o mesmo em correntes baixas como é o caso de transferência com corrente pulsada.

De acordo com Dutra et al. (2012) o que permitiu este desenvolvimento foram invenções em vários ramos da ciência e tecnologia, as quais envolvem a eletrônica de controle, a eletrônica de potência, a informática e os sistemas de acionamento.

2.3.1 Processo GMAW com corrente pulsada

O processo GMAW por corrente pulsada teve seu desenvolvimento após a década de 1960, utilizando um nível de intensidade de corrente média inferior à obtida em corrente convencional. A possibilidade de se controlar diretamente a corrente de soldagem, pela manipulação de sua forma de onda, propicia o controle direto de sua influência sobre a

regularidade da transferência metálica, da energia de soldagem, e, conseqüentemente, das propriedades do cordão soldado.

Entre os vários tipos de transferências metálicas possíveis no processo de soldagem GMAW, o arco Pulsado também conhecido por MIG- pulsado tem-se destacado nos últimos anos por aliar as vantagens da transferência por *spray* onde não há curto-circuito e a possibilidade de soldar em todas as posições. Isso é possível através da imposição de um ciclo de corrente conforme mostrado na Figura 2.1 .

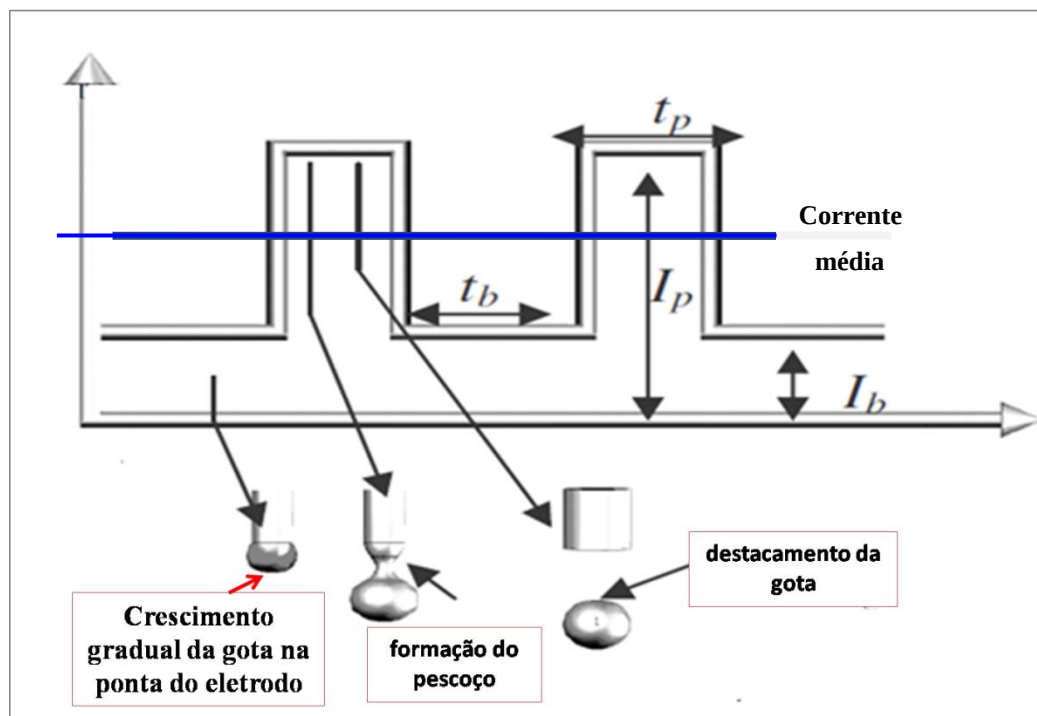


Figura 2.1: Esquema da transferência metálica por corrente pulsada (PRAVEEN et al., 2006)

A transferência metálica é obtida através da utilização de dois níveis de corrente de soldagem diferentes variando periodicamente entre a corrente de base (I_b) e a corrente de pulso (I_p). A corrente de pulso permanece um certo período denominado de tempo de pulso (T_p) e o período de permanência da corrente de base é denominado de tempo de base (T_b) (CHOSH et.al., 2009; JÚNIOR, (2002). As principais funções dessas variáveis são:

1. Corrente de pulso (I_p) : esta deve ter um valor acima da corrente de transição, de forma a promover o destacamento de uma gota. O seu valor depende basicamente do material, gás de proteção e do diâmetro do eletrodo.
2. Tempo de Pulso (T_p): deve ser ajustado juntamente com a corrente de pulso pra produzir uma gota por pulso.

3. Corrente de base (I_b): é ajustada para obter uma corrente média que equilibre a velocidade de fusão do arame com a velocidade de alimentação.
4. Tempo de base (T_b): este deve ser ajustado conforme o diâmetro da gota desejado, de maneira que a soma do mesmo com o tempo de pulso, garanta a fusão de uma quantidade de arame para formação da gota.

Portanto, em função desse ciclo, é possível obter a corrente média de acordo com a equação 2.1:

$$I_m = \frac{(I_p \cdot T_p + I_b \cdot T_b)}{(T_p + T_b)} \quad (2.1)$$

Segundo Júnior (2002), a combinação adequada entre as variáveis corrente de pulso e o tempo de pulso é responsável por provocar um conjunto de forças que ocasiona o deslocamento da gota.

Para Kejelin (2012), as condições essenciais para que seja atingida uma adequada estabilidade do arco são duas; a primeira delas está relacionada ao equilíbrio médio que se deve obter entre a velocidade de avanço do arame e a velocidade de fusão do mesmo. A segunda é de que para cada pulso seja destacada uma e somente uma gota da ponta do eletrodo.

A relação entre as variáveis I_p e T_p , para uma diâmetro de gota constante é definida pela constante de destacamento CD, que pode ser equacionada de acordo com:

$$CD = I_p^2 \cdot T_p \quad (2.2)$$

Esta relação representa as condições necessárias para que uma gota de um determinado diâmetro seja expelida da extremidade da ponta do eletrodo durante o respectivo tempo de pulso. Caso a corrente e o tempo de pulso não forem regulados adequadamente, as gotas não se destacam simultaneamente com os pulsos e a transferência metálica se torna instável, provocando defeitos de solda, tais como superfície de filete irregular, falta de penetração e de fusão (KEJELIN, 2012). A outra variável a ser escolhida com cautela é a corrente de pulso, a qual deve estar sempre acima da corrente média como é mostrado na Figura 2.1.

Normalmente, o sugerido é 40% da corrente média, sendo o tempo de pulso a última grandeza a ser escolhida, por ser uma variável que depende de experimentação e sensibilidade do analista. No entanto, nunca o tempo de pulso é menor que 2 ms e maior que 7 ms. A seleção desses valores só pode ser encontrada por análise experimental e do equipamento disponível.

O processo GMAW com corrente pulsada apresenta vantagens comprovadas na aplicação de revestimentos especiais resistentes à cavitação, como a simplicidade de operação, capacidade de produção de soldas livres de defeitos e com baixa diluição.

Diversos trabalhos têm sido desenvolvidos, visando caracterizar a relação entre os processos de soldagem e a resultante microestrutura e propriedades mecânicas obtidas.

Baixo & Dutra (2009) estudaram os efeitos do gás de proteção e do modo de transferência por curto-circuito e pulsado com o processo de soldagem GMAW. Como metal de adição utilizou o Inconel 625 (ERCrNiMo-3). Esses autores verificaram que os resultados mais favoráveis foram obtidos na transferência com corrente pulsada, em que a utilização da mistura ternária Ar/He/O₂ produziu depósitos com molhabilidade muito superior àquela resultante da soldagem com transferência por curto-circuito, apesar do valor da corrente média, em ambos os casos, ser da mesma magnitude. Com relação aos depósitos em passes de raiz, esses mesmos autores verificaram que os resultados mais satisfatórios foram obtidos com corrente pulsada utilizando como gás de proteção Ar+25%CO₂.

Kejelin (2012) utilizando como processo de soldagem GMAW-Pulsado em revestimento de aço C-Mn com Inconel 625, verificou que a correta associação dos parâmetros de soldagem com o emprego da mistura binária Ar-5%H₂ como gás de proteção proporcionou a fabricação de solda de revestimento com características geométricas e de resistência à corrosão satisfatórias, resultando em níveis de diluição tão baixos quanto 1-3%, suprimindo assim a formação das ZPDs. Não foi observada a formação de microestrutura martensítica na interface da linha de fusão, possivelmente pelos baixos níveis de diluição impostos por este processo de soldagem. Ainda, segundo esse autor, os elevados níveis de diluição impostos pelo processo de soldagem, podem, além de reduzir a resistência à corrosão dos revestimentos pela incorporação de ferro proveniente do metal de base, promover a formação de microestruturas definidas como as ZPDs, que são fundamentalmente martensíticas, duras e frágeis sobre a linha de fusão.

2.4 Soldagem de amanteigamento

O amanteigamento consiste na deposição de uma ou mais camadas de solda na superfície na face da junta a ser soldada. Utiliza-se para interligar materiais dissimilares, por apresentarem diferenças entre seus coeficientes de expansão térmica e pontos de fusão. Tem como objetivo formar uma proteção que irá dificultar a migração de elementos de liga indesejáveis do metal de base para o metal de solda. Geralmente é aplicado no aço de alta resistência mecânica, antes da soldagem de união da junta, reduzindo também o nível de tensões residuais oriundo das restrições às dilatações térmicas.

Normalmente, o material utilizado como metal de adição deve ser tenaz, isento 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. Dentro desses critérios o Inconel 625, torna-se um dos materiais mais adequados (AGUIAR, 2003; OLIVEIRA, 2007; FENSKE, 2010).

A solda de amanteigamento é frequentemente aplicada em diversas situações práticas em juntas dissimilares de componentes utilizados na indústria de petróleo e gás. Um dos procedimentos mais usuais na aplicação dessa técnica é para unir um flange de aço ARBL a uma tubulação adjacente. Nesse caso, antes da união, o flange é amanteigado e, na sequência, é submetido a um TTAT para reduzir o nível de tensões e manter a ZTA do amanteigamento dentro dos critérios de dureza estabelecidos pela norma NACE MR 0175 (2009). Após esse procedimento, realiza-se a soldagem de fechamento com a tubulação. A Figura 2.2 mostra uma junta dissimilar com o uso da técnica de amanteigamento.

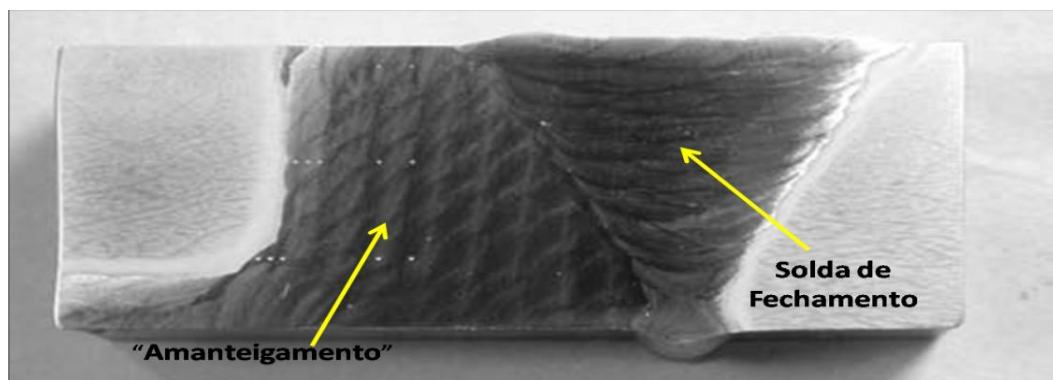


Figura 2.2: Junta dissimilar com Inconel 625 com o uso do amanteigamento (DODGE, 2012)

Entretanto, apesar de vários anos de uso bem-sucedido desse procedimento, ocorreram falhas em algumas destas juntas dissimilares na interface do amanteigamento com o aço ARBL. A ocorrência dessas falhas tem chamado a atenção de diversos pesquisadores nos últimos anos, na tentativa de compreender suas causas e propor soluções para juntas dissimilares com ligas de níquel aplicadas nos setor petrolífero

2.4.1 Juntas dissimilares com ligas de níquel para aplicações submarinas

Juntas dissimilares são normalmente usadas em aplicações submarinas na indústria de petróleo e gás para união estrutural de aço de alta resistência. Nessas juntas soldadas, a aplicação do amanteigamento permite a transição entre válvulas, conectores, reguladores de fluxo, entre outros componentes estruturais fabricados em aços de maior resistência e, geralmente, tubulações em aços de menor resistência (OLIVREIRA, 2014). As juntas soldadas dissimilares devem apresentar uma boa relação entre resistência mecânica e tenacidade, de acordo com os critérios especificados pela norma NACE MR0175 (2009). Essa norma especifica valor máximo de dureza de 22RC ou 250HV para regiões submetidas a ambientes agressivos e propícios à fragilização por hidrogênio. Tradicionalmente, o amanteigamento e as soldas de fechamento são realizados com Inconel 625.

Como já mencionado, apesar de vários anos de uso bem sucedido, ocorreram falhas em algumas destas juntas dissimilares. Uma série de relatórios foram publicados investigando o fracasso das interfaces dissimilares, AISI 8630-Inconel725 no Mar do Norte, seguido de alguns relatórios investigando a falha das interfaces de solda de amanteigamento do AISI 8630-Inconel 625 também no Mar do Norte (FENSKE, 2010).

Falhas similares as observadas no mar do Norte também foram verificadas no Golfo do México em juntas dissimilares AISI 8630/Inconel625 em *manifolds* na plataforma de *Thunder Horse* operada pela BP em 2006 (BURK e RIBARDO, 2010). Durante o pré-comissionamento, foram detectados vazamentos em diversas juntas dissimilares, com o trincamento passante confirmado por um ROVs (Veículo submarino operado remotamente) como mostra a Figura 2.3. Essas juntas eram constituídas de aço AISI 8630 e tubos de API 5L X65/X70 e atendiam a todos os requisitos aos limites de dureza estabelecidos pela NACE MR0175 (2009). Vários desses *manifolds* precisaram ser substituídos. Os devidos reparos acarretaram um adiamento em mais de dois anos para início das operações (BURK e RIBARDO, 2010).

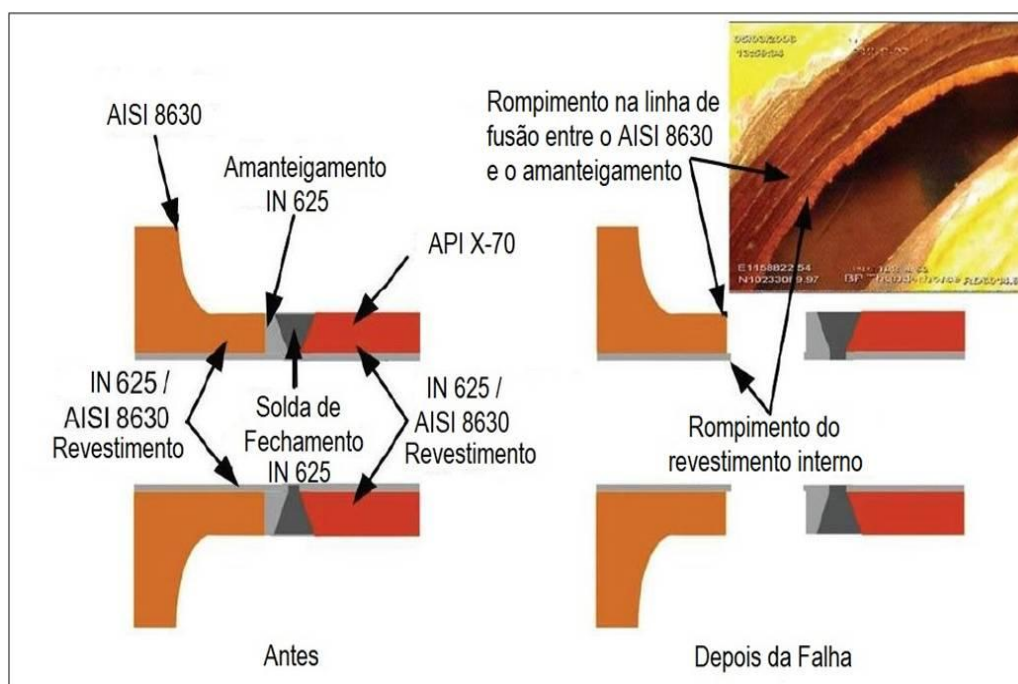


Figura 2.3: Representação de uma solda dissimilar 8630/625 nos *manifolds* de *Thunder Horse* e o local da falha. (Fonte: BURK e RIBARDO, 2010; NOVA, 2018)

Recentemente, também foram observadas mais falhas com juntas dissimilares no setor petrolífero dessa natureza. Em janeiro de 2013, ocorreu um vazamento em uma extremidade do *Hub* (flange), em sistemas de produção submarina (SPS) operada pela Statoil. A fratura estava localizada na linha de fusão do amanteigamento entre o aço AISI 8630M e o inconel 625, como mostrado esquematicamente na Figura 2.4. No final do verão/outono de 2014, a Statoil verificou mais duas falhas em juntas dissimilares, ocorrendo em circunstâncias semelhantes no mesmo campo de exploração. Em setembro de 2015, uma falha também similar, ocorreu na interface do amanteigamento entre o aço ASTM F22M com Inconel 625, em outro campo operado pela Statoil (HALDORSEN et al., 2017). A Statoil afirmou que a aparência macroscópica das falhas, geralmente seguem um padrão de trincas, apresentaram fraturas frágeis que ocorreram exatamente na interface do amanteigamento como mostra a Figura 2.5 (HALDORSEN et al., 2017).

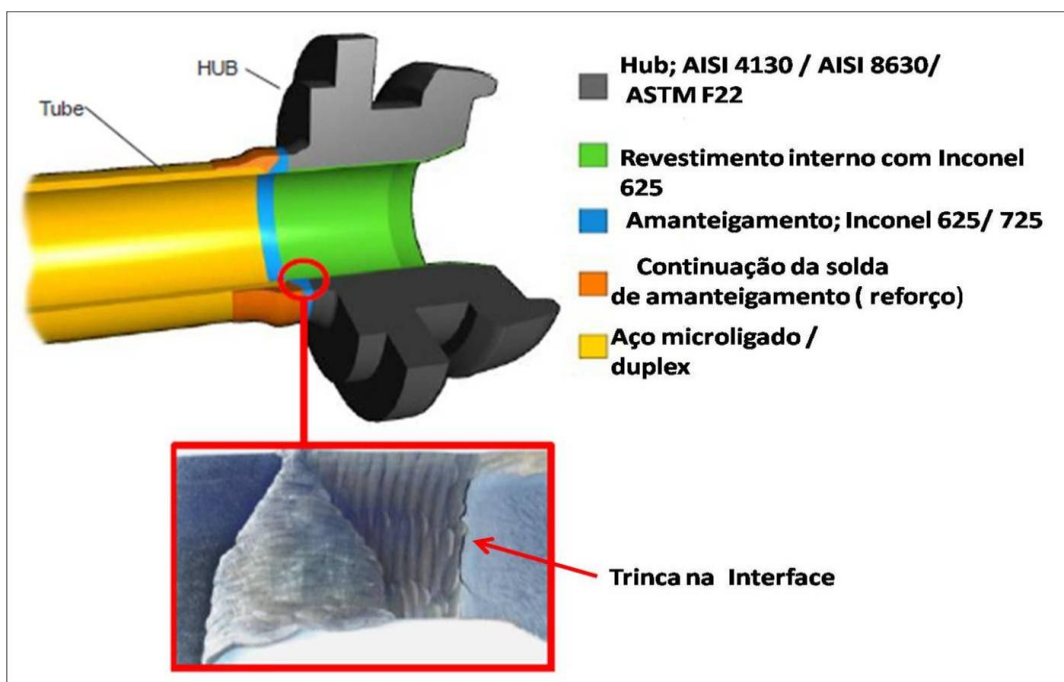


Figura 2.4: Típica junta dissimilar conectando a tubulação com *Hub* de aço ARBL(HALDORSEN et.al., 2017)

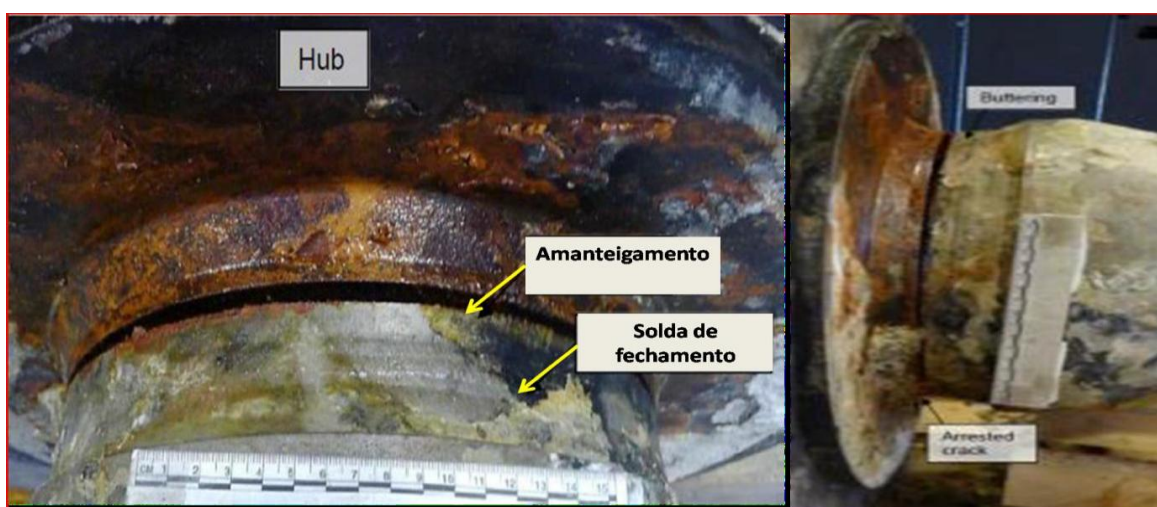


Figura 2.5 Falhas geradas entre a interface de um *Hub* amanteigado e a tubulação(HALDORSEN et al., 2017)

Segundo Kvaale et al.(2004), as razões por trás desses acidentes são complexas e nenhuma explicação simples parece possível, além de suas causas não serem totalmente compreendidas. As principais causas apontadas para falhas são:

- ✓ A fonte de hidrogênio pode ser a soldagem ou o sistema de proteção catódica;
- ✓ Microestruturas frágeis ou precipitações do próprio material formado durante o tratamento de alívio de tensões (TTAT);

- ✓ Tensões residuais provocadas pelo processo de soldagem;
- ✓ Uma microestrutura de grãos grosseiros;
- ✓ Uso de materiais de alta resistência

Para explorar o problema, várias juntas dissimilares foram recuperadas em serviço submarino, para investigação das microestruturas em maior detalhe. Um exemplo de um cubo coletor recuperado de um *manifolds* tendo sido amanteigado e soldado com uma visão detalhada da soldagem dissimilar é mostrado na Figura 2.6

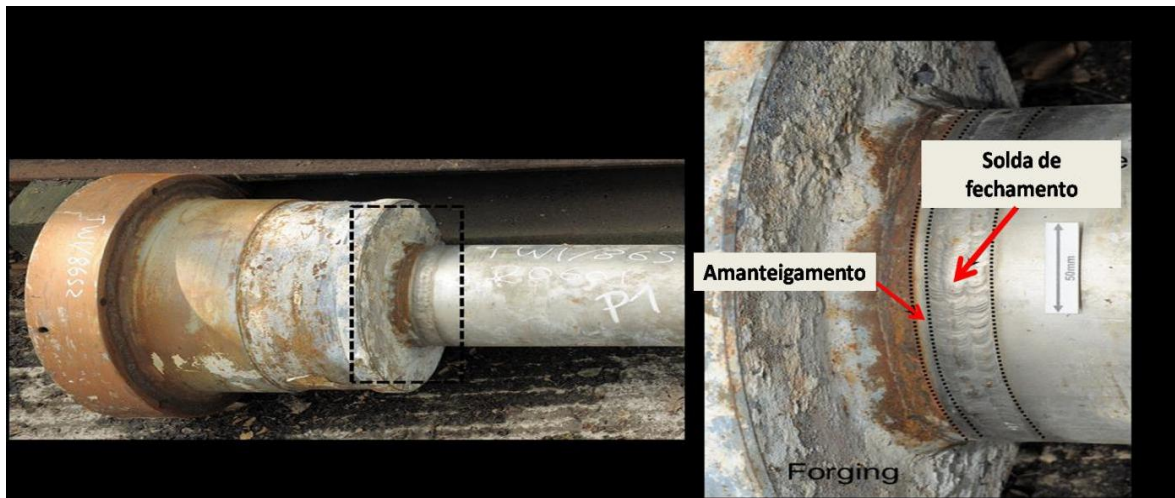


Figura 2.6: Exemplo de *manifolds* recuperado com amanteigamento e solda de fechamento

Após uma serie de investigações, atribuiu-se às falhas à fragilização da microestrutura na interface dissimilar pelo hidrogênio, oriundo do sistema de proteção catódica (MILITITSKY et al., 2010; BURK et al., 2010; KVAALE et al., 2004).

A microestrutura na interface dissimilar tem, portanto, um papel determinante na suscetibilidade da junta à fragilização por hidrogênio. Juntas soldadas dissimilares produzem, além da ZTA, as ZPDs junto à linha de fusão com grande variação de composição química e microestruturas. As ZPDs estão diretamente ligadas à formação de microestruturas frágeis suscetíveis à fragilização por hidrogênio na interface (FERREIRA, 2014).

Bahrami et al., (2010) estudou a interface dissimilar do Aço 8630/Inconel 625 submetida à proteção catódica e concluiu que as falhas são uma consequência da fragilização por hidrogênio associada à presença de microestruturas frágeis formadas na interface.

2.4.2 Microestrutura do amanteigamento em juntas dissimilares

A soldagem dissimilar entre um aço ARBL e uma liga de Níquel pode promover a formação de microestruturas definidas como zonas parcialmente diluídas (ZPDs), dentre as quais podem ser encontradas zonas martensíticas (duras e frágeis), sobre a linha de fusão, que são responsáveis pela fragilização e perda de tenacidade. Essas zonas destacam-se por apresentar uma composição química intermediária entre o aço e a liga de níquel (SOARES et al., 2017).

As ZPDs, mesmo após o TTAT, tornam os componentes soldados susceptíveis a falhas em operação, seja pela formação de martensita ou pela intensa precipitação de carbonetos (ALMEIDA, 2014; DODGE, 2014).

Beaugrand et al., (2009) propuseram uma classificação para as ZPDs, baseada em seis zonas, com ênfase nos aspectos microestruturais encontrados na região da interface, conforme mostra as Figura 2.7 e Figura 2.8

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

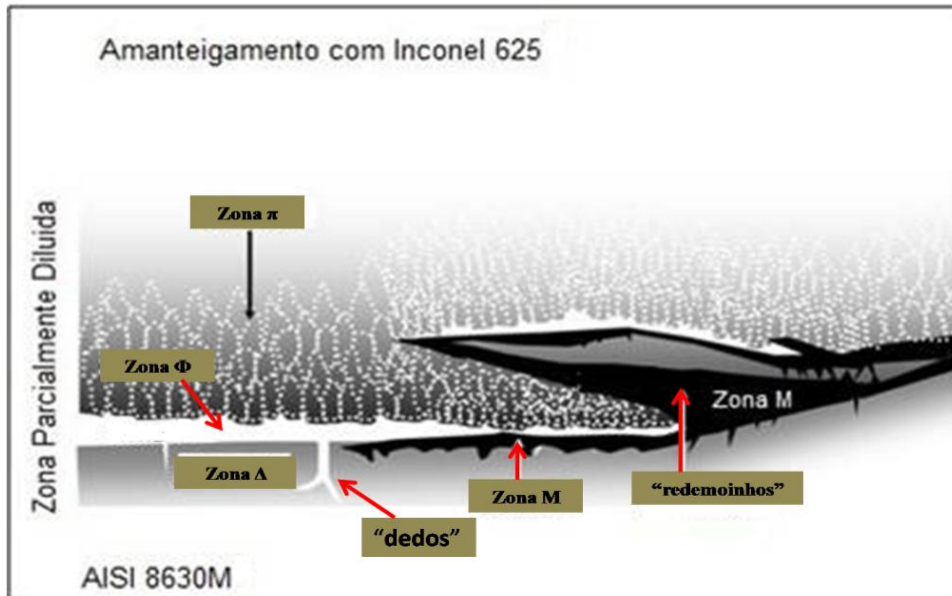


Figura 2 7: Esquema da distribuição da microestrutura em torno da interface do amanteigamento do aço baixa liga (BEAUGRAND et al., 2009)

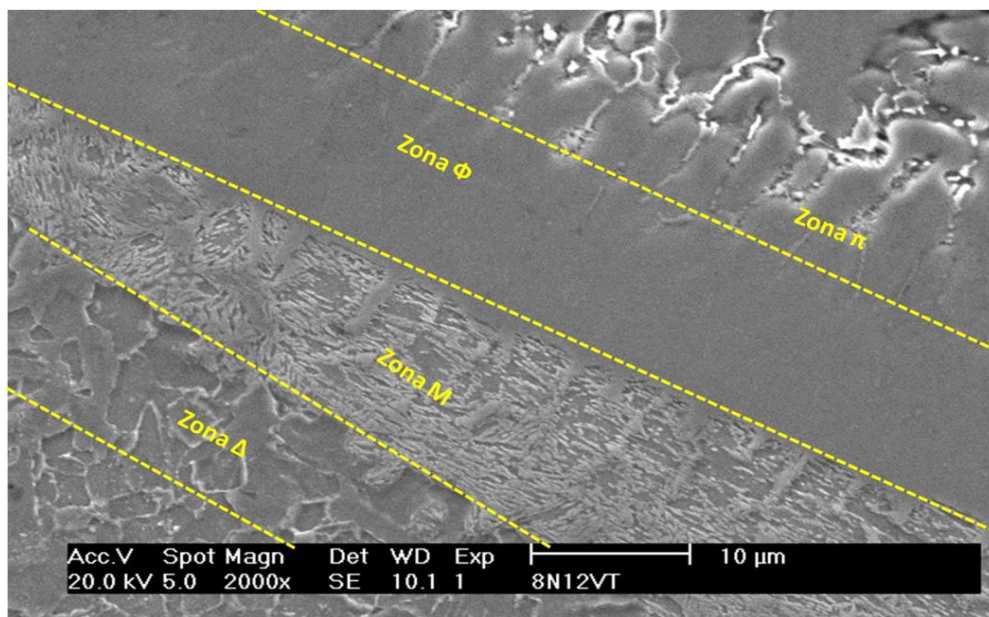


Figura 2.8: Interface aço ARBL/ Inconel 625 mostrando as diversas zonas (adaptado de OLIVEIRA, 2014)

As Zonas Φ e Π constituem as ZPDs dentro do metal de solda com uma composição química do metal de base e a maior parte do metal de solda. Essas Zonas consistem, principalmente, em Fe, Ni e Cr. Têm uma largura de algumas dezenas a centenas de *microns* (BEAUGRAND et al., 2009b).

Na tentativa de sanar os problema relacionados a juntas dissimilares com liga de níquel submetidas à proteção catódica, vários autores fizeram estudos relacionando à interface dissimilar (aço 8630M/4130 com Inconel 625) do amanteigamento com ênfase nessas zonas formadas na interface em busca de descobrir as possíveis causas (BEAUGRAND et al., 2009b; BEAUGRAND et al., 2009; DODGE et al., 2013; SILVA et al., 2017).

Segundo os estudos realizados por Beaugrand et al. (2009b) a Zona Φ e a Zona M são particularmente influentes em termos de mecanismos de fratura de juntas dissimilares submarinas sob proteção catódica. Sua microestrutura e composição química são influenciadas pelo processo de soldagem, e procedimentos adotados no TTAT. Assim, o desempenho pode ser modificado por alterações sutis em qualquer um dos parâmetros.

Beaugrand et al. (2009) ressaltam que existe uma grande dificuldade em eliminar tanto Zona Φ quanto a Zona M, simultaneamente, em juntas dissimilares com processo de soldagem a arco elétrico. No entanto, a Zona Φ pode ser minimizada empregando uma baixa energia de soldagem, já a Zona M com o uso de elevadas energias de soldagem.

Dodge et al. 2013 analisaram, através de ensaios de CTOD na interface da solda do amanteigamento, as microestruturas mais suscetíveis à fissuração por hidrogênio em juntas recuperadas em serviço, submetida à proteção catódica. Segundo suas observações, a trinca se propaga na zona planar (Zona Φ) e na Zona Planar Secundária, como mostrada na Figura 2.9. Os mesmos autores, também realizaram estudos para identificar a morfologia das fraturas presentes nessas regiões. Foram identificadas falhas por clivagem, quase-clivagem e intergranular como mostra a Figura 2.9(d). A fratura intergranular foi observada na região entre a Zona Φ e um "redemoinho" com microestrutura martensítica.

Ainda segundo Dodge et al. (2013), a região de solidificação planar (zona Φ) tinha aproximadamente 20 μm de largura e foi identificada como sendo a distância entre a interface dissimilar e as regiões onde ocorrem carboneto interdendrítico a base de nióbio-molibdênio, na qual a trinca se propagou como mostra a Figura 2.9 (a) e (c). Foi observado ainda que a Zona Φ na interface do aço 8630/ Inconel 625 está saturada por precipitados finos que são potencialmente M_7C_3 , cuja formação é provavelmente atribuível à difusão de carbono durante o TTAT.

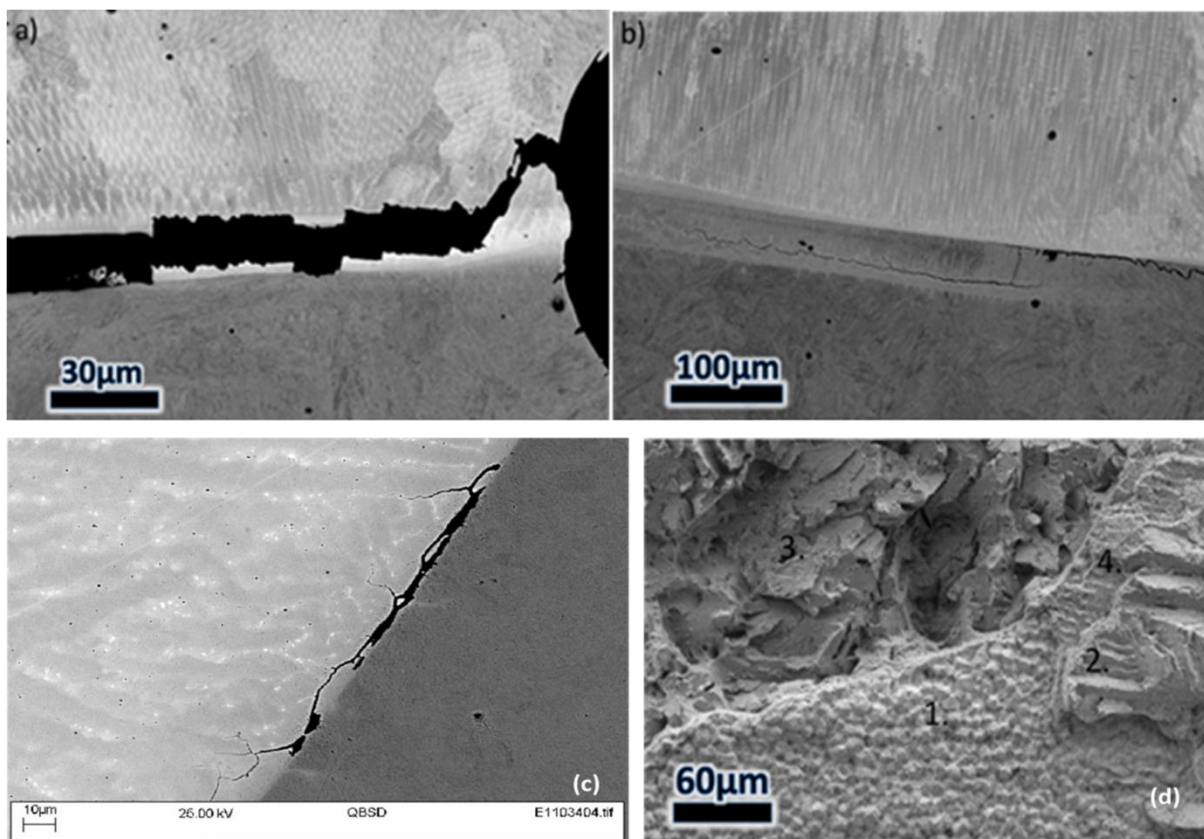


Figura 2.9: Propagação de trinca na interface de uma junta dissimilar; a) em ensaio de CTOD; b) Em uma Zona Φ -S; c) Provocada pelo Hidrogênio; d) Morfologia de Falhas

2.4.3. A Influência do TTAT em juntas dissimilares.

O TTAT utilizado após o procedimento de soldagem tem como objetivo aliviar tensões residuais de solda, controlar a dureza resultante na ZTA formada no aço de ARBL e assegurar o patamar máximo de dureza de 22 HRC (250 HV) estabelecido pela norma NACE MR0175, minimizando assim, a possibilidade de fragilização da junta.

É bastante aplicado em juntas dissimilares, principalmete após o amanteigamento, evitando a aplicação deste tratamento após a solda de fechamento. A realização do TTAT após o amanteigamento promove o revenimento da ZTA e juntamente com a barreira oferecida pelas camadas depositadas do amanteigamento, possibilita a união posterior da junta sem a influência do ciclo térmico no aço ARBL (OLIVEIRA, 2013).

No entanto, vários autores (OLDEN et al., 2003; ALEXANDROV et al., 2012; OLIVEIRA, 2013) começaram a questionar a verdadeira eficácia desse procedimento depois que começaram a ocorrer as falhas na interface do amanteigamento submetidos a um sistema de proteção catódica.

Alexandrov et al. (2012) realizaram estudos na interface do amanteigamento (AISI 8630/Inconel 625), para analisar a evolução microestrutural nos limites da linha de fusão, incluindo a influência do procedimento de soldagem e do TTAT. Através de medições em micro-sonda (EPMA) e simulação através do software Dictra®, eles confirmaram que o maior percentual de carbono do AISI 8630 favorece a migração de carbono da Zona Δ para a Zona Φ , que resultou na precipitação de carbonetos, após o TTAT.

Kavaale et al. (2004) e Fenske (2010) atribuíram as falhas analisadas em juntas dissimilares a uma intensa nano precipitação de carbonetos na Zona Φ , o que levou tanto a uma fragilização, devido ao excessivo ganho de dureza, como a um efeito de aprisionamento de hidrogênio nessa região. Já Dodge (2014) atribuiu esse ganho de dureza a uma saturação de carbono da Zona Φ , sem necessariamente, associar a ocorrência de precipitação nessa região.

Fenske. et al. (2012) confirmou, através de Microscopia eletrônica de transmissão (MET) e espectroscopia de massa de íons secundários (SIMS *scanning secondary ion mass spectrometry*), a presença decarbonetos precipitados do tipo M_7C_3 na Zona Φ da interface do amanteigamento do aço 8630/Inconel. Eles destacaram que o TTAT fornece condições para a difusão e concentração de carbono no limite da linha de fusão, o que deixa essa região extremamente dura, onde verifica-se picos de dureza máxima de 800 HV_{0,1}. Os elevados valores de dureza dessa zona, tornam-a suscetíveis à fragilização por hidrogênio. Em compensação, os menores valores de dureza foram encontrados na ZTA descarbonetada (Zona Δ), chegando a 120 HV_{0,1}.

De acordo com Fenske et al. (2012), a descarbonetação da Zona Δ ocorre mesmo na condição sem TTAT, no entanto, o fenômeno é acelerado após o TTAT. A migração de carbono dessa região favorece o crescimento de grão e reduz a resistência mecânica, consideravelmente, nessa região

Dai & Lippold (2018) analisaram o efeito do TTAT sobre a microestrutura e dureza das regiões perto do limite de fusão. Foi utilizada uma grande variedade de condições de TTAT. Eles verificaram que a martensita se decompõe a medida que a temperatura de TTAT aumenta, o que resulta em uma diminuição significativa da dureza na Zona Δ , como mostra a Figura 2.10. Também foi verificado um aumento da dureza da Zona Φ , e com menor proporção do metal de solda após o TTAT, além disso a Zona M permaneceu com elevada dureza.

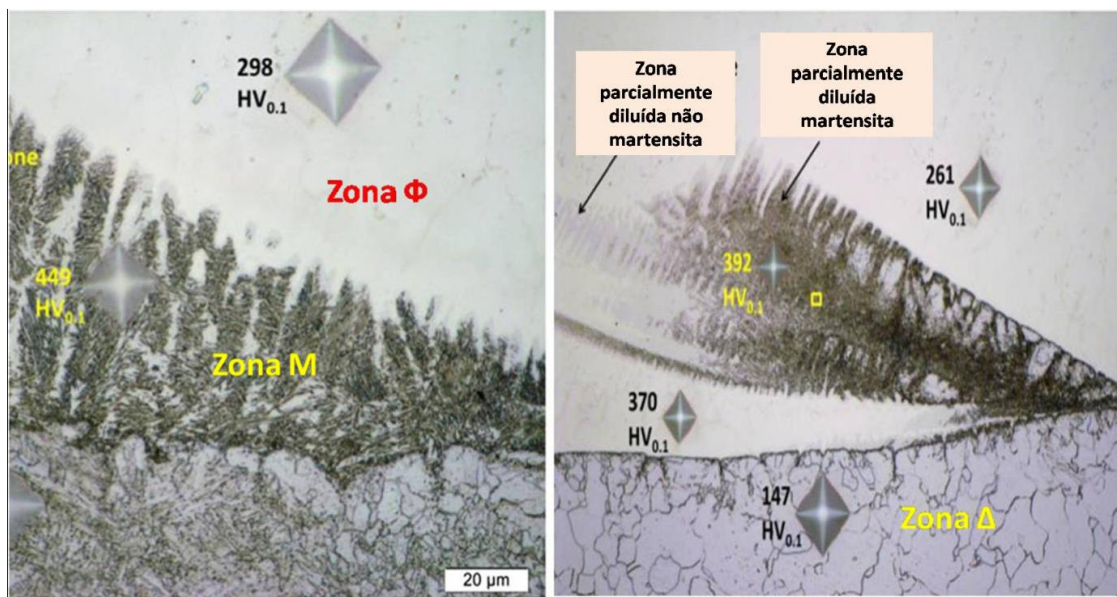


Figura 2.10: Efeito do TTAT na dureza da interface e suas zonas (DAI & LIPPOLD, 2018).

Oliveira (2012) questiona a verdadeira eficácia do uso de TTAT na interface dissimilar. Ao realizar uma intensa caracterização de microestruturas na interface do amanteigamento do aço 8630M com Inconel 625, além de realizar ensaios de dureza, microdureza e tenacidade à fraturas; foi verificado que o caminho preferencial à propagação das trincas indica que o uso do TTAT tende a fragilizar a interface dissimilar. E que tal efeito pode estar associado à difusão de carbono e a possível precipitação de carbonetos durante o TTAT. Essa precipitação pode ser ainda mais crítica quando é considerada uma fonte constante de hidrogênio para as juntas submetidas à proteção catódica.

2.5 Danos por hidrogênio

Danos por hidrogênio é o termo usado para indicar uma série de fenômenos de degradação dos metais associados à presença do hidrogênio no reticulado, que apresentam manifestações macroscópicas muito semelhantes, mas que são essencialmente diferentes (CRAIG e LANE, 2005). Ainda segundo esse autor, as diversas variantes são resultado da combinação de vários fatores inerentes à cinética do hidrogênio na microestrutura, ao mecanismo de degradação envolvido e ao estado tensional da estrutura, estando a sua ocorrência condicionada pelo ambiente de trabalho e pela liga metálica envolvida. Atualmente, já está bem estabelecido que o hidrogênio, tanto participa em fenômenos derivados de processos corrosivos, como em fenômenos onde os processos de corrosão estão ausentes.

Segundo Craig (2003), por vários anos estes fenômenos foram denominados coletivamente pelo termo " *fragilização por hidrogênio*". Essa designação ainda persiste, apesar de ser indevidamente usada, para descrever os modos de falha, envolvendo hidrogênio. Craig (2003) destaca que a inexistência de uma terminologia uniforme que possa caracterizar cada processo de degradação por hidrogênio identificado até agora, ainda causa confusão entre pesquisadores, dificultando o entendimento dos conceitos empregados e a correta caracterização e interpretação do fenômeno estudado.

Vários autores (WOODTLI & KIESELBACH, 2000; ELIAZ et al., 2002; STROE, 2006), para contornar esses problemas, reuniram todos os fenômenos sob o rótulo de Danos por Hidrogênio ou Degradação por Hidrogênio. Todos os danos provocados pelo hidrogênio coincidem na importância de conhecer a origem ou a fonte do hidrogênio, o próprio mecanismo de danificação, os processos de transporte envolvidos no movimento deste até o local onde causa a degradação. Há, ainda, dois fatores importantes que devem ser considerados: a forma como o hidrogênio produz o dano e a presença ou não de tensões no material.

De acordo com Carrasco (2013), os cinco tipos específicos de danos provocados pelo hidrogênio de maior relevância, são: fragilização por hidrogênio, fragilização por sulfetos, trincamento induzido pelo hidrogênio, trincamento por precipitação de hidrogênio interno, trincamento pela formação de hidretos.

Em sistema *offshore*, pesquisas científicas mostram que os tipos de danos provocados pelo hidrogênio com mais frequência são: *o trincamento induzido pelo hidrogênio*, *fragilização por hidrogênio* e a *fragilização por sulfetos*. No entanto, nesse trabalho é ressaltado apenas fragilização por hidrogênio e trincamento induzido pelo hidrogênio, uma vez que, o objetivo a ser alcançado é dar ênfase ao entendimento do efeito do hidrogênio produzido em sistemas de proteção catódica.

2.5.1 Fragilização por hidrogênio

A fragilização por hidrogênio é um tipo de dano provocado pela presença de hidrogênio atômico no reticulado dos metais e ligas metálicas submetidas ao efeito de tensões residuais ou aplicadas. A fragilização dos aços pelo hidrogênio é de fato um dos principais problemas na indústria petrolífera, com mais evidência nas áreas de exploração, produção e transporte de petróleo e gás. Segundo Almeida (2014), quando o aço é exposto a um ambiente rico em hidrogênio atômico, o material passa por um processo de adsorção, absorção e

difusão, sendo capaz de reduzir drasticamente suas propriedades mecânicas, principalmente a tenacidade à fratura.

A ocorrência do processo de fragilização está primeiramente associada à exposição do material a uma fonte de hidrogênio. A interação do hidrogênio com uma parcela significativa dos metais inicia-se a partir da penetração na estrutura cristalina do material. Devido ao pequeno raio atômico, o hidrogênio, na forma atômica, possui grande mobilidade e, por isso, se difunde rapidamente na malha cristalina (ALVES, 2014).

A sua concentração em sítios da rede cristalina acima de certos níveis toleráveis pode enfraquecer as ligações atômicas, diminuir a capacidade de deformação do material e causar falhas prematuras, podendo conduzir, assim, ao colapso de uma estrutura com níveis de carregamento inferior, quando comparado ao material livre de hidrogênio (TAHA, 2001).

Alguns fatores contribuem para aumentar ou diminuir a facilidade com que o hidrogênio solubiliza-se ou difunde-se em materiais metálicos sólidos: composição química, estrutura cristalina, microestrutura, taxa de deformação, presença de óxidos na superfície dos metais e temperatura (MIRANDA, 2000; CARRASCO 2013).

O termo fragilização por hidrogênio, sugere uma transição dúctil-frágil ocasionada pela interação de um material com o hidrogênio. A perda de ductilidade provocada pelo hidrogênio foi verificada em vários estudos com hidrogenação em aços, quando comparado a condição sem hidrogênio (TIWARI et al., 2009; STROE, 2000).

Dependendo da fonte de origem do hidrogênio, a fragilização é classificada em dois tipos: Fragilização por Hidrogênio Interno e Fragilização por Hidrogênio Ambiental. Para os dois casos, a fragilização ocorre após um período de tempo que é função da concentração, temperatura e estado de tensões na matriz metálica (STROE, 2000).

- *Fragilização por Hidrogênio Ambiental* → ocorre pelo hidrogênio presente no meio ambiente, que entra no reticulado na forma atômica quando a estrutura encontra-se em serviço. Algumas fontes de hidrogênio para esse caso são os ambientes ácidos, reações de corrosão superficiais, a água no solo umidificado, umidade ambiental, os sistemas de proteção catódica, que, nesse caso específico, o hidrogênio pode ser gerado por reações químicas ou eletroquímicas.
- *Fragilização por Hidrogênio Interno (IHE)* → ocorre na ausência de uma atmosfera hidrogenada e que é causada pelo hidrogênio que entra no reticulado durante o processamento ou fabricação do aço. Nesse caso, o ingresso na sua forma atômica na reticulado metálico é antes do início dos testes ou serviço.

A degradação das propriedades mecânicas dos metais, provocada pelo hidrogênio, envolve muitas faces com grandes implicações em sua análise. Nas complexas interações entre o hidrogênio e o material, deve-se considerar um número significativo de aspectos relativos como a atmosfera onde se encontra o material, as propriedades mecânicas e aos aspectos exclusivamente relacionados ao estado de tensão imposto ao componente mecânico. No geral, para ocorrência da fragilização por hidrogênio, as circunstâncias envolvidas na análise do comportamento do material perante a ação do hidrogênio devem considerar a existência de três fatores fundamentais:

- ✓ concentração mínima de hidrogênio para difusão na estrutura cristalina do material;
- ✓ estado de tensão suficiente ao material;
- ✓ microestrutura do material susceptível a ação do hidrogênio.

Vários mecanismos foram propostos desde as primeiras observações de que os metais sofriam algum grau de fragilização quando expostos ao hidrogênio até as décadas atuais.

Os mecanismos da fragilização por hidrogênio aceitos pela comunidade acadêmica são: a teoria da pressão de hidrogênio, decoesão induzida por hidrogênio, plasticidade localizada induzida pelo hidrogênio, fragilização pela formação de hidretos. Porém, há um consenso que apenas um mecanismo não é suficiente para descrever, de maneira clara e completa, o fenômeno de fragilização.

Segundo Chatzidouros et al. (2011), para uma abordagem mais realística do fenômeno, deve-se considerar que a fragilização pode ser governada por múltiplos mecanismos, o que vem, às vezes, proporcionando descobertas contraditórias.

2.5.2 Trincas induzidas pelo hidrogênio

É um dano provocado pelo hidrogênio atômico que se recombina para o estado gasoso em determinadas áreas específicas da microestrutura, como vazios, a interface entre inclusões, espaços entre as lâminas do metal trabalhado. Esse fenômeno ocorre em situações de trabalho em que a estrutura não se encontra submetida a efeito de tensões, sejam aplicadas ou residuais (CARRASCO, 2013)

Quintes (2008) afirma que as trincas ocorrem porque o hidrogênio que entra no estado atômico, pouco a pouco passa para o estado molecular. A passagem para o estado molecular acarreta um brutal aumento da tensão de tração na rede cristalina.

De acordo com Alcântara (1982), as microestruturas mais susceptíveis às trincas a frio induzidas pelo hidrogênio são as formadas a baixas temperaturas de transformação de fase no estado sólido e resultantes de altas taxas de resfriamento, como é caso das estruturas martensíticas. Entretanto, a ferrita acicular, por ser uma microestrutura formada de grãos de tamanho muito reduzidos, juntamente com seus contornos de alto ângulo e alta densidade de discordância, dificulta a nucleação e propagação de trincas e, ao mesmo tempo, propicia uma excelente combinação de resistência e tenacidade, o que a torna uma microestrutura bastante desejável no controle das trincas a frio em metais de solda de aços de alta resistência.

Além disso, a temperatura está relacionada a alteração da taxa de suprimento de hidrogênio aos pontos de nucleação das trincas, que são controladas por difusão e pelo transporte de hidrogênio por deslocação (MIRANDA, 1994). Segundo Louthan (2008), para a maioria dos aços, a suscetibilidade ao hidrogênio é máxima numa determinada temperatura. Porém, essa temperatura encontra-se perto da temperatura ambiente, mas pode variar dependendo da liga e condições metalúrgicas.

As Trincas Induzidas pelo Hidrogênio também ocorrem em aços ARBL submetidos a sistemas de proteção catódica, uma vez que o hidrogênio na sua forma atômica (H) é absorvido na interface metal/solução. Uma fração desse hidrogênio se difunde e combina-se em intersticialmente e sítios de aprisionamento na sua forma molecular (H₂). As trincas são resultados da pressurização destes sítios pelo hidrogênio.

2.5.3 Fragilização por hidrogênio associada ao sistema de proteção catódica

A corrosão, em geral, pode ser definida como a deterioração progressiva de um material pela ação química ou eletroquímica do meio, associada ou não a esforços mecânicos (CARRASCO, 2013).

O controle da corrosão é um tema de grande importância no setor industrial devido ao elevado custo associado a perdas de equipamentos que estão relacionados a esse problema. Tem grande relevância na indústria petrolífera, especialmente nas operações de exploração e produção *offshore*, uma vez que os custos das perdas nas instalações submarinas aumentam na medida em que avança para águas cada vez mais profundas (MEDEIROS, 2005).

Para Almeida (2014), apesar do rigoroso revestimento anti-corrosivo, ao qual são submetidas as superfícies metálicas dos sistemas *offshore*, de extração e transporte de petróleo

e gás natural, elas são ainda submetidas a uma robusta proteção catódica oriunda de processos galvânicos ou de corrente impressa. A Figura 2.11, mostra o esquema de uma celular de proteção catódica por corrente impressa.

Apesar de eficiente contra a corrosão, a proteção catódica com corrente impressa é responsável pela geração de hidrogênio que pode ser adsorvido na superfície do equipamento protegido e se difundir para dentro da estrutura do material e causar falhas, conforme os mecanismos de fragilização descritos anteriormente. Nesse sistema, o metal a ser protegido é o cátodo e a água do mar funciona como eletrólito.

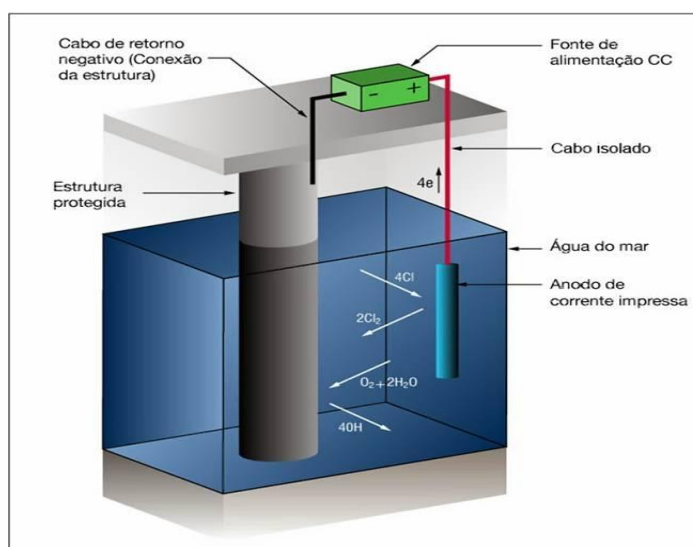


Figura 2.11: Sistema de celular de proteção catódica por corrente impressa (ALMEIDA 2014)

Nos sistemas de proteção catódica, o hidrogênio é gerado eletricamente em reações de redução, de modo que quanto maior for o potencial de proteção catódica, mais intensa é a geração do hidrogênio atômico e, conseqüentemente, maior a sua concentração em torno da superfície exposta do aço (CARRASCO 2013).

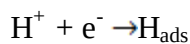
De acordo com Stroe(2006), esse mecanismo pode ser explicado através do transporte por difusão e migração dos cátions de hidrogênio hidratados (H_3O^+) em direção ao cátodo. Essa reação pode ser representada pela Equação 2.3, onde os íons de H hidratados (H_3O^+), diluídos na solução, sofrem uma reação de redução após contato com o metal protegido:



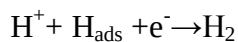
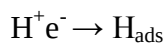
Dessa forma, na superfície do metal protegido, os cátions de hidrogênio são submetidos à redução, transformando-se em hidrogênio atômico adsorvido (H_{ads}),

constituindo a reação de proteção catódica. Num segundo momento, o hidrogênio atômico adsorvido pode se recombinar e formar hidrogênio molecular H_2 , deixando a superfície metálica, enquanto uma quantidade remanescente de hidrogênio fica adsorvida na superfície do material, de modo que proporciona condições para que o hidrogênio difunda para o interior do material favorecendo os fenômenos de fragilização pelo hidrogênio. A redução dos íons de hidrogênio pode ocorrer por dois mecanismos distintos, dependendo da natureza do metal: STROE, (2006)

- *Reações de Volmer -Tafel*



- *Mecanismo de Volmer -Heyrovsky*



Em água do mar, também pode ocorrer com frequência a reação de redução da molécula de água na interface solução/metal como mostrado na equação 2.4, que tem como consequência mais importante a adsorção do hidrogênio na superfície metálica. Os íons OH^- descarregam separadamente, um por um, de maneira que, num estágio intermediário, átomos de hidrogênio sejam adsorvidos (CWIEK, 2010).



O hidrogênio atômico gerado através do sistema de proteção catódica na superfície do aço traz grandes preocupações, sendo um dos principais problemas do setor petrolífero, uma vez que é capaz de reduzir drasticamente suas propriedades mecânicas, principalmente a tenacidade à fratura (STROE 2006; BEAUGRAND et al., 2009; BOURGEOIS, 2015). Regiões suscetíveis a esse problema são as juntas dissimilares de aços ARBL utilizados em válvulas submarinas (BEAUGRAND et al., 2009a).

As falhas ocasionais em juntas soldadas dissimilares previamente amantegada com a liga de Ni-Cr-Mo (Inconel 625) em dutos de aço de alta resistência e baixa liga foram atribuídas a presença do hidrogênio provenientes do próprio sistema de proteção catódica (FENSKE, 2010; CENPES (2011))

Vários estudos foram realizados com o objetivo de verificar o efeito do hidrogênio gerado nos sistemas de proteção catódica, nas propriedades mecânicas dos aços estruturais que estão submetidas a carregamentos estáticos (OLDEN et.al., 2009; ALMEIDA 2014; BOURGEOIS, 2015; MILITITSKY et al., 2010). No entanto, há um consenso entre eles, em que um dos fatores chave que incide na gravidade e extensão da fragilização por hidrogênio é a quantidade do hidrogênio atômico adsorvido na superfície metálica, uma vez que a degradação, geralmente tende ser mais intensa na medida que sua concentração aumenta.

Milititsky et al. (2010) estudaram os efeitos da proteção catódica em juntas dissimilares do aço AISI 8630M amanteigado com Inconel 625 sobre a tenacidade à fratura através de ensaio de CTOD próximo a linha de fusão. Esses autores submeteram os corpos de prova a uma pré -carga de hidrogênio em água do mar sintética com um potencial de -1100 mV durante 48 horas. Os resultados mostraram para o ensaio de CTOD, que o ambiente tem efeito sobre a tenacidade à fratura. Além disso, esses autores verificaram que os efeitos do hidrogênio nos ensaios a baixa taxa de deformação é mais significativo.

De modo geral, difusividade e solubilidade do hidrogênio atômico nos metais são determinadas por uma série de fatores como, composição química, microestrutura, condições da superfície do metal, temperatura, pressão, estado de tensão e deformação, dentre outros. Além disso, o processo de soldagem pode ser responsável por formar ou não uma interface dissimilar de uma junta mais susceptível a fragilização pelo hidrogênio quando submetida ao processo de proteção catódica.

2.6 Mecânica da fratura aplicada a soldagem

A Mecânica da Fratura é o estudo da resistência dos materiais sólidos que contêm falhas ou trincas pré-existentes sob a ação de cargas aplicadas externamente. Ou seja, estuda a capacidade de um material em conviver com uma descontinuidade/defeito mediante a ação de tensões. Tem como principal objetivo determinar se o defeito pré-existente, tipo trinca, irá ou não levar o componente à fratura catastrófica para tensões normais de serviço. Permite ainda determinar o grau de segurança efetivo de um componente trincado.

A princípio, a mecânica da fratura foi desenvolvida com foco em materiais que apresentam o comportamento linear elástico, logo, as teorias eram aplicadas somente a materiais que falhavam com pouca ou nenhuma deformação plástica. Surgiu assim, a Mecânica da Fratura Elástica Linear (MFLE). No entanto, à medida que se utilizava cada vez mais materiais com elevada ductilidade, surgiu a necessidade de desenvolver uma abordagem

que contemplasse materiais com essas características. Dentro desse contexto, surge a Mecânica da Fratura Elasto-Plástica (MFEP), aplicada a matérias com nível de plasticidade capaz de violar a MFLE (ANDERSON, 2005).

A MFLE é utilizada em situações em que a fratura ocorre ainda no regime linear elástico. Usada, por exemplo, para ligas de moderada e elevada resistência mecânica. De acordo com a MFLE, tensões de deslocamento próximo a ponta da trinca podem ser descritos por meio de uma abordagem energética com parâmetro denominado taxa de liberação de energia(G) ou para uma abordagem de intensidade de tensões, por meio de um parâmetro chamado fator de intensidade de tensões(K) (ANDERSON, 2005). Esses dois parâmetros podem ser vistos em termos de seus valores críticos para a falha (G_{IC} e K_{IC}) como uma propriedade de tenacidade à fratura dos materiais.

O K_{IC} para um plano de deformação de modo I de fratura, como mostrado na Figura 2.12, se transforma no principal parâmetro da MFLE, por ser independente da geometria do corpo de prova ou componente, este parâmetro quando devidamente levantado em laboratório se transforma em uma propriedade do material, com aplicação direta em projetos e análise de integridade estrutural. (ALMEIDA 2014). Ou seja, é uma constante, uma propriedade intrínseca do material da peça trincada, para uma dada situação de temperatura, taxa de carregamento e condição microestrutural.

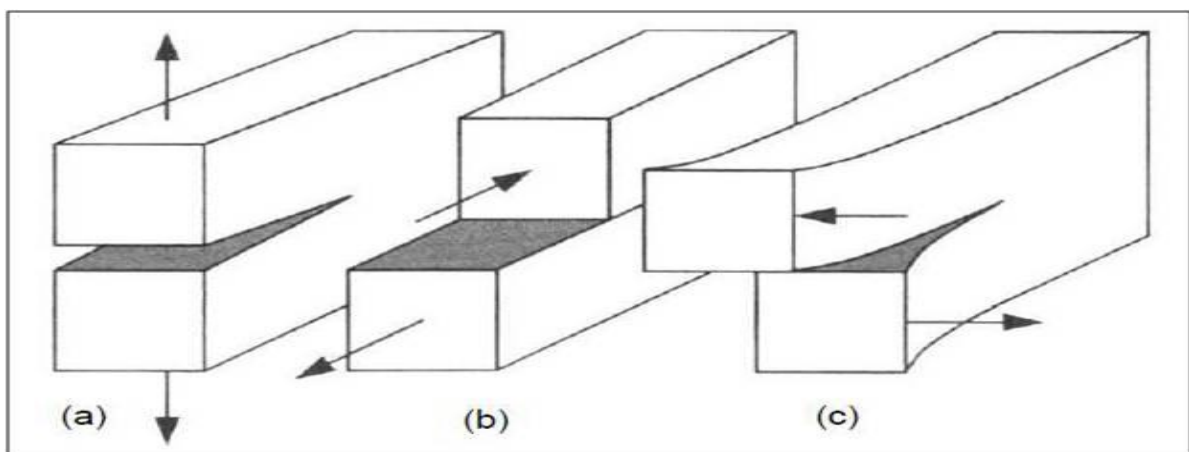


Figura 2.12: Modos de carregamento aplicados a uma trinca. a) Modo I – abertura; b) Modo II – Cisalhamento no plano; c) Modo III – Cisalhamento fora do Plano.

Por outro lado, na grande maioria dos aços de aplicação estrutural, os quais apresentam considerável ductilidade, a extensão da plasticidade na região da trinca excede os

critérios de dominância do parâmetro K, ou seja, inviabiliza o uso da MFLE e, portanto, exige considerações elasto-plásticas (DONATO, 2008).

Esse comportamento motivou o desenvolvimento de metodologias que descrevessem com maior precisão o comportamento de matérias elasto-plástico. Com grande contribuição para esse desenvolvimento Wells (1961) apud (DONATO, 2008) propõe um parâmetro que associa o deslocamento de abertura da ponta da trinca ao campo de tensão a sua frente e, conseqüentemente, estabelece um dos principais parâmetros da MFEP, denominado deslocamento de abertura da ponta da trinca CTOD (*Crack Tip Opening Displacement*) ou δ .

O CTOD apresenta-se, assim, como parâmetro de caracterização de fratura para materiais plasticamente deformáveis, tem como objetivo medir a capacidade do material de se deformar antes do processo de fratura através da medição da abertura da boca da trinca em corpo de prova usinado. Este valor indica o máximo que as faces da trinca se afastam antes de sua propagação. Além de caracterizar o fator de intensidade de tensão que, dependendo da extensão da faixa de plasticidade à frente da trinca (SSY-*Small Scale Yielding*), pode também se transformar numa propriedade de tenacidade à fratura do material. A Figura 2.13 , apresenta uma abordagem geométrica da definição de CTOD.

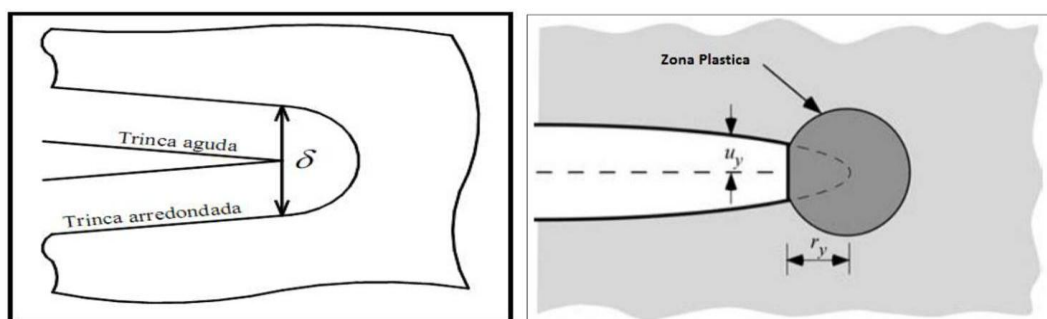


Figura 2.13: Deslocamento CTOD (δ) de abertura da ponta de uma trinca decorrente da quebra de agudez provocada pelo escoamento à sua frente. (ANDESON, 2005).

Segundo Moore & Pisarske (2013), o CTOD tem sido o parâmetro de tenacidade à fratura mais amplamente utilizado na indústria de petróleo e gás por mais de 50 anos. Sendo utilizado para caracterizar o uso de aços de médio carbono e aços manganês utilizados em vasos de pressão, plataformas *offshore* e oleodutos, onde a aplicação da MFLE é insuficiente para explicar sua ductilidade.

Ainda segundo Moore & Pisarske; (2013), uma vez que o teste de tenacidade à fratura (teste CTOD) tornou-se padronizado pelas normas BS 7448(1991), ASTM E1290 e ISO 15653 (2010); o conceito CTOD goza de uma reputação internacional estabelecida em

avaliação em serviços, inicialmente por meio da curva de projeto CTOD e, em seguida, pelo diagrama de análise de falhas, permitindo sua utilização para determinar o tamanho do defeito tolerável na avaliação da integridade estrutural da solda.

A determinação experimental do parâmetro CTOD utiliza procedimentos normalizados. A medição das curvas de carga em função da abertura do entalhe depende do comportamento da fratura do material, da eficiência do sistema de teste e da flexibilidade e concentricidade de instalação do corpo de prova nos suportes de carga, entre outras. Segundo as normas, podem ocorrer seis possíveis curvas de respostas relacionadas a ensaios de tenacidade à fratura, como pode ser observado na Figura 2.14.

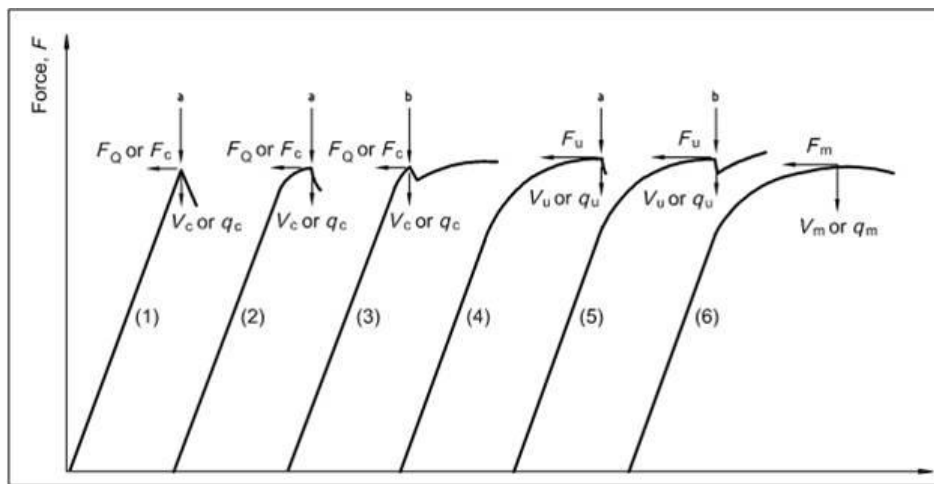


Figura 2.14: Tipos de curvas de resposta encontradas em ensaios de tenacidade à fratura.(ISO 12135: 2002).

A curva 1 satisfaz a um ensaio onde não houve propagação estável da trinca e a propagação instável da trinca ocorreu com pouco ou nenhum escoamento plástico a frente da ponta da trinca. Não há componente plástica do deslocamento da abertura da ponta da trinca (V_p), ou seja, o CTOD é composto apenas da parcela elástica. As curvas 2 e 3 possuem desvio da linearidade, o que indica a presença de plasticidade a frente da ponta da trinca de tamanho significativo em relação ao ligamento do corpo de prova. Em muitos casos, há uma rápida propagação instável da trinca denominado “*pop-in*”. Para as curvas 4 e 5 são características de materiais de maior tenacidade à fratura, uma vez que a região não linear da curva é maior em relação às curvas da situação anterior, o que indica maior propagação estável da trinca antes da fratura. E por fim, a curva 6, onde verifica-se que a carga permanece constante dentro de um patamar máximo, antes do início da propagação instável de trinca, isto é, o material não é

mais capaz de resistir ao carregamento. Nesse caso, o CTOD calculado para essa condição é considerado de carga máxima (δ_m).

Em juntas soldadas a determinação de CTOD ocorre, geralmente, via corpos de prova SE(B), que utiliza o método da rótula plástica e foi adaptado e padronizado pelas normas ISO 12135(2002), BS 7448-I (1991) e ISO 15653(2010). O parâmetro CTOD é considerado o mais eficaz para a análise da resposta de tenacidade à fratura de juntas soldadas dissimilares (ALMEIDA 2014).

Esse método considera que as metades do corpo de prova rotacionam ao redor de um centro fixo, designado centro de rotação aparente, situado abaixo da ponta da trinca. O centro de rotação aparente marca o ponto ao redor do qual ocorre a deformação plástica, devido ao carregamento aplicado. Por meio de uma relação geométrica com a abertura da boca da trinca (CMOD), tem-se o valor do CTOD a partir de uma semelhança entre triângulos. Ou seja, o método da rótula plástica (r_p) é fundamentado em relações geométricas envolvendo o deslocamento de abertura do entalhe como mostra a Figura 2.15.

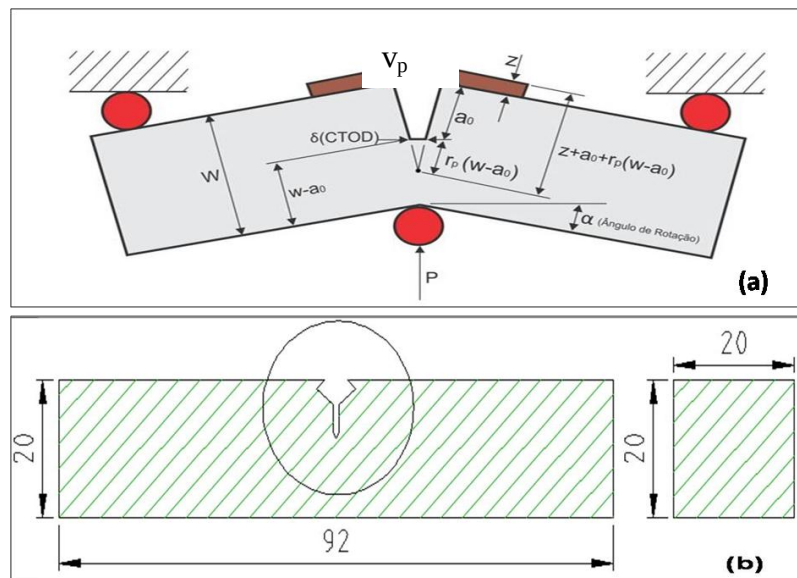


Figura 2.15: Corpo de Prova tipo SE(B); a) quando tem suporte de fixação $z \neq 0$; b) Para $z=0$.

A espessura da base de fixação do *clip gage* é responsável pela indicação do V_p . Atualmente utiliza-se o próprio corpo de prova, para confeccionar o entalhe com a base de fixação, assim diminuindo erros de posicionamento como e mostrado na Figura 2.16(b), onde $z=0$.

O cálculo dos valores de CTOD conduzido por meio do método da rótula plástica descrito pela norma BS7448, divide o CTOD (δ) total em duas componentes: uma parcela elástica (δ_{el}), dependente do fator de intensidade de tensão e outra plástica (δ_{pl}) dependente da parcela plástica do carregamento, sendo que ambas dependem das características geométricas do corpo-de-prova.

$$\delta = \delta_{el} + \delta_{pl} \quad (2.5)$$

$$\delta = \left[\left(\frac{S}{W} \right) \frac{F}{(BB_N W)^{0,5}} g_1 \left(\frac{a_0}{W} \right) \right]^2 \left[\frac{(1-\nu^2)}{2R_{0,2}E} \right] + \frac{0,6\Delta a + 0,4(w-a_0)V_p}{0,6(\Delta a + a_0) + 0,4w + z} \quad (2.6)$$

Sendo que :

W=largura do corpo de prova;

B=espessura do corpo de prova

E = Módulo de Elasticidade [MPa];

ν = coeficiente de Poisson [adimensional];

σ_{ys} = limite de escoamento [MPa];

z = altura do apoio para extensômetro de medição de abertura da boca da trinca[mm];

W = largura do corpo de prova [mm];

a_0 = comprimento da pré-trinca [mm];

V_p = componente plástica da abertura da boca da trinca do corpo de prova [mm];

r_p = distância do centro de rotação aparente à extremidade da trinca [mm].

$g(a_0/W)$ =fator que depende da geometria do corpo de prova;

(ν) =coeficiente de Poisson;

(σ_{YS}) =limite de escoamento para a temperatura no qual o ensaio de CTOD foi realizado;

Antes do levantamento da Curva CMOD, é necessário abrir uma pré-trinca de fadiga na continuidade do entalhe usinado. Essa tem como objetivo estabelecer uma trinca com grau de agudez próximo ao das trincas microestruturais antes da realização do ensaio (ISO 12135 ,2010)

Uma vez realizado o levantamento da curva Carga(P) vs CMOD, o valor de CTOD de carga máxima é obtido determinando a componente plástica (V_p), traçando-se uma paralela ao regime linear elástico da curva carga(P) vs CMOD. A Figura 2.16 ilustra o procedimento

para determinação do valor de V_p , com base nas normas ISO 12135:(2010), BS 7448-I:(1991).

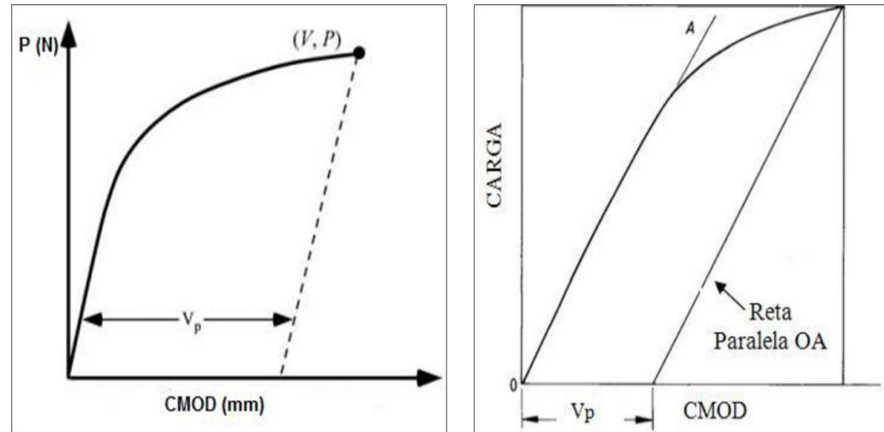


Figura 2.16: Procedimento para obtenção do V_p

2.6.1 Aplicação do parâmetro CTOD em juntas soldadas

A tenacidade à fratura de um material é definida como sua habilidade de resistir a um determinado valor de intensidade de tensão na ponta da trinca sem que ocorra a fratura. Para que ocorra a fratura, é necessário atingir um valor de CTOD gerado por um fator crítico de intensidade de tensões, que deve ser tratado como uma característica da região à frente da trinca para um dado material testado sob um conjunto de condições. Sendo assim, a tenacidade a fratura depende de vários fatores como, microestrutura do material e das condições de sollicitação mecânica, como a taxa de carregamento imposta ao material e da temperatura, estado de tensão, estado triaxial causado pela presença de uma trinca, ou qualquer outro concentrador de tensão, o mais prejudicial à tenacidade (RIBEIRO, 2016, YANG et al., (2015), ZHANG et al., (2002).

Em juntas soldadas, a determinação da tenacidade à fratura torna-se ainda mais complexa, por está associada a outros fatores como as propriedades dos metais de base e adição poderem apresentar heterogeneidades das características mecânicas. A presença de tais dissimilaridades (usualmente denominadas *weld trength mismatch*) altera a distribuição de tensões à frente do defeito e, conseqüentemente, a posição do ponto rotular, além das mudanças microestruturais na ZTA, devido aos sucessivos ciclos térmicos do processo de soldagem.

Com o objetivo de verificar a tenacidade a fratura em juntas soldadas, principalmente na ZTA, as normas como a ISO 15653 (2010), DNV OS-F101 (2000) recomendam que a

ponta da trinca de fadiga esteja posicionada em maior parte na estrutura de grãos grosseiros, a fim de garantir que os resultados sejam representativos. Geralmente, nesses casos específicos, são utilizados chanfros do tipo meio V ou K, para as juntas de grandes espessuras. Ainda segundo as normas, o entalhe deve ser usinado a 1mm da linha de fusão dentro da ZTA. A Figura 2.17 mostra uma representação esquemática da localização do entalhe da região de grãos grosseiros.

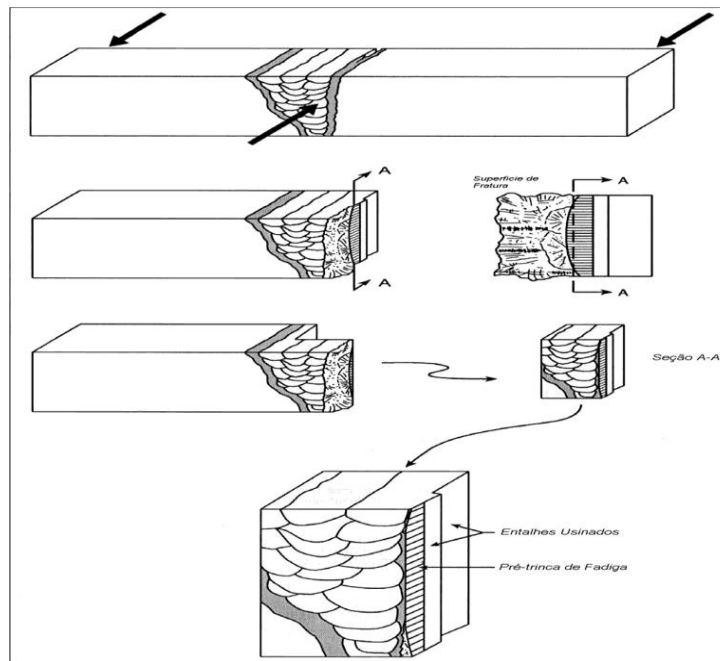


Figura 2.17: Desenho esquemático do seccionamento de uma junta soldada (API RP 2Z, 2005)

2.6.2 Localização e orientação do plano para ensaio de CTOD em juntas soldadas

A orientação para retirada dos corpos de prova e introdução da pré-trinca de fadiga depende de cada trabalho e do interesse particular da pesquisa. A Figura 2.18 apresenta os códigos estabelecidos pela norma ISO 15653 (2010), com orientação dos planos da pré-trinca de fadiga e retirada dos corpos de prova em função da direção principal dos grãos do metal de base e da direção da solda, onde:

- ✓ N → Direção normal a solda
- ✓ P → Direção paralela a solda
- ✓ Q → Direção da espessura da solda.

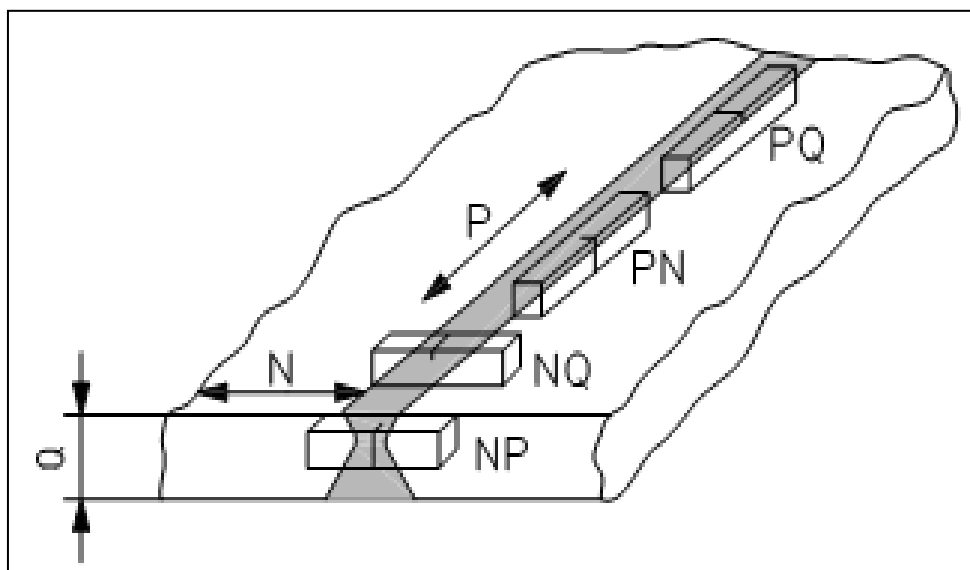


Figura 2.18: Código utilizado na definição do plano da pré trinca de fadigaem função da orientação da solda em uma junta. (ISO 15653:10).

A primeira letra representa a direção normal à orientação do plano da trinca e a segunda letra a orientação do plano da trinca. Em relação à posição do entalhe, os corpos de prova da juntas soldadas tipo NQ e PQ são classificados como corpos de prova de entalhe superficial, enquanto os do tipo NP e PN como corpos de prova de entalhe transversal à espessura. Caso a orientação do plano da pré-trinca seja definida com relação a uma microestrutura específica, micrografias pré e pós teste devem ser realizadas para se verificar as restrições de validação do ensaio em relação a escolha da localização do plano de desenvolvimento da pré- trinca de fadiga.

2.6.3 Tenacidade à fratura (CTOD) em juntas dissimilares

Toda análise teórica e experimental da tenacidade à fratura, tem como um dos seus princípios a condição de homogeneidade do material em torno da trinca instalada, fato esse que nem sempre corresponde à realidade como é o caso de juntas soldada ou interface dissimilar (ALMEIDA, 2014).

Independente do processo, projeto e procedimento de soldagem, o metal fundido e suas adjacências são expostos a ciclos de deformação, ciclos térmicos e principalmente a transformações severas, acarretando heterogeneidade de caráter metalúrgico, microestruturais e mecânico, entre outras. Esses fenômenos têm grande relação com a resistência mecânica,

tenacidade à fratura, aparecimento e propagação de trinca que comprometem as juntas e estruturas soldadas.

Todas essas condições existentes em juntas soldadas com estruturas e propriedades distintas são denominadas de forma geral como Dissimilaridade de Mecânica da Solda (DMS) ou em inglês (*welds strength mismatch*).

Frente às grandes mudanças provocadas pelo procedimento de soldagem sobre o controle microestrutural e da presença de DMS sobre os campos de tensões e forças motrizes de trincas, os valores de tenacidade à fratura de juntas soldadas dissimilares são fortemente afetados em relação aos respectivos metais de base (DONATO, 2009)

Dependendo do nível de heterogeneidade ou dissimilaridade de resistências entre os materiais, a força motriz da trinca representada pelo parâmetro CTOD, pode atingir valores bem mais significativos do que em uma situação de homogeneidade.

Para Kim & LEE (2000), o nível ou fator de dissimilaridade M (do inglês: *Mismatch*) é determinado pela relação entre a mais alta resistência ao escoamento (σ_{Hy}) e a mais baixa resistência ao escoamento (σ_{Ly}) dos metais na interface de uma determinada união. O fator de dissimilaridade é estabelecido pela equação 2.7.

$$M = \frac{\sigma_{Hy}}{\sigma_{Ly}} \quad (2.7)$$

Assim, a dissimilaridade mecânica na solda pode ser analisada de três modos:

- Com o metal de base mais resistente (*overmatch*), $M > 1$ ($\sigma_{Hy} > \sigma_{Ly}$).
- Quando ambos os materiais têm mesma resistência (*evenmatch*), $M = 1$ ($\sigma_{Hy} = \sigma_{Ly}$).
- Quando o metal de adição é menos resistente que o metal de base (*undermatch*). $M < 1$ ($\sigma_{Hy} < \sigma_{Ly}$).

Observa-se que o grau de dissimilaridade M , quantifica a maior ou menor resistência dos metais de solda quando comparado com o metal de base. As condições de *undermatch* ($M < 1$) são pouco usuais na prática de projetos de fabricação, no entanto podem eventualmente ocorrer em casos de seleção não cuidadosa do metal de adição. Para condição de *overmatch* ($M > 1$), são usuais e facilmente encontradas na prática, principalmente em níveis de até $M = 1,2$. Para níveis entre $M = 1,2$ e $1,5$ são relativamente comuns, embora menos usuais. No caso de maiores dissimilaridades $M > 1,5$ são incomuns na prática de soldagem e fortemente impactantes no comportamento das estruturas das quais fazem parte.

A Figura 2.19 ilustra esquematicamente a deformação assimétrica de corpos-de-prova SE(B) com diferentes propriedades entre o metal de base (MB) e metal de solda (MS), segundo a análise feita por Donato (2008), um metal de solda mais resistente (HS-*highers trength*) em relação ao metal de base (LS-*lowers trength*), os fatores rotacionais plásticos são definidos como função da geometria da junta soldada e do nível de dissimilaridade mecânica.

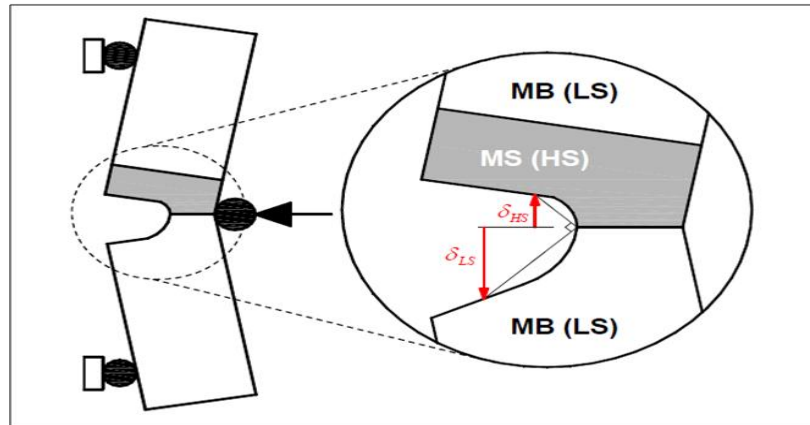


Figura 2.19: Ilustração esquemática da deformação assimétrica de juntas interfaciais (DONATO, 2008).

Ainda de acordo com as observações feitas por Donato (2008), há uma pequena influência da dissimilaridade para trincas profundas, nesse caso em que a razão a_0/w é igual a 0,5, e o M_L (*Mismatch Level*) for igual a 1 (*evenmatch*), o valor de r_p gira em torno de 0,44. Por outro lado, trincas rasas apresentam grande sensibilidade para qualquer nível de dissimilaridade e a avaliação de CTOD pode sofrer desvios expressivos.

Os efeitos da dissimilaridade em juntas soldadas também foram estudados por Kim et al.(2003), os autores analisaram as trincas localizadas no centro do metal de solda e na interface com o metal de base, através da variação do CTOD do material mais dúctil em relação ao CTOD total da junta (δ_{total}) para corpo de prova SE(PB) e M(T), como mostra a Figura 2.20.

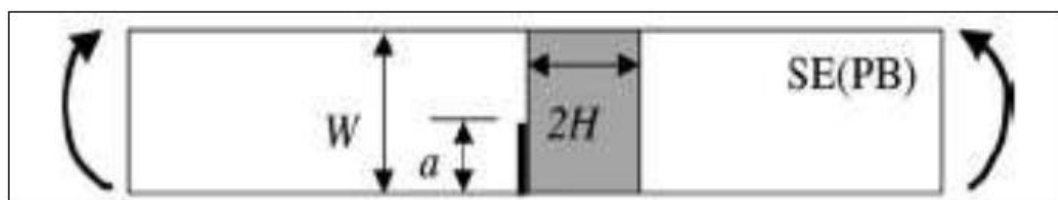


Figura 2.20: Trinca interfacial em uma junta dissimilar corpo de prova SE(B) sob flexão em quatro pontos. (KIM et al., 2003).

Segundos as análises feitas por Kim *et al.*(2003),na situação de trinca interfacial, um forte desvio da trinca foi verificado na direção do material de menor resistência.

Trabalho semelhante foi realizado por Dodge et al. (2013), que verificaram que o desvio inicial da trinca ocorreu em direção ao material mais dúctil, ou seja, nesse caso o metal de solda.

Os resultados encontrados por Dodge et al. (2013), também verificados por Almeida (2014); em juntas dissimilares de mesmo material, constataram que na situação com pré-trinca de fadiga localizada na ZTA, a 1 mm da linha de fusão na interface da solda deamanteigamentodo aço AISI 8630Mcom Inconel 625, a deformação plástica da junta foi bem mais significativa do que a do metal de base. Este fato está associado à condição *undermatch* $M= 0,66$, onde, praticamente, todo o campo de tensão e deformação foi desviado para o lado do metal de solda, ou seja, uma vez que tem o comportamento consideravelmente mais dúctil do que o metal de base.

Ensaio de mecânica da fratura têm sido realizados na tentativa de avaliar a tenacidade de interfaces dissimilares que apresentaram falhas quando submetidas a um sistema de proteção catódica. Pope et al. (2005) e Gittos (2008), através de ensaios de CTOD demonstraram que os corpos de prova com menor tenacidade tiveram a trinca nucleada em ZPDs com microestrutura martensítica e dureza acima dos 400 HV.

Almeida (2014) fez uma comparação do grau de dissimilaridade *undermatch* e concluiu que o valor do CTOD da junta soldada atingiu praticamente o dobro do CTOD do metal de base. Também verificou a influência do hidrogênio retido nos resultados de tenacidade à fratura e constatou que houve uma queda de aproximadamente 25% para o MB(Aço 8630M) em relação a condição sem hidrogenação.

2.6.4 Influência do hidrogênio na tenacidade à fratura

Os efeitos do hidrogênio sobre a tenacidade à fratura de aços estruturais ainda são escassos na literatura, na maioria dos estudos são baseados nos ensaios de tração. A tenacidade à fratura de um material de boa ductilidade na presença do hidrogênio tem se mostrado controverso (ALVES, 2014). Em alguns aços estruturais para fins de transporte de óleo e gás não se verifica evidências significativas nas reduções dos parâmetros de tenacidade à fratura como é o caso CTOD ou Integral J, o que mostra que a tenacidade à fratura com a

influência do hidrogênio é função de diferentes fatores tais como, taxa de deformação, processo de hidrogenação, microestrutura, existência da proteção catódica, entre outros.

Vários autores realizaram estudos com ensaios de CTOD, com o objetivo de quantificar a influência do hidrogênio, nessa propriedade mecânica.

Costa (2015) submeteu os corpos de prova a testes de tenacidade ao ar e após dopagem por hidrogênio, num período de 24 horas, com potencial catódico de -1100 mV, em uma solução de 3,5% de NaCl. Os testes de tenacidade à fratura apontaram para uma redução de tenacidade em função da presença do hidrogênio. Foi observado também que há fortes indícios de que o efeito nocivo do hidrogênio na tenacidade do material está relacionado à decoesão interfacial aumentada pelo hidrogênio (HEDE – Decoesão Reforçada Pelo Hidrogênio), devido aos seus efeitos na energia e no mecanismo de fratura.

Song et al.,(2018) investigaram o comportamento da tenacidade à fratura do aço 2,25 Cr-1Mn 0,25V. O estudo foi realizado com corpos de prova de CTOD, com flexão em três pontos sob condições com e sem dopagem por hidrogênio. Verificou-se que a tenacidade à fratura do metal de base diminuiu significativamente sob condições de carga de hidrogênio devido à coexistência dos mecanismos HEDE (Decoesão Reforçada Pelo Hidrogênio) e de HELP (Plasticidade Localizada Reforçada pelo Hidrogênio).

Hagiwara e Oguchi (1999) avaliaram a susceptibilidade a corrosão sob tensão na presença do hidrogênio do aço API 5L X65, com ênfase em ensaios de mecânica da fratura (CTOD) considerando a existência de proteção catódica e flexão em três pontos. Os ensaios foram conduzidos em célula com solução para carregamento catódico de hidrogênio e também ao ar. O tempo destinado à hidrogenação foi de 12 h e os ensaios foram realizados em velocidades entre 0,25 e 0,001 mm/min. Foram verificados valores iguais de CTOD crítico para as duas condições de teste (ar e solução hidrogenada) para velocidade de ensaio igual a 0,25 mm/min.

Andres, Mcquen e Millwood(2001) realizaram estudos com CTOD em corpos de provas de aço API 5L X80, do tipo flexão em três pontos, hidrogenados a partir do princípio da proteção catódica, com tempos entre 4 e 336 h. Para uma solução de pH =7 e uma velocidade de 0,01 mm/min, o aumento do tempo de hidrogenação causou uma redução significativa nos valores de CTOD, em relação aos valores obtidos ao ar.

CAPÍTULO III

3 MATERIAIS E MÉTODOS

3.1 Metal de Base

O aço AISI 4130 foi utilizado como metal de base para receber o amanteigamento e formar a região a ser investigada, sua composição química é mostrada na Tabela 3.1. Trata-se de um aço de alta resistência e baixa liga, sendo bastante utilizado no segmento de petróleo e gás, por atender aos requisitos de altas resistências mecânica exigidos para este tipo de aplicação.

A motivação para a escolha do aço AISI 4130 nessa pesquisa deu-se em função de uma série de falhas por trincamento na interface do amanteigamento de flanges, geralmente, nos aços AISI 8630 e F22 utilizados no setor petrolífero, quando submetidos a proteção catódica. Assim, o aço AISI 4130 encontra-se como uma alternativa, por não ter um histórico de falhas dessa natureza. Além disso, pela necessidade de combinar outros materiais em juntas dissimilares que venha minimizar os riscos de fragilização pelo hidrogênio, proveniente da proteção catódica.

Tabela 3.1. Composições químicas do aço AISI 4130

Composição química do aço (%)								
Aços	C	Si	Mn	P	Cr	Mo	Ni	V
AIS4130	0,30	0,26	0,53	0,01	0,89	0,17	0,07	0,01

Devido às dificuldades de aquisição desse aço, na forma de chapa, o mesmo foi adquirido na configuração de tarugo, forjado com 218 mm de diâmetro e 230 mm de comprimento. Em seguida, o tarugo foi fatiado em placas com dimensões 110 mm x 30 mm x 75 mm para serem utilizadas como metal de base. Após o corte das chapas, realizou-se um procedimento de tratamento térmico em duas etapas. A primeira etapa consistiu na realização de uma têmpera e em seguida, foi feito um revenimento, conforme parâmetros apresentados na Figura 3.1.

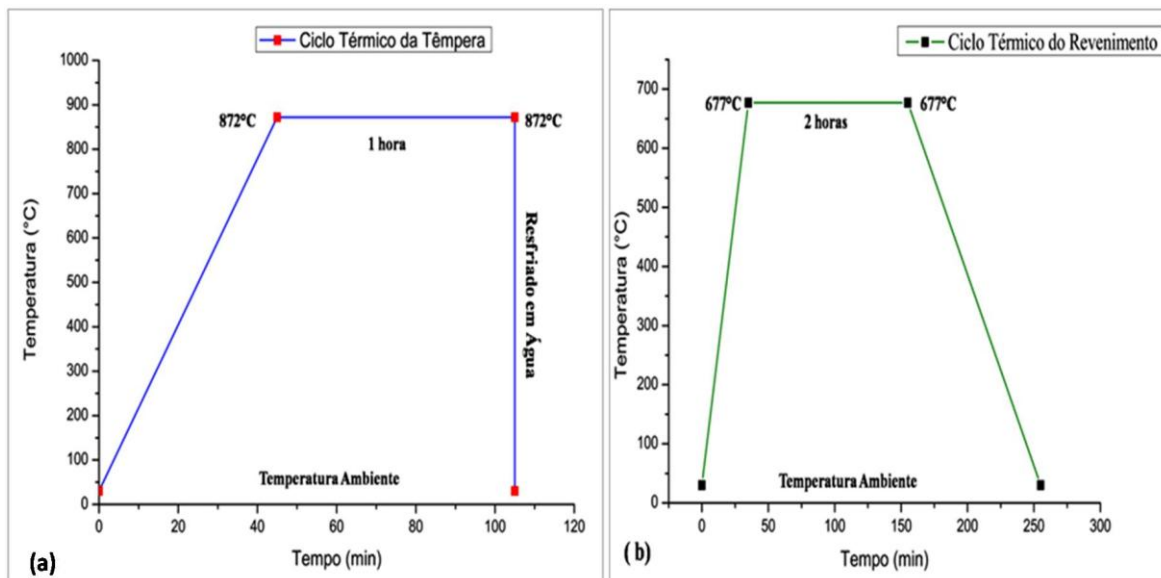


Figura 3.1: Tratamento térmico do aço AISI 4130. a) Têmpera em água; b) Revenido ao ar

A Têmpera tem como objetivo proporcionar a resistência mecânica para atender os requisitos para aplicações subaquáticas e revenimento para aliviar de tensões e obtenção de dureza, resistência mecânica e tenacidade aos valores desejados.

No processo de tratamento térmico de têmpera as chapas foram colocadas em uma caixa metálica e na sequência fez-se o recobrimento com limalhas de ferro fundido. Esse procedimento visa evita a possibilidade de decarbonetação do material. A taxa de aquecimento foi de 20 °C /min com temperatura máxima de 872 °C e tempo de duração de uma hora. Depois as chapas de aço foram resfriadas em água com temperatura de aproximadamente 25 °C.

Para o revenimento utilizou-se uma taxa de aquecimento de 20 °C/ min, 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.

O outro metal de base utilizado para formar a junta soldada foi o aço ASTM A36, adquirido na forma de chapa laminada com espessura de 25,4 mm e dimensões de 2000 mm x 300 mm. Em seguida, as placas de aço ASTM A36 foram cortadas com dimensões 110 mm x 30 mm x 75 mm para serem utilizadas como metal de base na solda de fechamento. Como o objetivo era estudar a interface da solda de amanteigamento do aço AISI 4130 com as diferentes ligas de níquel, nenhuma caracterização mecânica e microestrutural foi necessária para o aço A36, cuja composição química encontra-se representada na Tabela 3.2

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

C	Mn	Si	P	S	Al	Nb	Ni	Ca
0,13	0,98	0,2	0,024	0,012	0,036	0,001	0,01	0,0015

3.2 Consumíveis

Foi utilizado como metal de adição dois arames maciços: o AWS ERNiCrMo-15 (Inconel 725) e AWS ERNiCrMo-3 (Inconel 625), com diâmetro de 1,2 mm. Os arames são ligas de níquel com alta resistência a corrosão e mecânica, sendo por isso, utilizado no segmento de petróleo e gás como metal de revestimento e união para soldagem de componentes e estruturas. A composição química, em termos de percentagem em peso, encontra-se apresentada na Tabela 3.2.

Tabela 3.3: Composição química do arame (massa), segundo o fabricante. AWS ERNiCrMo-15(Inconel 725) / AWS ERNiCrMo-3(Inconel 625) (%)

Composição Química (%)ERNiCrMo-15 (Inconel 725)							
Ni	Cr	Mo	Fe	Ti	Al	Nb	Mn
58,3	20,8	8,0	7,4	1,52	0,21	3,5	0,07
Composição Química (%)ERNiCrMo -3 (Inconel 625)							
Ni	Cr	Mo	Fe	Ti	Al	Cu	Nb/Ta
64,5	22,27	8,87	0,13	0,2	0,3	0,01	3,59

Outra aplicação importante é seu uso como metal de amanteigamento em juntas compostas de flanges e componentes de sistemas mecânicos dissimilares. A escolha desses arames no desenvolvimento desse trabalho teve como motivação as falhas ocorridas na interface do amanteigamento mencionada no Capítulo 2. A utilização do Inconel 625 justifica-se pelo fato de que, mesmo sendo um material bastante pesquisado, existem lacunas nas pesquisas com relação ao procedimento de soldagem. Já o Inconel 725 é um material que oferece maior resistência mecânica e por apresentar uma escassez de informação na literatura, quanto a sua utilização em procedimentos de soldagem. Mesmo existindo relatos de falhas na interface do amanteigamento, quando utiliza-se o Inconel 725, comparado ao Inconel 625, há muito pouca literatura sobre sua aplicação.

Como gás de proteção foi utilizado uma mistura de gases inertes, composta por 75% Argônio +25% Hélio, com vazão de 20 l/min por recomendação do fabricante e também por propiciar uma melhor molhabilidade em função do maior aporte térmico gerado. O uso dessa mistura também teve a motivação em trabalhos anteriores encontrado na literatura como AGUIAR (2010) e MAGALHÃES (2008) . Esses autores observaram que quando utilizou-se o argônio puro com Inconel 625, a solda apresentou baixa molhabilidade, o que favorece o surgimento de defeitos entre passes.

3.3 Procedimento de soldagem

O procedimento de soldagem da junta dissimilar ocorreu em duas etapas: inicialmente, foi realizado o amanteigamento do aço AISI 4130 com as ligas de níquel, em seguida, foi realizado um tratamento térmico de alívio de tensões. Na sequência realizou-se a união da amostra amanteigada com o aço ASTM A36. Em ambos os casos, a solda de fechamento foi realizada com o mesmo metal de adição utilizado na soldagem de amanteigamento.

3.3.1 Soldagem de amanteigamento

Utilizou-se para execução do amanteigamento uma fonte de energia microprocessada, multiprocessos e sinérgica. Um sistema de aquisição de dados foi utilizado para monitoramento e controle das grandezas como corrente de soldagem, tensão do arco, velocidade de alimentação do arame e vazão de gás de proteção. O sistema de aquisição de dados também foi usado para auxiliar no controle e ajuste das variáveis, principalmente quando foram definidos os parâmetros para o modo de corrente pulsada. O amanteigamento foi realizado de forma mecanizada, para ambos os modos de correntes. O controle da velocidade de soldagem se deu através de um sistema mecânico para o translado da tocha.

Os parâmetros de soldagem para o amanteigamento foram definidos a partir de recomendações do fabricante dos eletrodos, catálogos, literatura (*Welding Handbook* - AWS, 1991; MACHADO, 1996; BAIXO e DUTRA, 2009, ALMEIDA ,2014). Uma série de ensaios preliminares foi realizada variando-se os parâmetros: velocidade de alimentação do arame (v_a), tensão do arco (U), velocidade de soldagem (Vs) e a distância bico de contato peça DBCP(Distância de Bico de Contato-Peça). Com o objetivo de determinar o melhor procedimento de soldagem que propiciasse os menores níveis de diluição possíveis, o controle das ZPD's, nível de estabilidade do arco que resultasse em cordões de solda homogêneos,

com qualidade superficial e boa molhabilidade. Com base nestes requisitos, os ensaios preliminares realizados mostraram que, devido às diferenças entre os arames, as condições de soldagem não poderiam ser as mesmas para os dois arames. Sendo assim decidiu-se manter como parâmetro de controle a constante de deposição (KD), que é calculada em função da velocidade de alimentação do arame (V_a) e da velocidade de soldagem (V_s), conforme mostrado na Equação (3.1).

$$KD = \frac{V_s}{V_a} \quad (3.1)$$

Esse procedimento teve como objetivo manter um referencial constante entre os testes, bem como para diminuir a interferência de qualquer diferença na quantidade de material depositado por comprimento de solda na análise dos resultados. As Tabelas 3.4 mostram os parâmetros de soldagem para ambos os modos de correntes adotados.

Tabela 3.4. Parâmetros de soldagem para os diferentes arames no MIG convencional

Modo de corrente convencional						
Inconel	Im(A)	U(V)	Va(m/min)	Vs(mm/min)	DBCP(mm)	E(kJ/mm)
625	183,9	32,2	6,5	164	12	2,16
Inconel	Im (A)	U (V)	Va (m/min)	Vs (mm/min)	DBCP (mm)	E (kJ/mm)
725	163,8	26	6,5	164	14	1,55
Modo de corrente pulsada						
Arames	Im (A)	U(V)	Va (m/min)	Vs (mm/min)	E (kJ/mm)	
Inconel 625	187,7	36,4	6,5	164	2,49	
	DBCP (mm)	I _p (A)	I _b (A)	t _p (ms)	t _b (ms)	
	17	300	131	3,0	5,1	
Inconel 725	Im (A)	U (V)	Va (m/min)	Vs (mm/min)	E (kJ/mm)	
	187,5	33,5	6,5	164	2,29	
	DBCP (mm)	I _p (A)	I _b (A)	t _p (ms)	t _b (ms)	
	17	300	131	3,0	5,1	

Após a definição dos parâmetros de soldagem, o amanteigamento foi realizado em placas de aço AISI 4130 com dimensões 110 mm x 30 mm x 75 mm. As placas foram fixadas em um suporte conforme mostrado na Figura 3.2. Com o objetivo de reduzir a taxa de

resfriamento e minimizar a formação de martensítica na ZTA do amanteigamento, aplicou-se um pré-aquecimento na placa de no mínimo 240 °C. O pré-aquecimento também facilita a saída do hidrogênio para fora da junta e reduz os níveis de tensões residuais. A temperatura de inter-passe foi mantida no intervalo de 240 °C à 280 °C. Esse controle de temperatura foi realizado com um pirômetro óptico digital com fundo de escala de 1500 °C.

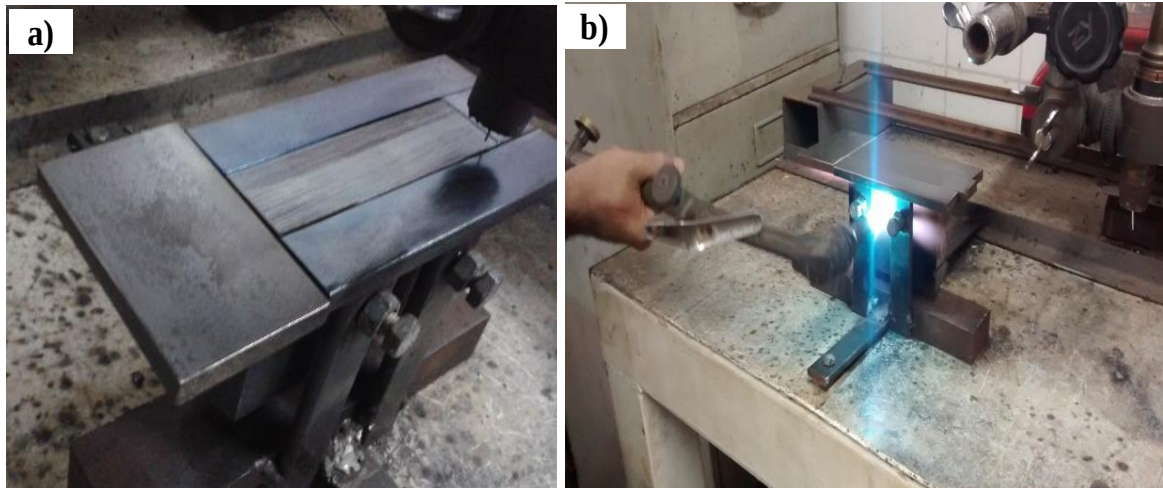


Figura 3.2: Etapas utilizadas na metodologia da pesquisa: a) Estrutura utilizada para o amanteigamento e b) Pré-aquecimento entre 240 °C a 280 °C

Para garantir uma deposição de cordões uniformes foram fixadas abas laterais e frontais para abertura e fechamento do arco elétrico, como pode ser visto na Figura 3.2.

A quantidade de passes e camadas necessária para o amanteigamento foram definidas de modo que a espessura mínima de 9,5 mm para o amanteigamento fosse atendida. Essa espessura é considerada suficiente para manter a ZTA da solda de fechamento (CENPES, ALMEIDA, 2014). Para isso foi necessário vários pré-testes com o objetivo de minimizar o máximo possível a quantidade de passes e, assim reduzindo o custo na fabricação do amanteigamento.

Ficou definido que para o amanteigamento com o Inconel 725 no modo de corrente convencional seriam necessárias 3 camadas, com 4 passes na primeira e 3 nas seguintes, totalizando 10 cordões de solda. Para o modo de corrente pulsada foram necessárias 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 soldagem com a corrente pulsada devido a maior largura do cordão de solda e menor reforço.

No amanteigamento do Inconel 625 com corrente pulsada foram necessárias 4 camadas de cordões de solda, sendo a primeira com 3 passes e as 3 camadas subseqüente com 2 passes cada uma. Para o procedimento de soldagem com corrente convencional foram necessárias 3 camadas com 3 passes. A Figura 3.3 apresenta a configuração utilizada para os dois tipos de metais de adição e os modos de corrente de soldagem utilizados.

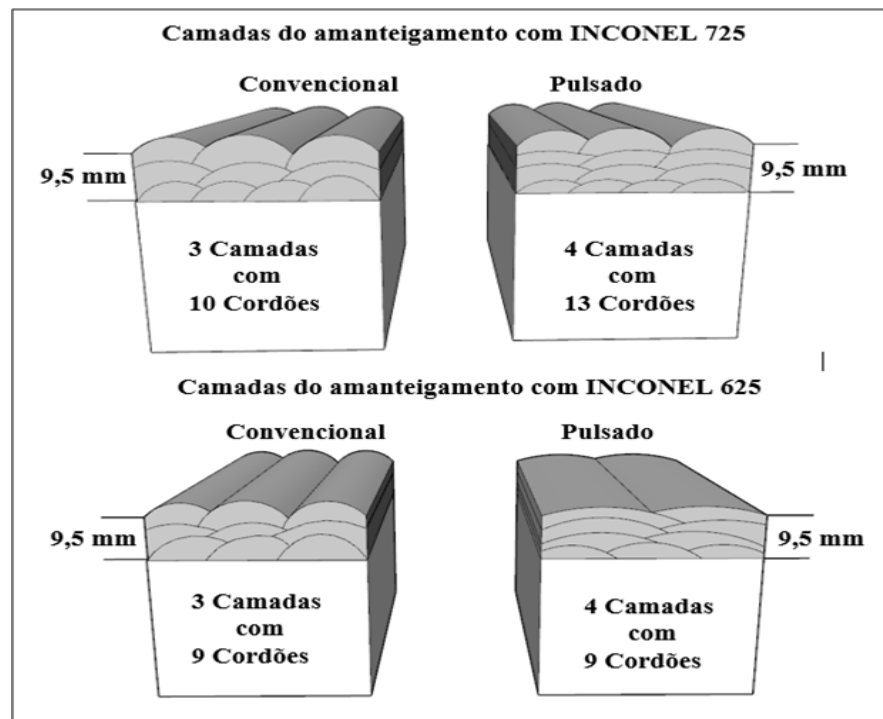


Figura 3.3: Metodologia adotada para o processo de amanteigamento (NOVA, 2017)

O procedimento para a realização dos passes adjacente, a abertura do arco foi há 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 como mostra a Figura 3.4.

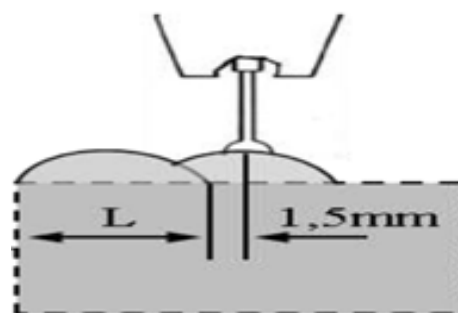


Figura 3.4: Posição da sobreposição dos cordões

3.3.1.1 Usinagem e tratamento térmico de alívio de tensão (TTAT)

Após a conclusão do procedimento de amanteigamento, iniciou-se a operação de usinagem das placas amanteigadas, utilizando-se: serra fita para um corte preliminar das abas e em seguida realizou-se o faceamento na fresadora. Durante o fresamento, conforme mostrado na Figura 3.5, verificou-se que, apesar da baixa dureza do metal de solda, o material mostrou-se de difícil usinagem. Este fenômeno é decorrente da propriedade de alto endurecimento por trabalho a frio das ligas de níquel Inconel 625/ Inconel 725. O Inconel 725 teve sua usinagem dificultado, também, por causa de sua elevada dureza.



Figura 3.5: Operação de fresamento das placas amanteigadas

Após o processo de usinagem, antes da realização do TTAT, foram retiradas por eletroerosão amostras nas dimensões de 30 mm x 25 mm, para caracterização microestruturais e análise da dureza e microdurezas pontuais na interface do amanteigamento. Esse procedimento teve como objetivo quantificar o efeito do TTAT destas propriedades da interface do amanteigamento. Em seguida, foi feito um tratamento térmico de alívio de tensão (TTAT) nas placas amanteigada. O ciclo térmico para alívio de tensões está esquematizado na Figura 3.6.

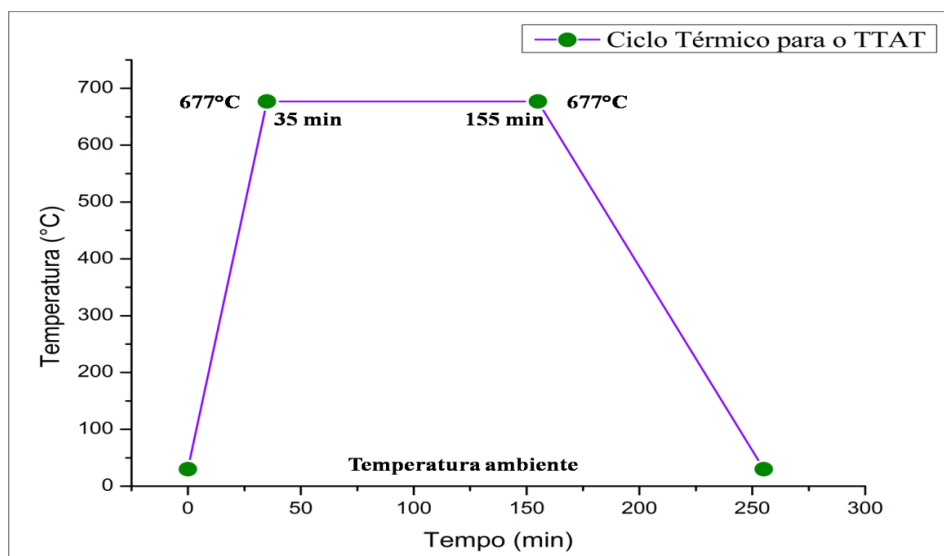


Figura 3.6: Ciclo térmico do tratamento térmico de alívio de tensão.

O TTAT consistiu de um aquecimento à taxa de 20 °C/min até a temperatura de 677 °C, onde foi mantida por duas horas e, em seguida, as espécimes foram retiradas e resfriada ao ar. Após o TTAT, foram retiradas novamente amostras para a caracterização microestrutural, com o objetivo de analisar a influência do mesmo na microdureza e microestrutura da interface.

3.3.1.2 Caracterização da interface da solda do amanteigamento

Uma caracterização microestrutural foi desenvolvida para avaliar a influência dos procedimentos de soldagem sobre as regiões da interface da solda de amanteigamento e analisar se houve o surgimento de novas fases, variações no tamanho dos grãos, precipitações de carbonetos, aparecimento de segundas fases e formação de regiões duras e frágeis. Estas transformações microestruturais que se processam na ZTA e na interface provocam perdas localizadas das propriedades mecânica e, principalmente, degradação na tenacidade a fratura em materiais originalmente dúcteis. Além de favorecer os mecanismos de fragilização pelo hidrogênio.

A microestrutura na interface da linha de fusão do amanteigamento foi analisada em ambas as condições. Utilizaram-se as técnicas de microscopias óptica (MO) e eletrônica de varredura (MEV).

As amostras extraídas da região do metal de base e da ZTA do amanteigamento, foram preparadas segundo a norma ASTM E3 (2011), após os procedimentos de lixamento e

polimento, a revelação da microestrutura foi obtida por meio de dois ataques que foram realizados na seguinte sequência: em primeiro lugar, imersão em um recipiente com Nital a 2% durante 20 s para revelação da microestrutura do aço AISI 4130; em segundo lugar, um ataque eletrolítico com ácido crômico a 10%, para revelação da microestrutura do Inconel 625 e Inconel 725. As amostras foram submetidas a uma voltagem de 5 mV. A Figura 3.7 mostra o procedimento adotado.

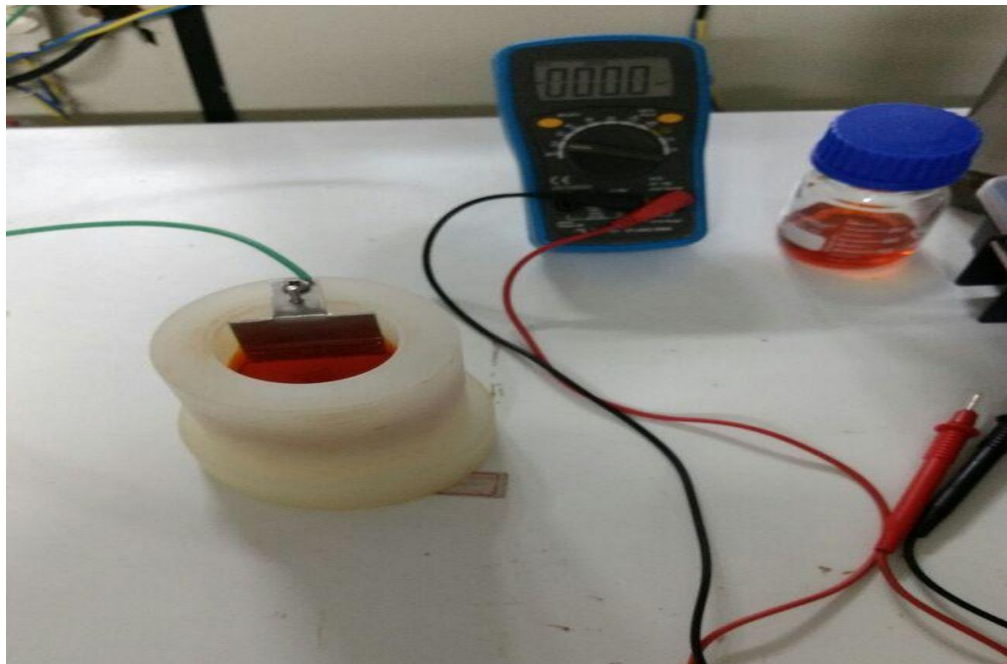


Figura 3.7: Ataque eletrolítico para revelação da microestrutura do metal de solda.

3.3.1.3 Ensaios de dureza e microdureza

Para as análises pontuais de microdureza em regiões de interesses na interface dissimilar do aço AISI 4130 com as ligas de níquel, foram realizadas impressões com carga de 25 g ($HV_{0,025}$) e tempo de 15 s. Na determinação do perfil de microdureza no MB, ZTA e MS foram realizadas 30 (trinta) endentações com carga de 100 g ($HV_{0,1}$) e tempo de 15 s, com espaçamento entre as endentações de 0,5 mm ao longo de três colunas equidistantes 3 mm, como mostrado na Figura 3.8.

Os ensaios de dureza foram realizados antes e após o TTAT, na escala HRB com pré-carga de 100 kgf, e depois convertida de forma indireta para dureza HV10.

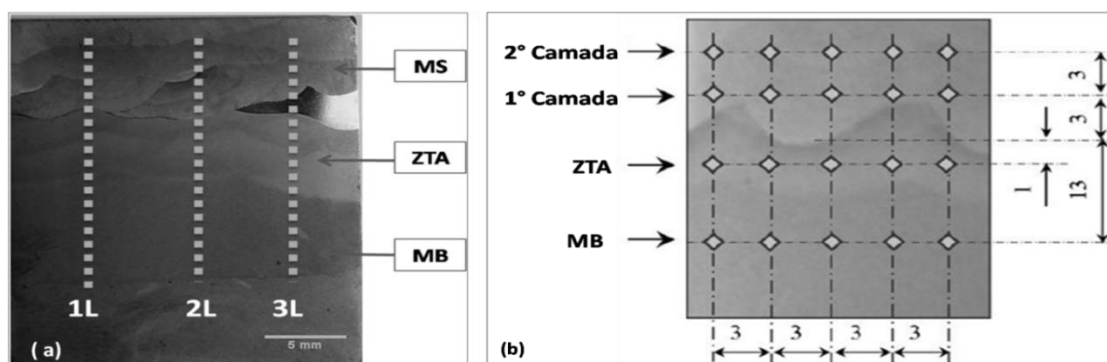


Figura 3.8: Perfis de microdureza e dureza realizado na interface do amanteigamento; a) Microdureza; b) Dureza HRB

3.3.2 Metodologia para a soldagem de fechamento.

A soldagem de fechamento consistiu na união entre o aço AISI 4130 amanteigado e com o TTAT e o aço ASTM A36. A soldagem de fechamento deu-se em quatro condições, assim como ocorrida no amanteigamento. O metal de adição Inconel 725 com os modos de corrente pulsada e convencional e o Inconel 625 também com ambos os tipos de corrente.

A junta foi preparada conforme a Figura 3.9. A configuração de chanfro adotada foi a mesma utilizada por Almeida (2014), que após vários ensaios preliminares realizados chegou a conclusão que o chanfro mais adequado para a junta seria o tipo J nas dimensões apresentadas, para permitir o acesso a raiz da junta e realizar o passe.

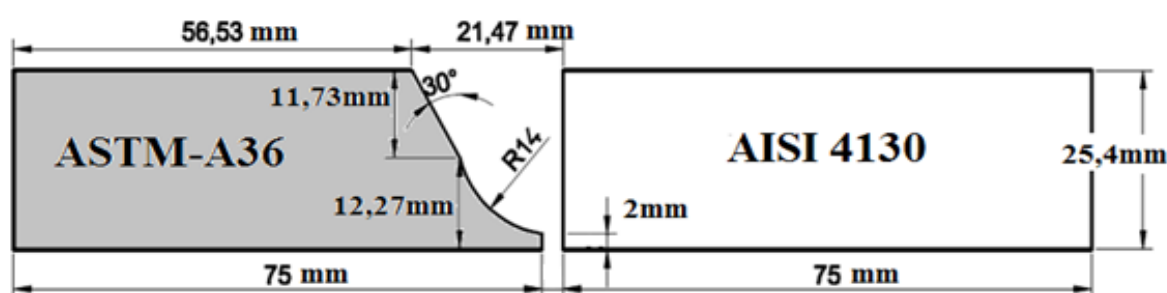


Figura 3.9: Chanfro em forma de J para o aço ASTM-A36 seguindo o padrão do AISI4130.

Para garantir um cordão de solda de raiz uniforme ao longo da direção da solda, utilizou-se um cobre junta chanfrado de aço baixo carbono. Após a definição da geometria do chanfro, foram estabelecidos os parâmetros de soldagem para o passe de raiz.

Na definição desses parâmetros, a uniformidade e a configuração do cordão de raiz e o teve um papel determinante. Como o Inconel 725 e o Inconel 625 em teste preliminares

realizados o comportamento foi diferente para mesmos parâmetros de soldagem, não apresentando a mesma penetração desejada e boa qualidade do passe de raiz, sendo assim, fez-se necessário definir parâmetros diferentes para ambas as condições. Também foi necessário alterar as variáveis como a abertura do nariz para obter em ambas as condições um bom passe de raiz. A Tabela 3.5 mostra os parâmetros definidos para realização do passe de raiz para ambos os modos de correntes utilizados.

Tabela 3.5. Parâmetros utilizados para o passe de raiz

Modo de corrente convencional							
Arames	Vs (mm/min)	Va (m/min)	U (V)	V _{gás} (l/min)	DBCP (mm)	Es (kJ/mm)	Abertura do nariz (mm)
Inconel625	210	6,5	23	20	14	1,07	3,2
Inconel725	210	6,5	24	20	14	1,15	3,5
Modo de corrente pulsada							
Arames	Im (A)	Va (m/min)	U (V)	Vs (mm/min)	Es (kJ/mm)	Abertura do nariz (mm)	
Inconel 625	190	6,5	29	210	1,6	3,5	
	DBCP(mm)	I _p (A)	I _b (A)	t _p (ms)	t _b (ms)		
	14	300	131	3,0	5,1		
Inconel 725	Im (A)	U (V)	Va (m/min)	Vs (mm/min)	E (kJ/mm)	3,5	
	189,5	28	6,5	164	1,94		
	DBCP (mm)	I _p (A)	I _b (A)	t _p (ms)	t _b (ms)		
	14	300	131	3,0	5,1		

Na determinação dos parâmetros para a soldagem de fechamento, buscou-se a condição mais estável do processo, com o monitoramento dos parâmetros de corrente e tensão. Foi realizada uma série de ensaios preliminares, baseados tanto na implementação de parâmetros que tiveram um bom desempenho na soldagem de amateigamento, como em estudos de pesquisas realizadas com alguns dos materiais utilizados no presente trabalho. Para a soldagem de fechamento os parâmetros adotados tiveram como referência os utilizados na soldagem de amateigamento, mas com ajustes finos na voltagem aplicada para o modo de

corrente convencional e para velocidade de soldagem para ambos os modos de corrente. A Tabela 3.6 mostra os parâmetros de soldagem para a solda de fechamento

Tabela 3.6. Parâmetros utilizados para a soldagem de fechamento

Variáveis Solda de Fechamento (Modo Convencional)							
Arames	Vs (mm/min)	Im (A)	Va (m/min)	U (V)	V _{gás} (l/min)	DBCP (mm)	E (kJ/mm)
Inconel 625	185	164,5	6,5	25	20	14	1,33
Inconel 725	185	160 A	6,5	26	20	14	1,35

Variáveis Solda de Fechamento (Modo Pulsado)					
Arames	Im (A)	U (V)	Va m/min	Vs (mm/min)	E (kJ/mm)
Inconel 625	190	33,9	6,5	210	1,84
	DBCP(mm)	I _p (A)	I _b (A)	t _p (ms)	t _b (ms)
	14	300	131	3,0	5,1
Inconel 725	Im (A)	U (V)	Va (m/min)	Vs (mm/min)	E (kJ/mm)
	189	31	6,5	164	2,14
	DBCP(mm)	I _p (A)	I _b (A)	t _p (ms)	t _b (ms)
	14	300	131	3,0	5,1

Definidos os parâmetros de soldagem, as placas foram fixadas na posição plana por parafusos sobre um suporte de aço e niveladas. Os chanfros foram preenchidos com 9 passes para ambos os modos de correntes, com polaridade inversa (CC⁺). Na abertura e fechamento do arco utilizaram-se abas com perfil semelhante ao das placas, sendo a mesma fixada de forma coincidente com a placa. Com o intuito de reduzir a taxa de resfriamento, antes do início da soldagem, as chapas foram pré-aquecidas a pelos menos 280 °C e mantidas a uma temperatura de no mínimo 240 °C durante os passes subsequentes. Esse procedimento teve como objetivo minimizar a formação de fases frágeis.

A Figura 3.10 mostra a junta após a realização da solda de fechamento em uma das condições com o Inconel 725 no modo convencional, com o respectivo passe de raiz, todas as outras condições seguiram a mesma metodologia.

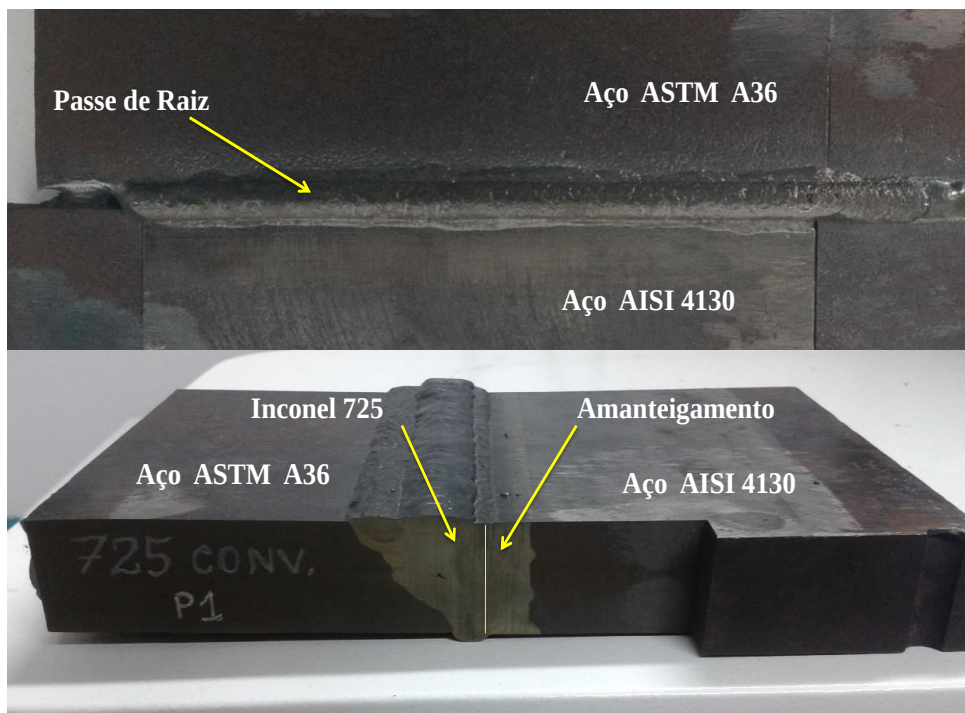


Figura 3.10: Junta soldada com Inconel 725 no modo de corrente convencional.

3.4 Caracterização mecânica da junta soldada

3.4.1 Ensaio de tração

Os ensaios de tração foram realizados utilizando-se uma máquina universal de ensaio *Shimatzu* servo controlada, e com capacidade máxima de 200 kN, instalada no LEM/CT/UFPB. O controle de taxa de deslocamento foi de 0,6 mm/min à temperatura ambiente (25 °C), com 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.

Os corpos de provas foram confeccionados de acordo a norma ASTM E 8M-04 (2008), com seção retangular e extraídos do metal de base, metal de solda, e ZTA. Figura 3.11 (a) e (b) mostra o perfil do corpo de prova adotado e sua posição para sua retirada no metal de base após a solda de fechamento respectivamente. O ensaio de tração teve como objetivo avaliar a resistência mecânica da junta soldada, além da aplicação do limite de resistência ao escoamento, obtido por meio de ensaios de tração para o cálculo do CTOD.

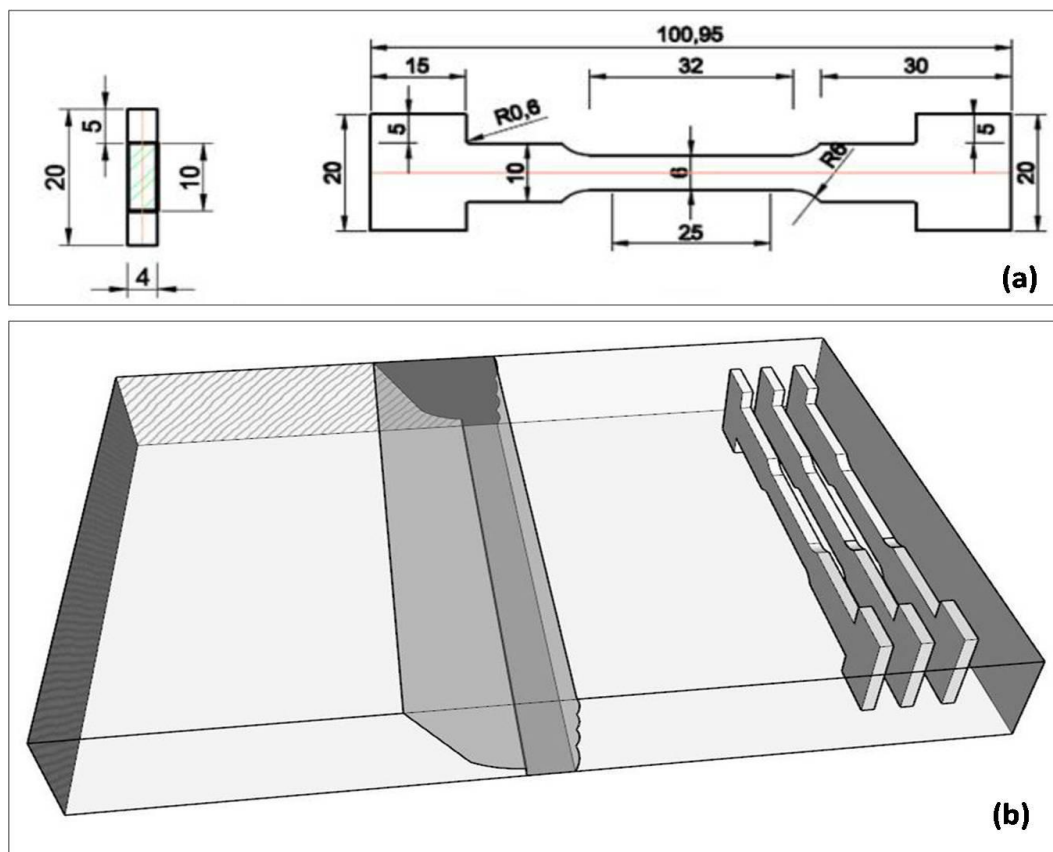


Figura 3.11: Espécimes para ensaios de tração (ASTM E 8M-04(2008) a) dimensões; b) localização para retirada das espécimes

A Tabela 3.7 apresenta a nomenclatura estabelecida para identificar as amostras, e principais propriedades levantadas nos ensaios de tração, cujo objetivo foi facilitar a identificação e uniformização dos mesmos.

Tabela 3.7 Nomenclatura adotada para os ensaios de tração

TMB-CP (1,2,3)	Ensaio de tração no Metal de Base
TZTA-CP(1,2,3)	Ensaio de Tração na Zona Termicamente Afetada
TMS625-CP (1,2,3)	Ensaio de Tração no Metal de Solda para o Inconel 625
TMS725-CP (1,2,3)	Ensaio de Tração no Metal de Solda para o Inconel 725
$\% \Delta L_0$	Alongamento em %
$\% \Delta A_0$	Estricção em %
$\sigma_{0,2}$	Resistência ao escoamento a 0,2% (MPa)
σ_m	Resistência máxima (MPa)

3.4.2 Ensaio de dureza na junta

Após a soldagem de fechamento foram realizados ensaios de dureza com o objetivo de verificar se os valores estavam dentro dos critérios estabelecidos pela Norma NACE MR0175 (2003). Os ensaios de dureza seguiram os requisitos técnicos especificados por essa norma, avaliando-se a interface da solda de amanteigamento do aço AISI 4130 com as ligas de níquel. Para a avaliação, seguiu-se a determinação da dureza na região do amanteigamento no plano transversal a solda como mostrado na Figura 3.12. Os ensaios foram realizados antes e após o TTAT, na escala HRB com pré-carga de 100 kgf e, depois convertida de forma indireta para dureza HV10.

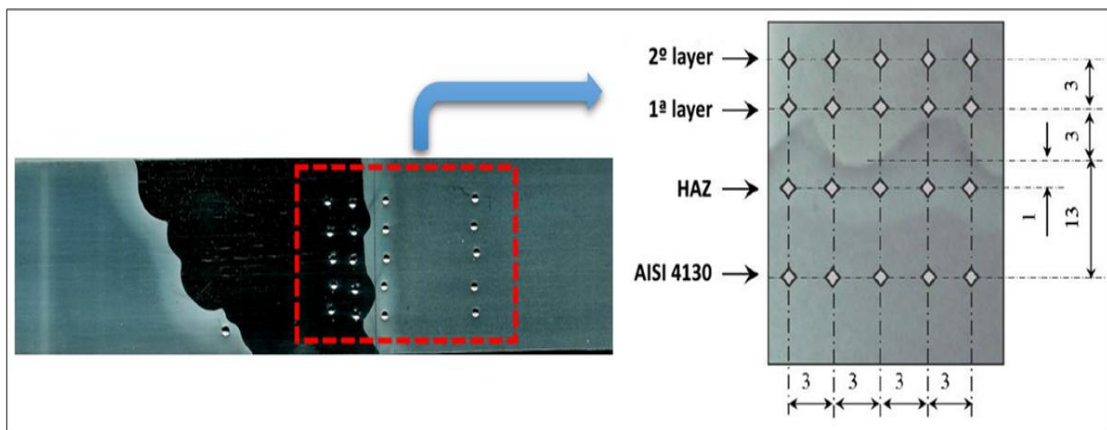
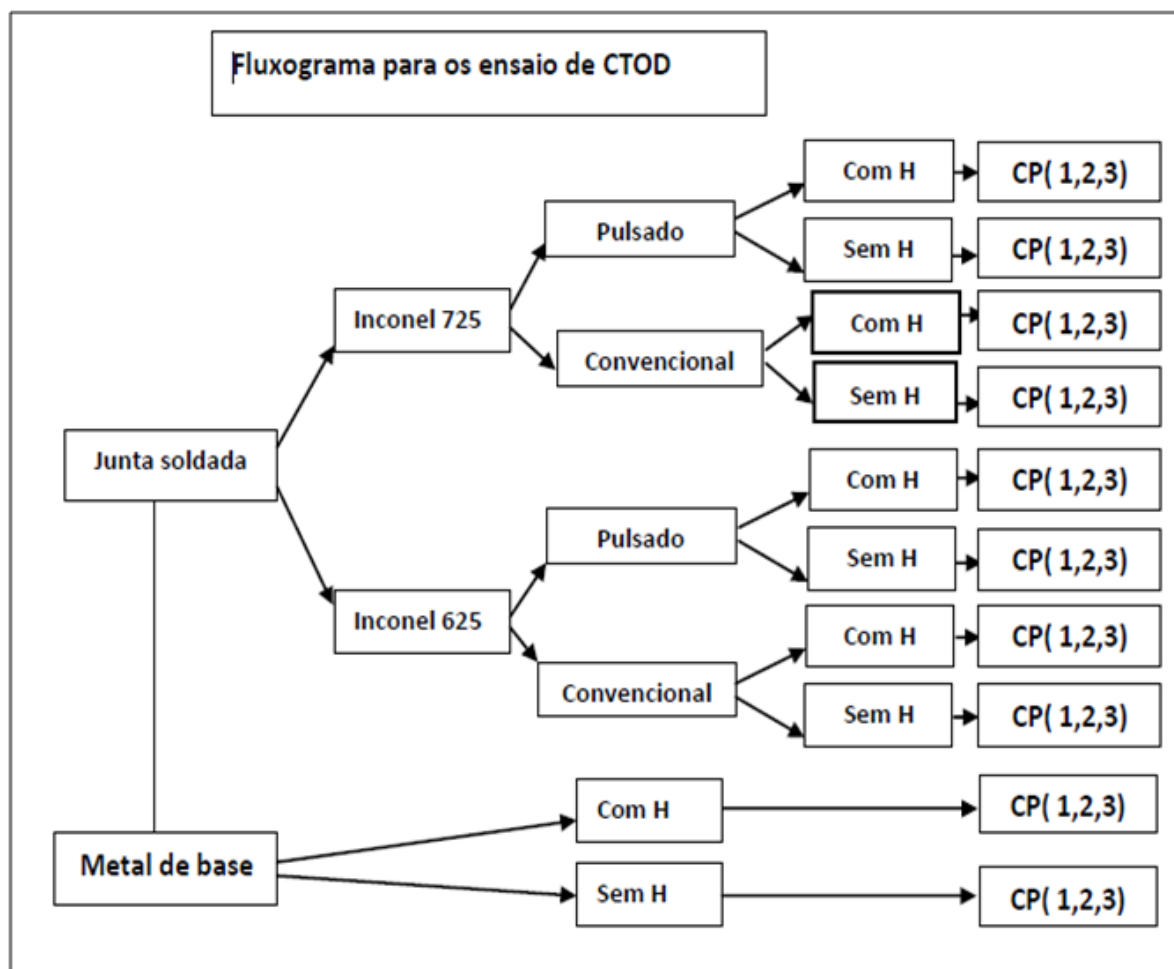


Figura 3.12: Localização das medições de dureza da junta soldada no plano transversal,

3.4.3 Ensaios de tenacidade à fratura (CTOD)

O parâmetro de CTOD foi analisado em quatro condições na junta soldada e em duas condições no metal de base (AISI 4130). Em cada condição foram realizados três ensaios, totalizando 12 corpos de provas na junta soldada sem hidrogenação e 12 corpos de provas com hidrogenação. No metal de base forma 6 corpos de prova sendo 3 hidrogenado e 3 sem hidrogenação. Ao todo foram realizados 30 ensaio de CTOD. O fluxograma da Figura 3.13 mostra o procedimento adotado para os ensaios de CTOD.



3.13: Metodologia adotada para os ensaios de CTOD em ambas as condições

3.4.3.1 Confeção dos corpos de provas

O ensaio de CTOD foi realizado de acordo com as normas BS7448(1991) e ISO 15653 (2010). A opção da análise de tenacidade à fratura via parâmetro CTOD e a utilização do método experimental da rótula plástica, deu-se por recomendações das normas citadas e por ser mais adequado para análise em juntas dissimilares. O tipo de corpo de prova adotado foi o convencional do tipo SE(B) de flexão em três pontos com trinca central lateral. A geometria e dimensões dos corpos de provas utilizados e a espécime do tipo SE(B) estão representados na Figura 3.14, com suportes de *clip-gage* integrado.

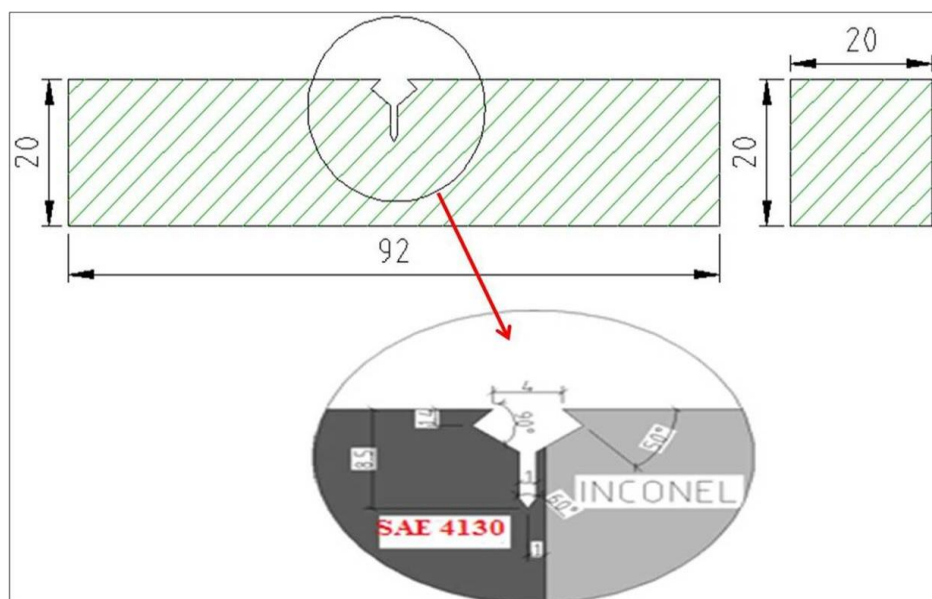


Figura 3.14: Geometria das espécimes tipo SE(B) para ensaios de CTOD com flexão em três pontos

Para confecção dos corpos de provas, utilizou-se o processo de eletroerosão a fio com diâmetro de 0,18 mm, isso possibilitou a usinagem do corpo de prova e do entalhe de forma precisa e atendendo todos os critérios da norma vigente. Na sequência, os blocos foram retificados para assegurar um melhor acabamento superficial e manter uma geometria 20 mm x 20 mm com o máximo de precisão. O entalhe no metal de base (aço AISI 4130) foi confeccionado seguindo a orientação PQ, já para a junta soldada utilizou-se o tipo NQ, conforme é mostrado na Figura 3.15.

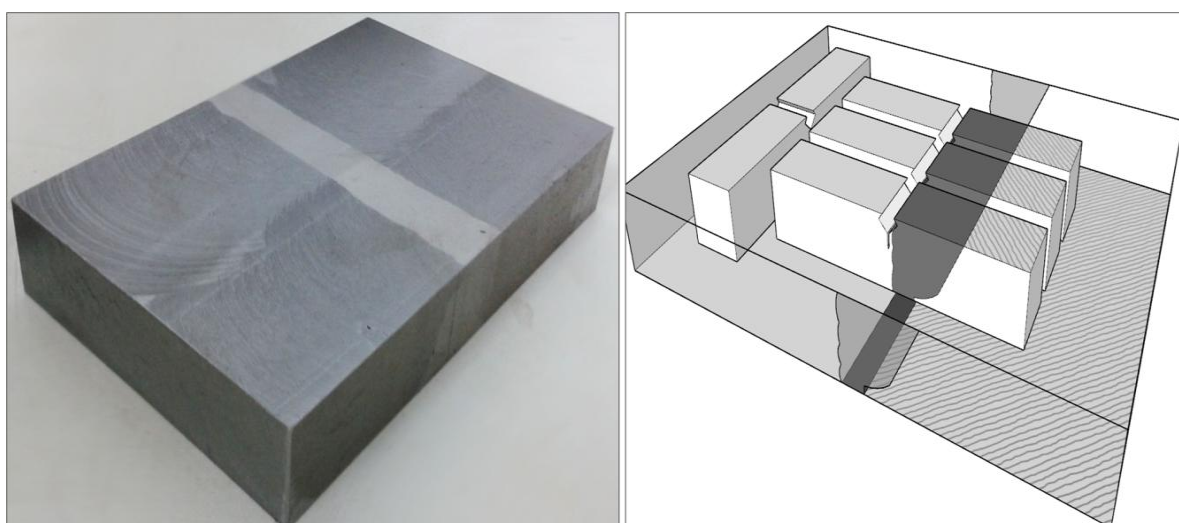


Figura 3.15: Orientação para retirada da espécimes de CTOD na Junta e MB

Já para os corpos de prova da junta soldada, o entalhe foi confecção na ZTA do amanteigamento, como mostra a Figura 3.16. O posicionamento do entalhe seguiu a recomendação da norma API RP 2Z (2005), que estabelece que a pré-trinca deverá está posicionada a uma distância de 1,0 mm da linha de fusão dentro da ZTA.

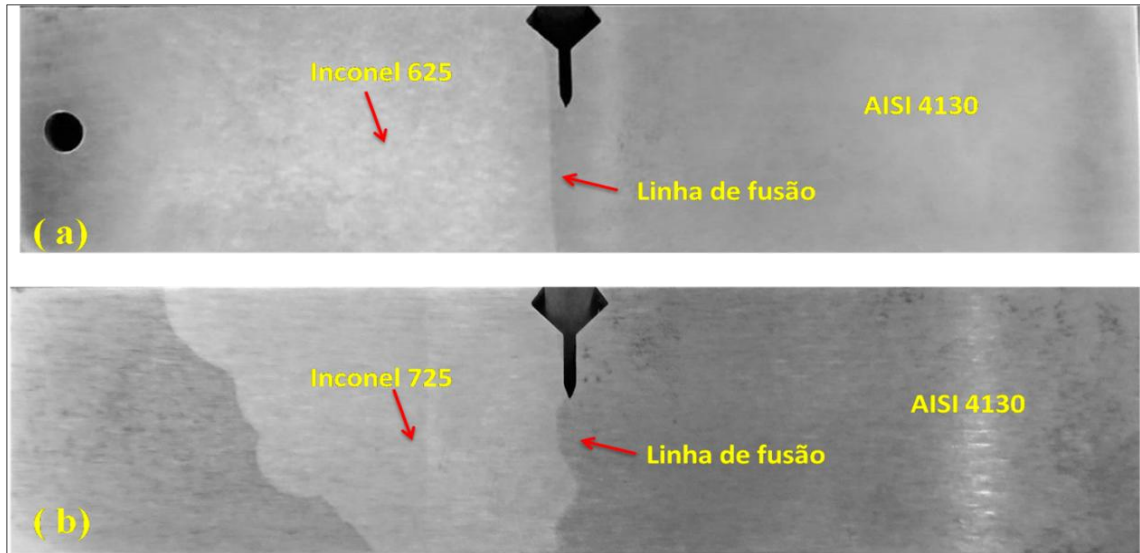


Figura 3.16: Confecção do entalhe na junta soldada: a) Inconel 625 com modo de corrente pulsada; b) Inconel 725 com modo de corrente convencional.

O ensaio de CTOD pode ser dividido em duas etapas, a pré-trinca de fadiga e abertura da ponta da trinca (CMOD). As informações sobre estas duas etapas são apresentadas nos item a seguir.

3.4.3.2 Pré-trinca de fadiga

Após a confecção dos corpos, como citado no item 3.4.1, a etapa seguinte foi realizar a pré-trinca de fadiga. Essa teve como objetivo estabelecer uma trinca com grau de agudez próximo ao das trincas microestruturais antes da realização do ensaio de tenacidade à fratura. O corpo de prova é dessa forma submetido a um carregamento dinâmico para reproduzi-la. De acordo com a norma ISO 12135 (2010), a força máxima do carregamento de fadiga é estabelecida pela Equação 3.2.

$$F_f = 0,8 \times \frac{B(w-a_0)}{S} \times R_{p0,2} \quad \text{ou} \quad F_f = \xi \times E \left[\frac{(w \times B \times B_N)^{0,5}}{g_1 \left(\frac{a_0}{w} \right)} \right] \left(\frac{w}{s} \right) \quad (3.2)$$

Onde:

- ✓ $W=20 \text{ mm}$
- ✓ $\frac{a_0}{W}=0,5$, com $a_0 = a_e + a_f$
- ✓ $a_e = 8,5$ (entalhe usinado)
- ✓ $a_f = 1,5 \text{ mm}$ (pré-trinca de fadiga)
- ✓ $BN = B = 20 \text{ mm} = 0,020 \text{ m}$
- ✓ $W = 20 \text{ mm} = 0,020 \text{ m}$
- ✓ $S = 80 \text{ mm} = 0,080 \text{ m}$.
- ✓ $R_{p0,2}=537,41$ (AISI 4130 após o TTAT) .

Os ensaios foram realizados em uma máquina universal *Shimadzu Servo-Pusher* controlada, e com capacidade máxima de 200 kN, conforme mostrado na Figura 3.17, instalada no LEM/CT/UFPB.



Figura 3.17: Máquina *Servo Pulser* utilizada nos ensaios juntamente com os suportes para flexão em três pontos. (LEM/CT/UFPB).

Utilizou-se o *Software Gluon 8340* da *Shimadzu* que, por se fundamentar no princípio da flexibilidade elástica do espécime relaciona o comprimento da trinca com o número de ciclos a que o mesmo está sendo submetido. Tanto a pré-trinca de fadiga, quanto o ensaio de CTOD, foram realizados a temperatura ambiente (26 °C), sendo a frequência do ensaio de 15 Hz.

Para validar o ensaio de CTOD, a pré-trinca de fadiga deve possuir comprimento mínimo de 1,3 mm ou 2,5 %W, e deve estar compreendido entre 0,45 e 0,55 W, onde W é a largura do corpo de prova.

3.4.4 Metodologia para realização do ensaio de CTOD

Uma vez confeccionada a pré-trinca de fadiga, realizou-se o ensaio de CTOD. Os corpos de prova foram submetidos a uma carga crescente até que atingissem a máxima carga de resistência. Esse procedimento faz o levantamento da Curva Carga (P) x CMOD (abertura da boca da trinca). Posteriormente, os corpos de prova foram desacoplados do dispositivo de fixação, em seguida, aplicou-se uma tinta removível, a fim de delinear a trinca de ensaio e na sequência os corpos de prova foram fraturados em duas metades. Após este procedimento, ambos os lados foram fotografado e, finalmente, a pré-trinca de fadiga foi medida no usando o *software Image J*.

A Figura 3.18 (a) apresenta um corpo de prova ensaiado até a geração da curva CMOD e na Figura 3.18 (d) a superfície de fratura com a realização das nove medidas da trinca de fadiga conforme estabelecido pelas normas BS 7448 (1991) e ISO 15653(2010).

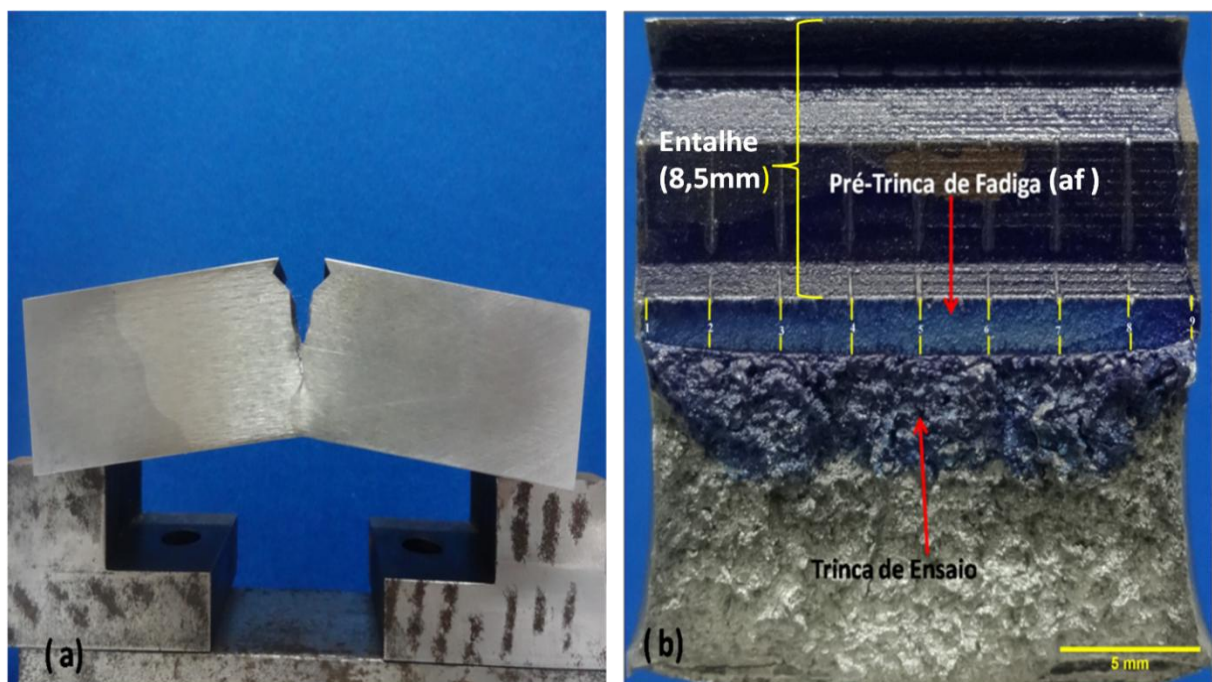


Figura 3.18: a) Corpo de Prova após o levantamento da curva Carga vs (CMOD) e b) Corpo de prova após a fraturado com a pré-trinca de fadiga.

A determinação definitiva dos valores de CTOD, deu-se através dos comprimentos da pré-trinca de fadiga (a_f), bem como a validação do ensaio utilizando no *software* de tratamento dos dados (GLUON) . O *software* GLUON do equipamento valida e calcula os valores de CTOD, no entanto para confirmação dos resultados foram novamente recalculados utilizando o *software* Máxima.

O CTOD foi definido como δ_m , conforme a norma BS7448 (1991), que representa o valor do CTOD definido no ponto de carga máxima. Isto corresponde ao patamar superior dos aços onde o mecanismo de fratura é dúctil.

A Figura 3.19 mostra a Curva Carga vs (CMOD) obtida em um dos ensaios. Verifica-se que a partir da construção de uma reta paralela à fração elástica é possível determinar os componentes elástico e plástico do CMOD em qualquer ponto da evolução do carregamento.

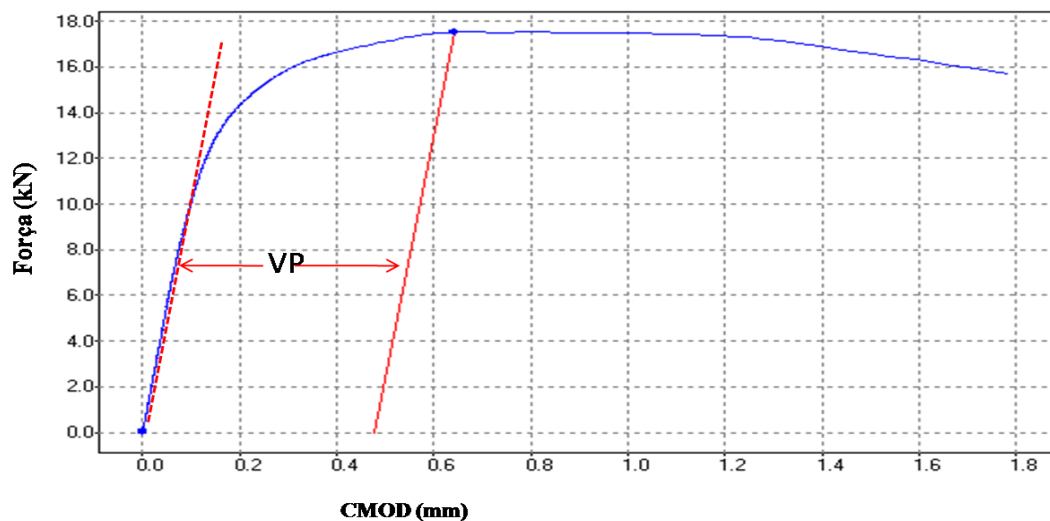


Figura 3.19: Curva Carga vs (COMD) obtida em um dos ensaio para o calculo do CTOD de carga máxima

3.5 Processo de Hidrogenação dos Corpos de Prova

Para simular as condições de uso sob proteção catódica do metal de base e da junta soldada em ambientes agressivos. As espécimes passaram por um processo de hidrogenação realizado em solução de 3,5%NaCl. Optou-se por essa solução para a dopagem das amostras por hidrogênio em vez da água do mar sintética porque não são formados depósitos de sais nem incrustações que atuam como barreira para a entrada de hidrogênio no material. Soluções de cloreto de sódio são comumente utilizadas em teste de laboratórios em substituição da água

do mar sintética para esse tipo de ensaio (SIMONI, 2016; STROE, 2006; BEAUGRAND, 2009(a)).

O sistema de hidrogenação adotado foi derivado de uma célula de proteção catódica por corrente impressa com as seguintes características:

- ✓ O eletrólito é uma solução de á 3,5%NaCl com temperatura controlada a 0 °C e pH 7 (neutro), conforme a norma (ASTM D1141: 2008);
- ✓ Potencial de proteção catódica: (-1100 mV);
- ✓ O anodo inerte são placas de titânio puro;
- ✓ O eletrodo de referência é o do tipo de calomelano;
- ✓ Tempo de hidrogenação por 168 h (7 dias diretos sem interrupção).

A Figura 3.20 mostra o sistema montado para o processo de hidrogenação. Ele está constituído por: três cubas independentes sob condições similares de hidrogenação; uma fonte retificadora de alta estabilidade; placas de titânio puro; eletrodos de calomelano para controle do pH; eletrodo de referência; um gerador elétrico para alimentação emergencial do sistema. Além de um freezer, com controle externo de temperatura para manter a solução a 0 °C onde foram instaladas as cubas.

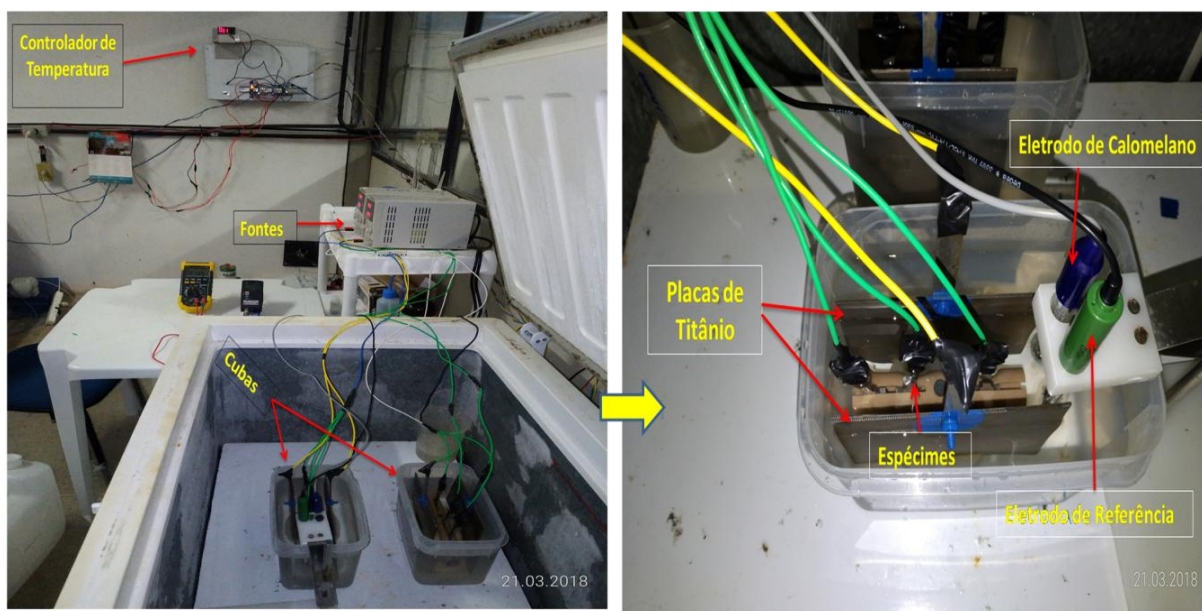


Figura 3.20. Sistema montado para o processo de hidrogenação

Antes do processo de hidrogenação os corpos de prova para ensaio de CTOD foram pintados, apenas deixando livre a região do entalhe. O objetivo de tal procedimento é concentrar a hidrogenação na região da interface, região de interesse da pesquisa.

A Figura 3.21 mostra o procedimento adotado para o processo de hidrogenação dos corpos de prova de CTOD. A mesma metodologia também é adotada para os ensaios de tração.

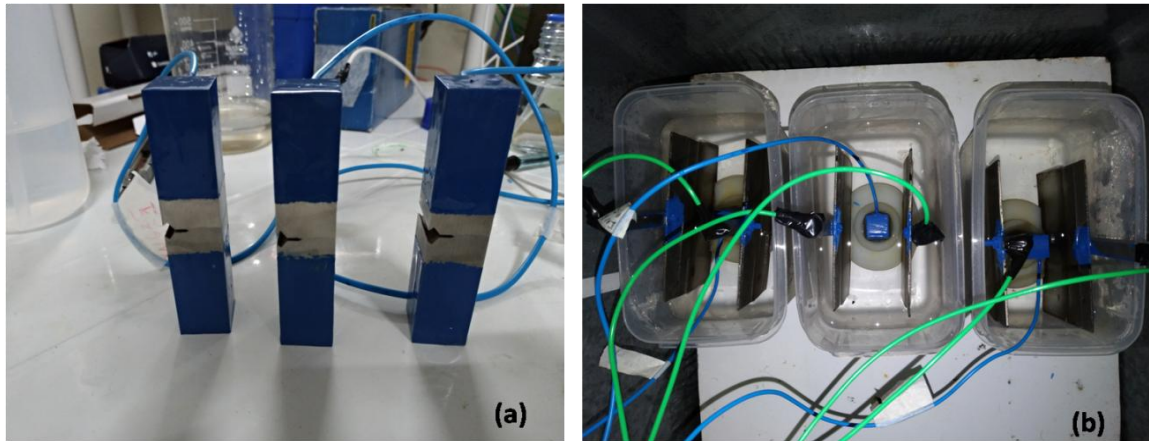


Figura 3.21: Procedimento adotado nos corpos de prova para o processo de hidrogenação; a) corpos de provas de CTOD; b) corpos de provas na cuba para dopagem por hidrogênio

Após o processo de hidrogenação, os espécimes foram retirados e imediatamente imersos em uma solução de sulfeto de cobre, com o objetivo de evitar a saída do hidrogênio . (FASSINA et.al., 2011). A Figura 3.22 mostra corpos de provas após a imersão na solução de sulfeto de cobre. Na sequência, os corpos de provas foram ensaiados após atingir a temperatura ambiente.

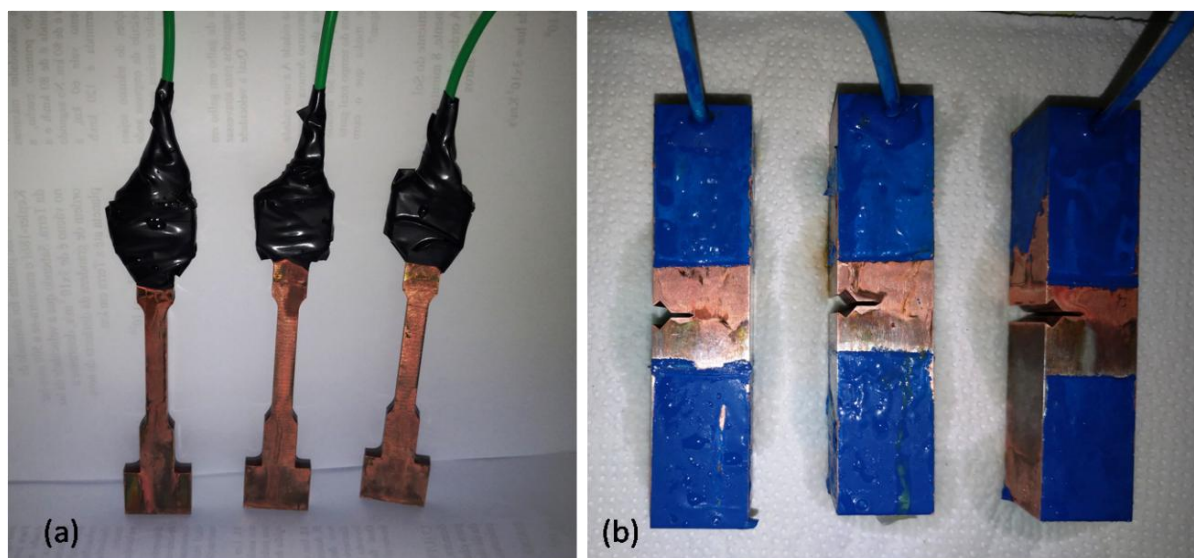


Figura 3.22: Espécimes após o processo de hidrogenação ; a) Tração b) CTOD

3.6 Fluxograma da metodologia aplicada

Um resumo das atividades realizadas anteriormente discutida encontra-se representado no organograma esquematizado na Figura 3.23.

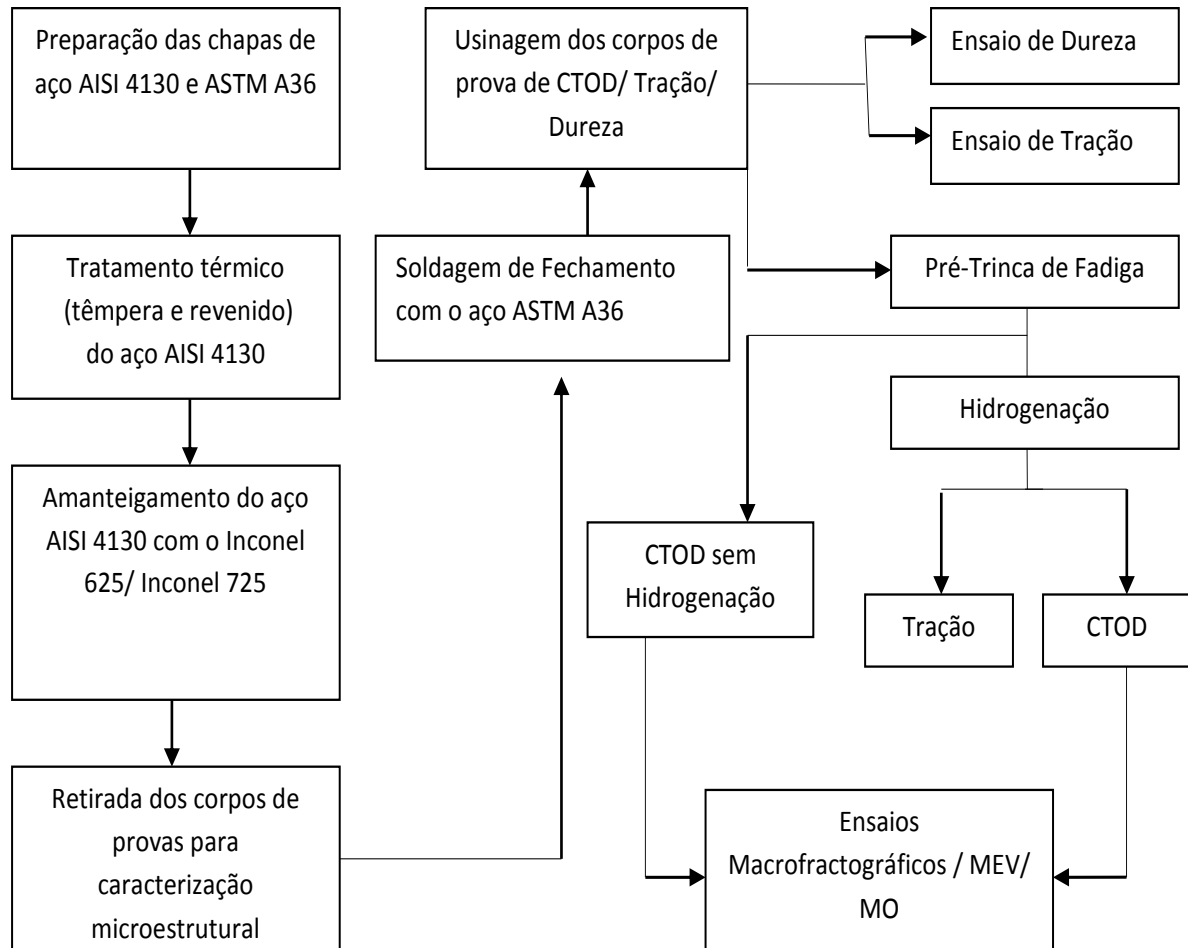


Figura 3.23: Organograma das atividades desenvolvidas

CAPÍTULO IV

4 RESULTADOS E DISCUSSÃO

Os resultados do efeito do hidrogênio sobre a tenacidade à fratura da ZTA da solda de amanteigamento da junta dissimilar do aço AISI 4130 com as diferentes ligas de níquel, após a soldagem de fechamento, foram apresentados em função das seguintes variáveis de influência: modo de corrente de soldagem; tipo de metal de adição; tratamento térmico de alívio de tensões e hidrogenação.

Para uma análise e discussão mais objetiva dos resultados apresentados foram avaliados; o comportamento do modo de corrente utilizado; a caracterização microestrutural da interface amanteigada e, por fim, o efeito do hidrogênio sobre a tenacidade à fratura na ZTA do amanteigamento.

4.1 Modo de corrente de soldagem

Os parâmetros de soldagem foram selecionados de forma a obter um arco estável, cordões de solda homogêneos, sem defeitos, com qualidade superficial e além de propiciar o maior controle possível das ZPD's. Durante a soldagem foi possível verificar que para o modo de corrente pulsado, o arco elétrico foi bastante estável com ausência total de respingos, já para o modo convencional verificou-se a presença de respingos, além de certo grau de instabilidade do arco elétrico.

A definição das condições de soldagem com o Inconel 725 apresentou um grau maior de dificuldade para chegar a parâmetros de soldagem satisfatórios, tanto no que diz respeito aos aspectos superficiais dos cordões, quanto à estabilidade do arco elétrico. Este comportamento é justificado pela falta de informações desse material em pesquisas, além de seu comportamento com relação ao arco elétrico ser mais instável, comparado ao Inconel 625. Quanto aos aspectos superficiais dos cordões de solda, estes assumiram características diferentes para cada modo de corrente. No modo de corrente convencional, os cordões foram uniformes e mais estreitos em relação ao modo de corrente pulsada, nos quais os cordões foram mais largos e com maior molhabilidade.

As Figuras 4.1 e 4.2 apresentam os oscilogramas da corrente e tensão de soldagem x tempo para os modos de corrente pulsada e convencional para os metais de adição Inconel 625 e Inconel 725, respectivamente.

A partir da análise da Figura 4.1 (a) e (b) e da Figura 4.2 (a) e (b) observa-se oscilogramas característicos do modo de transferência, controlado por corrente pulsada para ambos os arames utilizados. Já ao analisar a Figura 4.2 (c) e (d) e Figura 4.2 (c) e (d) observa-se que para o modo de corrente não controlado, ou seja, convencional, os oscilogramas caracterizam uma transferência metálica do tipo globular (curto circuito).

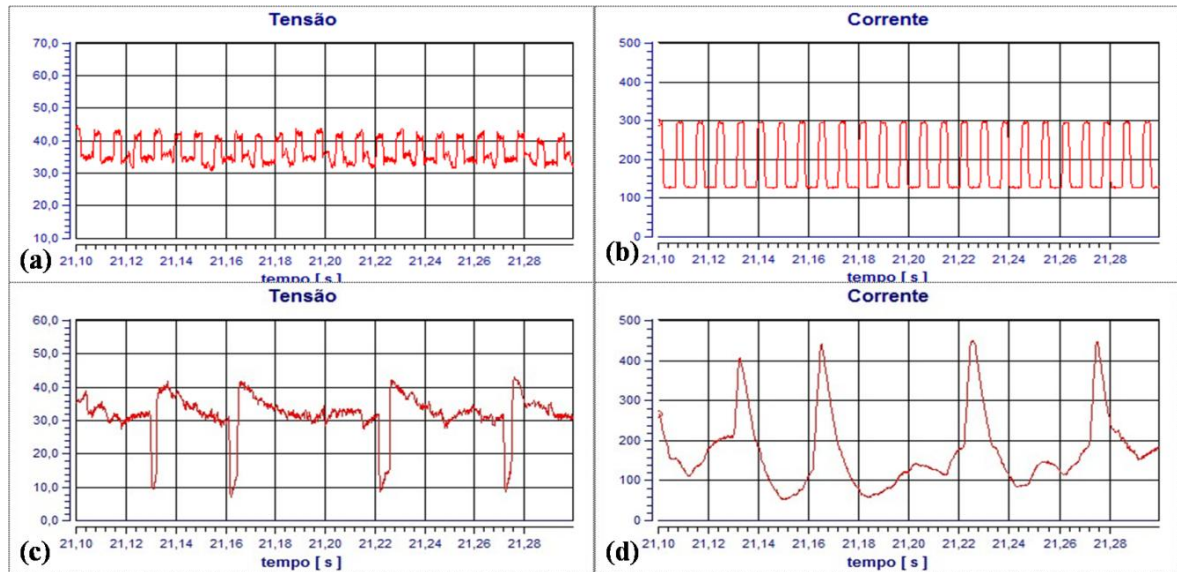


Figura 4.1: Oscilogramas da corrente/tensão x tempo para o Inconel 625: a) e b) Modo de corrente pulsada; c) e d) Corrente de corrente convencional.

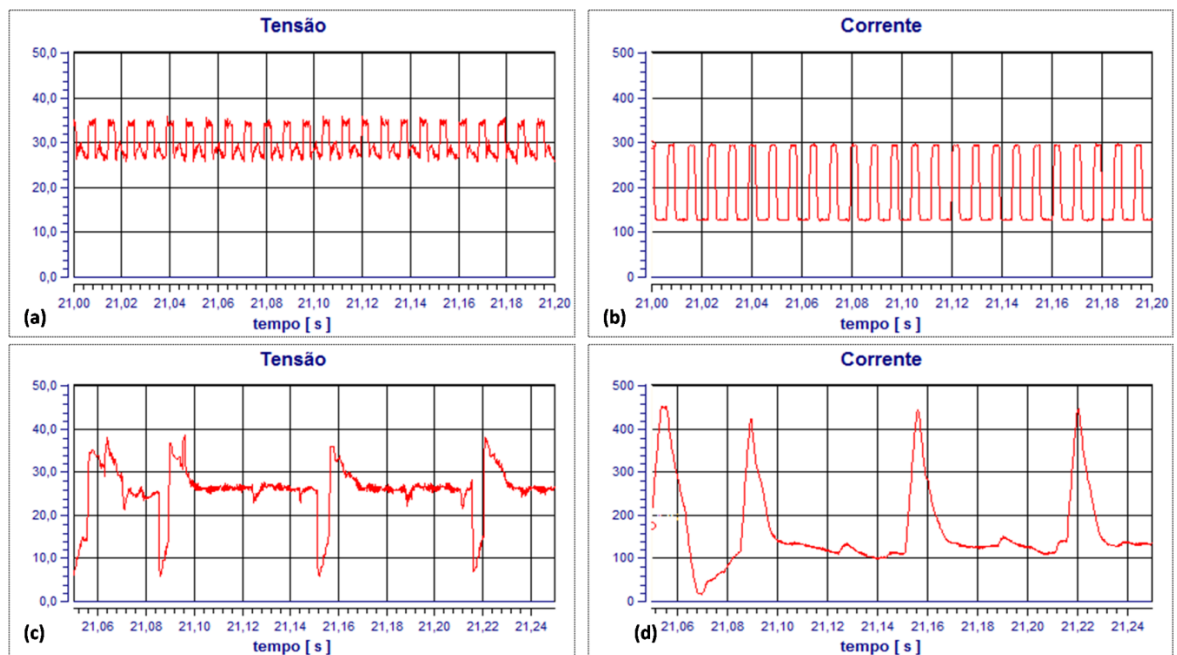


Figura 4.2: Oscilogramas da corrente/tensão x tempo para o Inconel 625: a) e b) Modo de corrente pulsada; c) e d) Modo de corrente convencional.

O modo de corrente pulsada evidenciaram os melhores resultados para a confecção do amanteigamento considerando aspectos como estabilidade do arco, total ausência de respingos, cordões de solda homogêneos, sem defeitos e com qualidade superficial.

4.2 Caracterização microestrutural

A caracterização microestrutural das juntas soldadas foi realizada de forma mais criteriosa na interfase dissimilar, região essa de maior interesse para o problema analisado. Para os metais de solda (Inconel 625 e Inconel 725), metal de base (AISI 4130 e ASTM A36) e ZTA, não foram amplamente analisados em função do foco desse trabalho concentrar-se na região de transição entre o metal de base e o amanteigamento.

A análise da microestrutura na interface do amanteigamento, as macrosegregações foram denominadas de ZPD's. Em todas as condições estudadas apresentaram ZPD's com morfologias semelhantes às reportadas em várias pesquisas (DOODY, 1992; KOU e YANG, 2007; BEAUGRAND et al., 2009).

Doody (1992) propôs uma classificação para as ZPD's com base em conceitos geográficos. Já Beauprand et al.(2009), estabelece uma classificação em formas de zonas com base nos aspectos microestruturais formada na interface dissimilar: Nesse trabalho a terminologia adotada para as ZPD's será a proposta por BEAUGRAND et al.,(2009).

4.2.1 Caracterização dos aços AISI 4130 e ASTM A36

As Figuras 4.3 (a) e (b) apresentam as microestruturas dos metais base aços AISI 4130 e ASTM A36, respectivamente, na condição como recebido. A análise da Figura 4.3 (a) e (b) mostra que a microestrutura dos aços está constituída basicamente por ferrita e perlita.

A Figura 4.4(a) e (b) apresenta a microestrutura do aço AISI 4130 na condição de temperado e revenido e após ser submetido ao TTAT respectivamente. Verifica-se na Figura 4.4. (a) uma microestrutura constituída de martensita revenida (indicada pelas setas vermelha) e algumas ferritas (indicadas pela seta amarela). A formação de martensita neste caso é facilitada pela adição de elementos de liga no aço AISI 4130, na qual é responsável pelo aumento da temperabilidade. Já na Figura 4.4 (b) verifica-se que a microestrutura do aço AISI 4130, que foi submetido ao TTAT após o processo de soldagem, apresenta uma maior quantidade de ferrita e granulação mais grosseira.

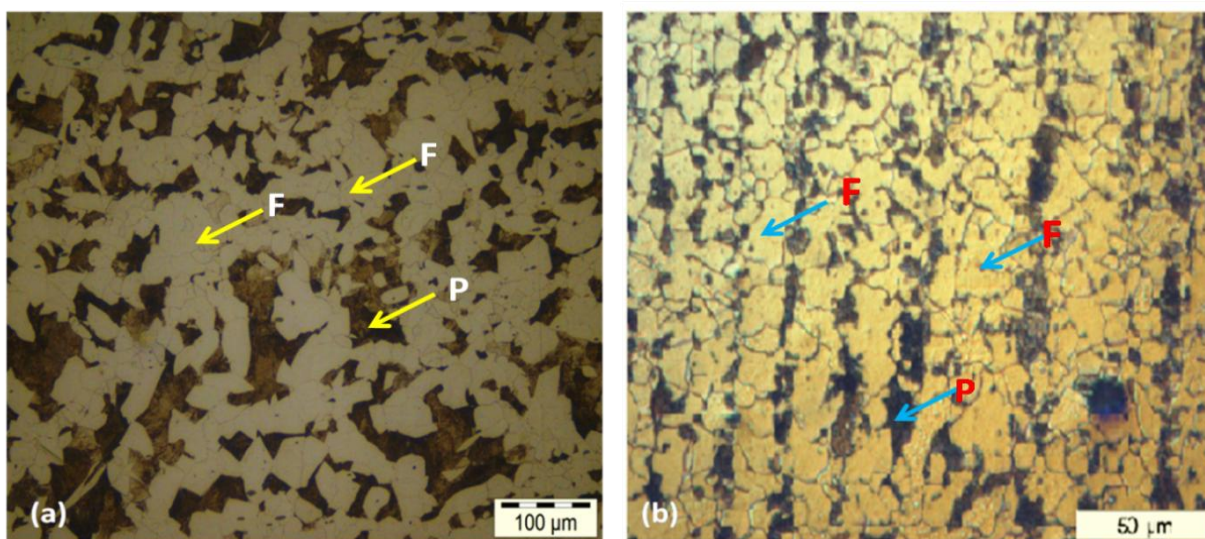


Figura 4.3: Metais de base como fornecido; a) Aço AISI 4130; b) Aço ASTM A36 laminado.

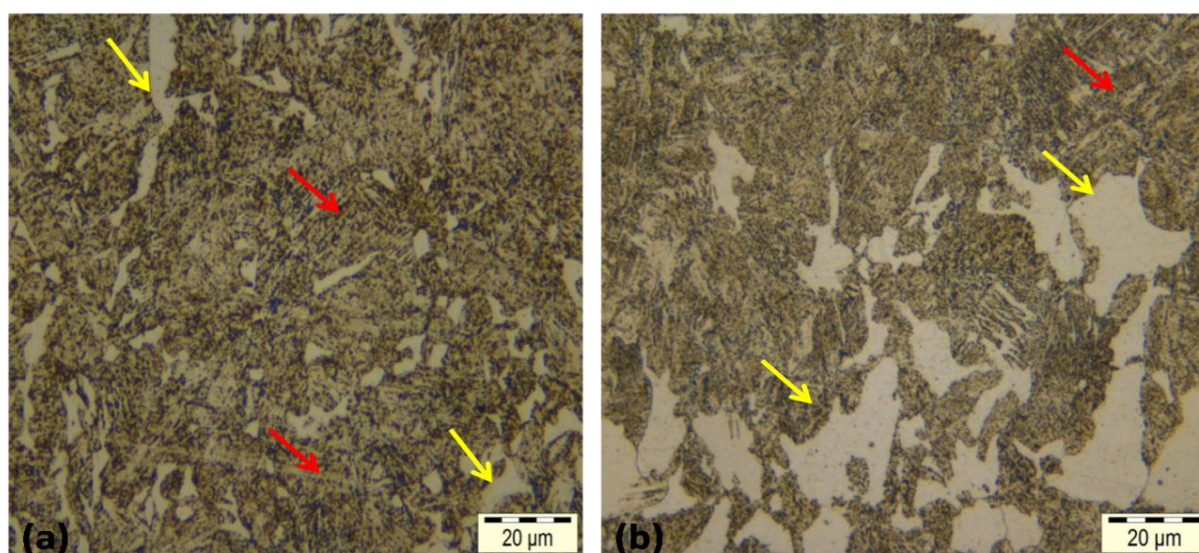


Figura 4.4: Microestrutura do Aço AISI 4130; a) Temperado e revenido; b) Aço AISI 4130 após o TTAT

As microestruturas encontradas para o aço AISI 4130, como fornecido e após os tratamentos térmicos de têmpera e revenido estão de acordo com as observadas por Saraiva et al.,(2014) e Batista et al.,(2016), as quais verificaram que o aço AISI 4130 submetido ao tratamento térmico de normalização, apresentou uma estrutura ferrítica-perlítica e quando temperado e revenido, verificou-se a presença de martensita revenida e ferrita.

4.2.2 Caracterização do metal de solda(Inconel 625)

A Figura 4.5 apresenta a microestrutura do metal de solda Inconel 625, analisada com, aproximadamente, uma distância de 5 mm da linha de fusão no metal de solda. Observa-se, então, na referida Figura, a presença de uma matriz γ (CFC) de níquel (região escura) e fases secundárias precipitadas (brancas) na matriz γ . Dentre as principais fases precipitadas nas ligas de níquel estão às fases γ' e γ'' que são diferenciadas pela sua composição química.

A adição de alumínio e titânio promove a precipitação fase γ' ($\text{Ni}_3(\text{Al}, \text{Ti})$) na matriz γ . Já a fase γ'' é composta pela combinação de níquel com nióbio e possui estrutura tetragonal de corpo centrado, com fórmula Ni_3Nb . Em ligas do tipo Ni-Cr-Fe, como a 718, a precipitação de γ'' constitui-se como a principal fase precipitada para promover o aumento de resistência mecânica (PESSOA, 2016)

Quanto aos precipitados e seus aspectos morfológicos foram observados a ocorrência de dois principais tipos de fases secundárias: os precipitados com morfologia cuboidal rodeados por círculos e precipitados com morfologia eutéticos rodeados por retângulos, ambos na matriz γ ; e os precipitados multiformes com aspectos do tipo bastonetes e eutéticos lamelares. Na Figura 4.5 observam-se também pequenos precipitados com morfologia em forma de blocos e aspecto cúbico, tipicamente, encontrado nas amostras analisadas.

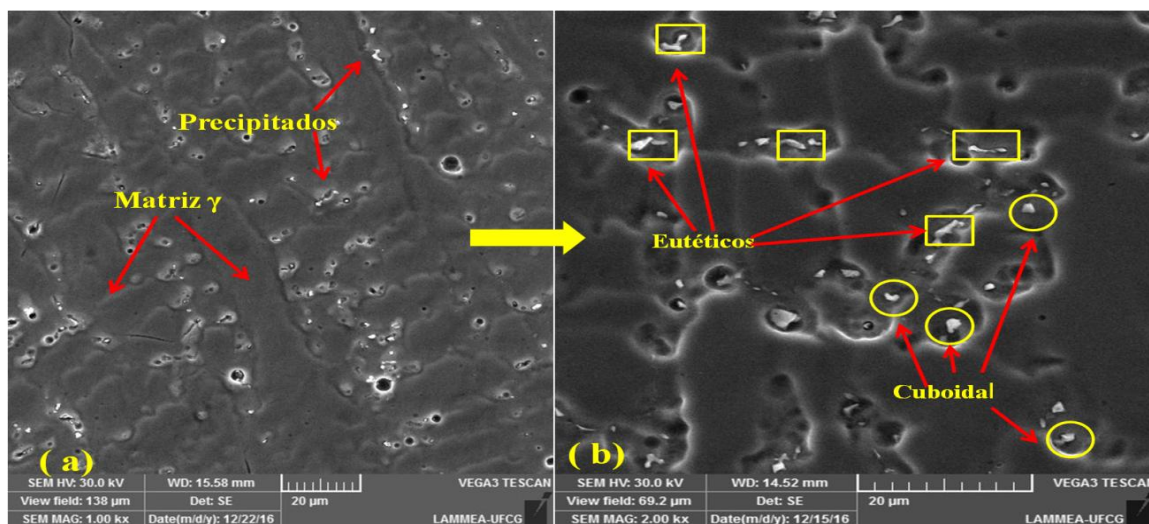


Figura 4.5: Micrografia obtida por MEV do metal de solda do arame Inconel 625.

A análise da composição química por EDS, de acordo com a Figura 4.6, indica que os precipitados são ricos em Ni, Cr, Ti, Fe e principalmente Nb, considerando que o teor de Nb da liga é de aproximadamente 4% e, os resultados de EDS indicaram teores de Nb de 42,29% nos precipitados.

Os elementos Ni, Cr e Mo são os constituintes principais da liga e podem aparecer em teores relativamente altos, devido à interação de elétrons do feixe com a matriz, mesmo quando o ponto de análise esteja sobre o precipitado. Também foi observada a presença de Ti (1,57%), elemento conhecido por ser um forte formador de carbonetos e nitretos.

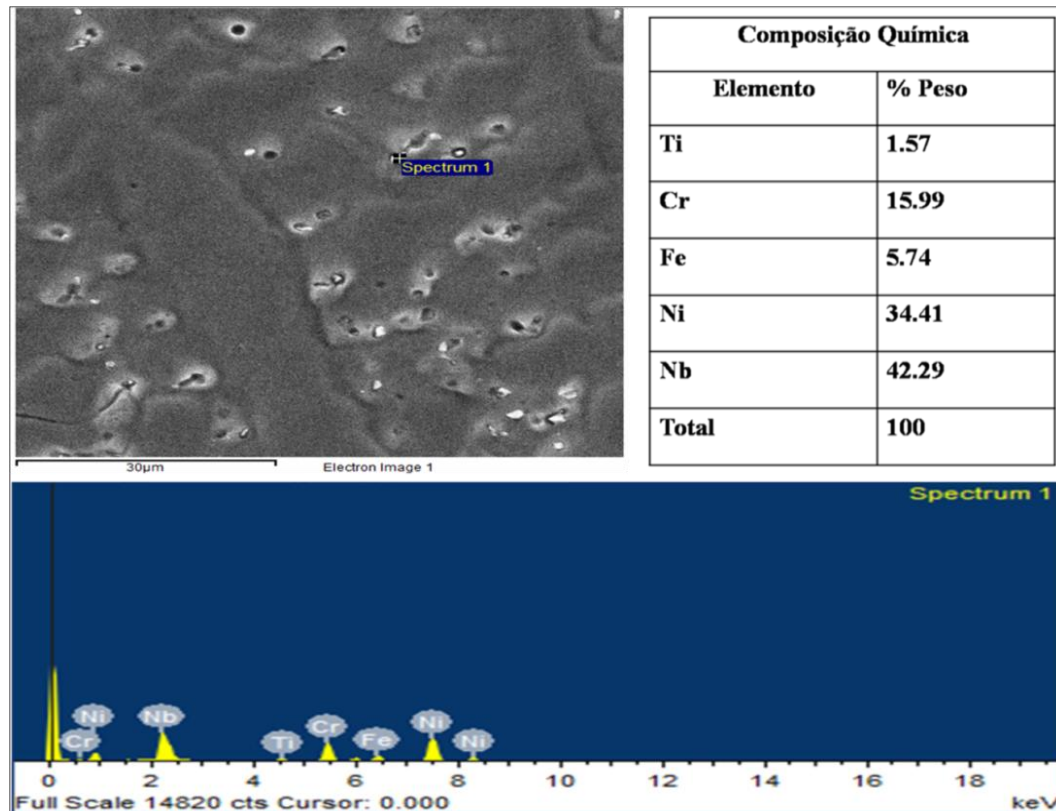


Figura 4.6: Composição química através de EDS em um precipitado com aspecto cúbico.

Estes resultados estão de acordo com os precipitados cúbicos encontrados por Silva (2010), que demonstrou através de uma análise de EDS, que tais precipitados apresentam uma composição rica em Nb e Ti. Uma análise mais detalhada da microestrutura da liga Inconel 625 como soldado distancia-se do objetivo principal desse trabalho, uma vez que a mesma já foi, extensamente, estudada e caracterizada em muitos trabalhos (AGUIAR, 2010; SILVA et al., 2012; DUPONT, 1996; MAGALHÃES, 2008; MATHEW et al., 2004)

4.2.3 Caracterização do metal de solda (Inconel 725)

A liga Inconel 725 surgiu para combinar os benefícios das ligas Inconel 625 e Inconel 718. O Inconel 625 também precipita a fase γ'' , no entanto, alcança valores inferiores de resistência mecânica, sendo necessário tratamento térmico mais longo. A partir da perspectiva

de melhorar esta propriedade, principalmente, pela adição de titânio, deu-se origem a uma nova liga, o Inconel 725.

O Inconel 725 tem resistência à corrosão equivalente à liga Inconel 625, que é amplamente utilizada em uma grande quantidade de ambientes corrosivos severos. Mas quando endurecido por envelhecimento, através da precipitação das fases γ' e γ'' , oferece mais alta resistência mecânica, que atinge valores próximos aos da liga Inconel 718, que precipita as mesmas fases.

A microestrutura para o Inconel 725 na condição de como soldado apresenta uma matriz γ de níquel (região escura) com precipitados de fases secundárias (γ' , γ'') nas regiões intercelulares e interdendríticas assim como foi observado para o Inconel 625. No entanto é possível verificar na Figura 4.7 e na Figura 4.8 que a quantidade de precipitados é maior quando comparada com as formadas no Inconel 625 (Figura 4.5).



Figura 4.7: Microestrutura Inconel 725 como soldado (modo convencional)

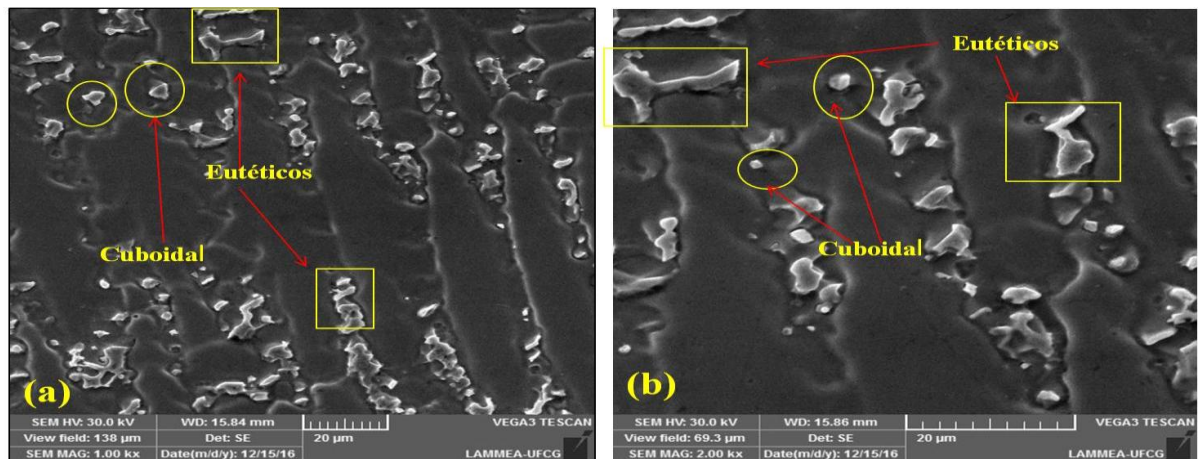


Figura 4.8: Microestrutura Inconel 725 como soldado (modo pulsado)

Essa maior formação de precipitados de segunda fase na matriz γ para o Inconel 725 ocorre devido a adição de elementos de ligas como titânio, nióbio e alumínio, na qual tem como objetivo favorecer a formação dessas fases para proporcionar maior resistência mecânica.

Além disso, é possível verificar que o modo de corrente também favoreceu a maior formação de precipitados de segunda fase. A Figura 4.7, mostra a o Inconel 725 como soldado com o modo de corrente convencional, já a Figura 4.8 apresenta o modo de corrente pulsada. Nota-se maior formação de precipitados na matriz quanto utiliza-se o modo de corrente pulsada. Isso ocorre provavelmente por causa da maior energia de soldagem utilizada para essa condição.

4.2.4 Caracterização da ZTA do aço AIS4130 amanteigado com ligas de níquel

A Figura 4.9 e a Figura 4.10 mostram a microestrutura da interface da solda de amanteigamento com Inconel 625 nos modos de corrente convencional e corrente pulsado, respectivamente. Observa-se uma microestrutura composta majoritariamente por Ferrita (F), Perlita (Pe), Ferrita Acicular (AF), Ferrita Poligonal (FP). A formação dessas fases é resultado do resfriamento relativamente lento da ZTA

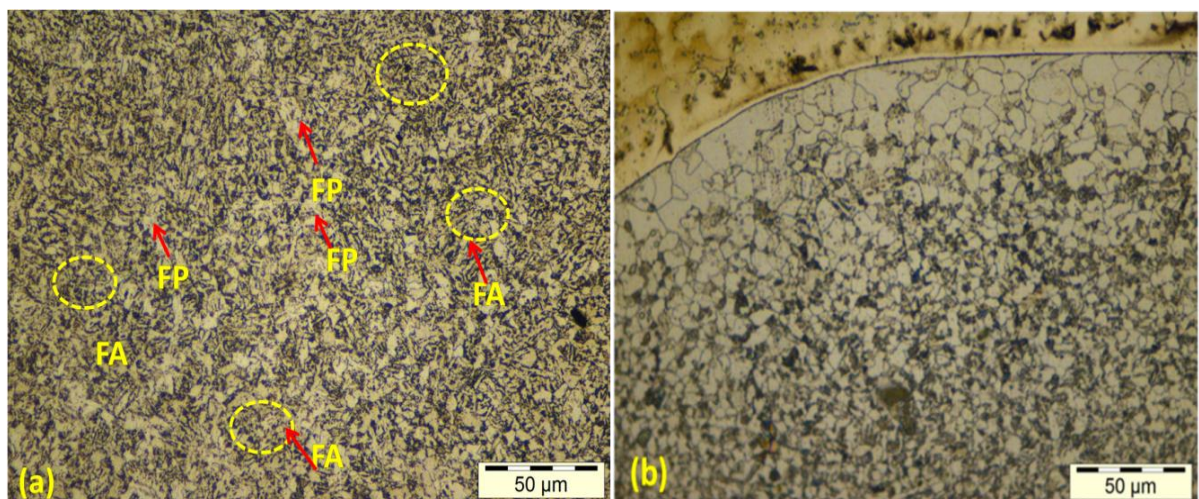


Figura 4.9: Microestrutura da interface da solda de amanteigamento com Inconel 625 e corrente convencional: a) a aproximadamente 1 mm da linha de fusão e b) Interface do amanteigamento.

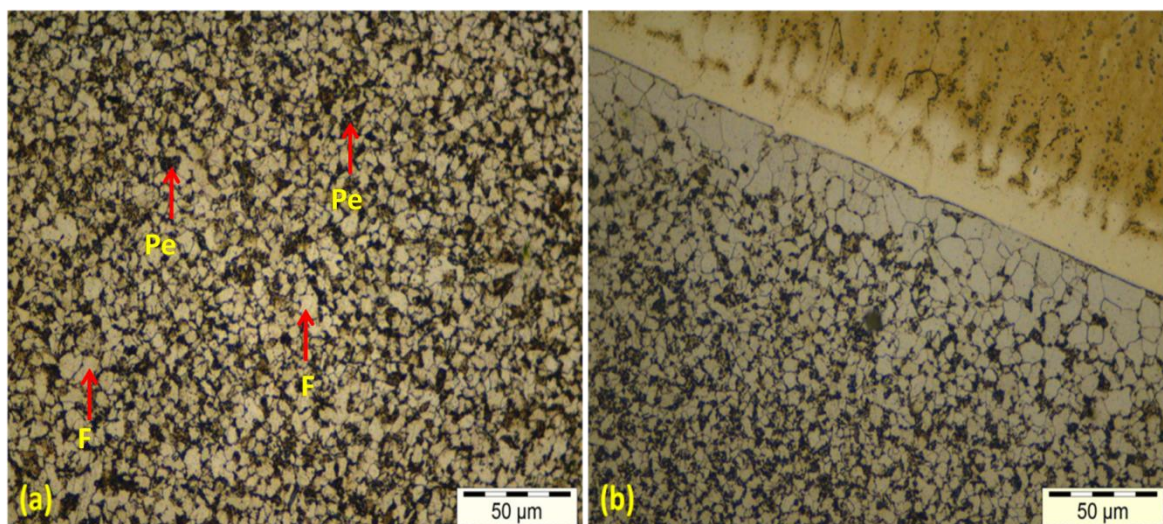


Figura 4.10: Microestrutura da interface da solda de amanteigamento com Inconel 625 e corrente pulsada: a) a aproximadamente 1mm da linha de fusão e b) Interface do amanteigamento.

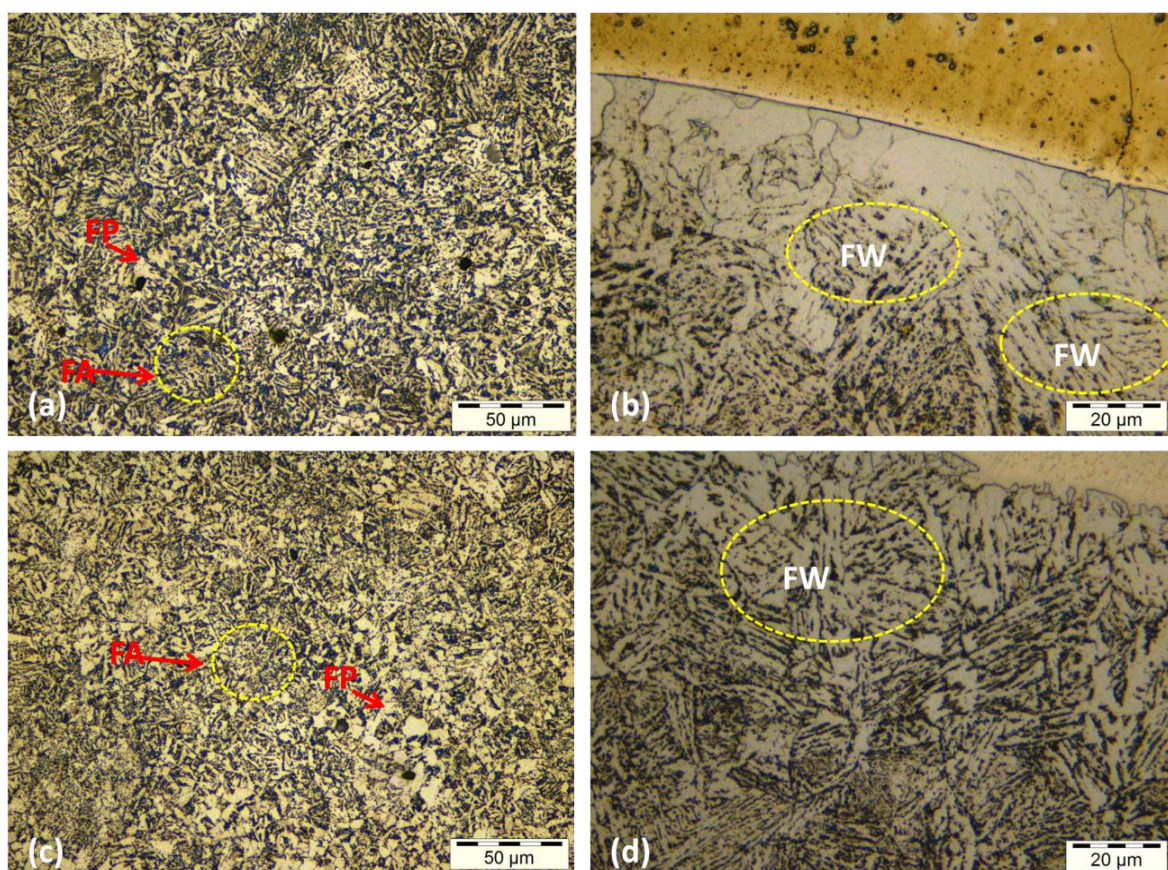


Figura 4.11: Microestrutura da interface da solda de amanteigamento com Inconel 725: a) e b) Modo de corrente convencional, a 1 mm da linha de fusão e próxima a interface do amanteigamento, respectivamente; c) e d) Modo de corrente pulsada e próxima a interface do amanteigamento, respectivamente.

A Figura 4.11 mostra a microestrutura da interface da solda de amanteigamento do aço AISI 4130 com Inconel 725. É possível verificar que há mudanças na microestrutura da ZTA da solda de amanteigamento, comparada à ZTA do amanteigamento com Inconel 625. Observa-se a presença de ferrita Acicular (FA), ferrita de *Widmanstätten* (FW), e ferrita Poligonal (FP). A ferrita de *Widmanstätten* (FW) encontra-se com maior relevância nas proximidades da linha de fusão.

4.2.5 Interface dissimilar da solda de amanteigamento do aço AISI 4130 com Inconel 625

A análise macrográfica da solda de amanteigamento em ambas as condições de soldagem, foi realizada em amostras retiradas das seções transversais dos corpos de prova. A Figura 4.12 apresenta as macrografias das soldas de amanteigamento para os dois modos de corrente utilizados.

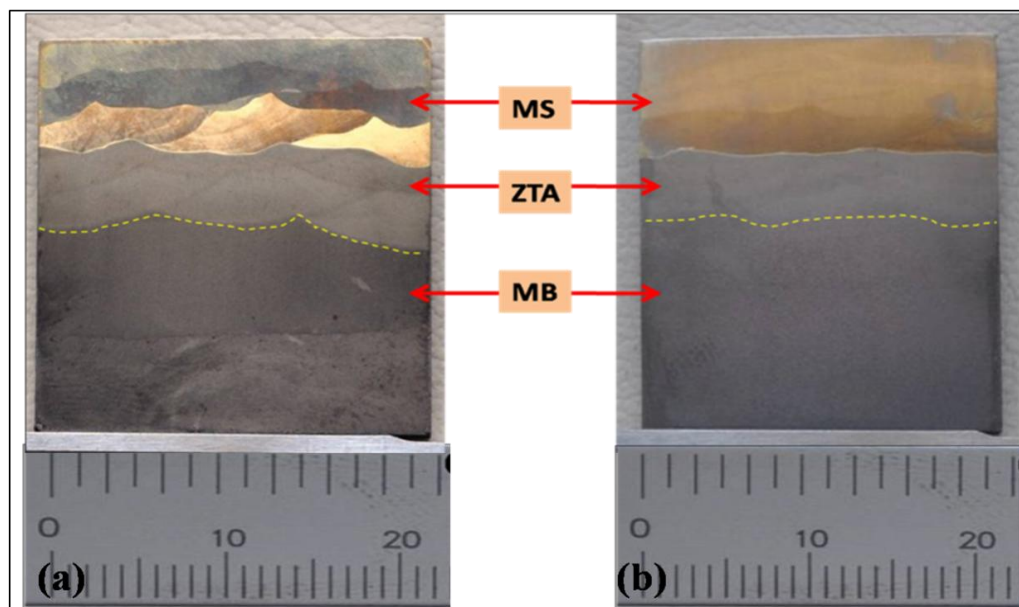


Figura 4.12: Macroestrutura da seção transversal da solda de amanteigamento: a) Corrente convencional;b) Corrente pulsada

Observam-se na Figura 4.12 menores níveis de diluição, quando utiliza-se o modo de corrente pulsada, mesmo sendo utilizada uma maior energia de soldagem em relação ao modo convencional. Assim, confirmando os resultados obtidos por Kejelin (2012), que também verificou níveis de diluição menores ao utilizar a soldagem MIG pulsado. Além disso, o referido autor observou que as ZPD's ocorreram principalmente em soldas depositadas com

maiores níveis de diluição. Essa região está associada à formação de diversas zonas, geradas por macrosegregações que por apresentarem composição química intermediária ao aço de baixa liga e a liga de níquel é, fortemente, suscetível à formação de zonas frágeis.

As Figuras 4.13 e 4.14 mostram as microestruturas encontradas nas soldas de amanteigamento para os modos de corrente pulsado e convencional, respectivamente.

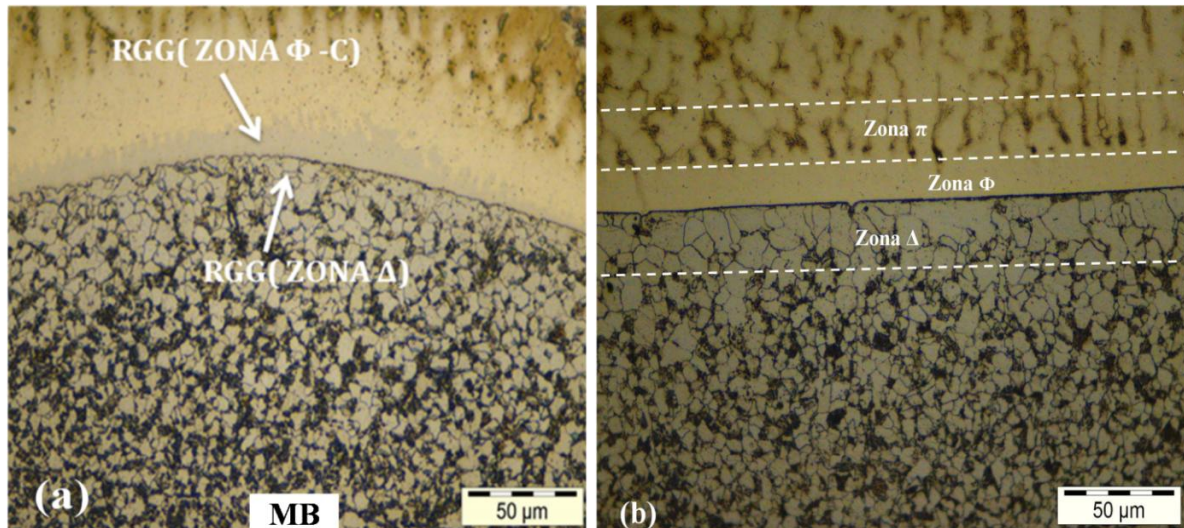


Figura 4.13: Microestrutura da interface dissimilar do aço AISI 4130 amanteigado com Inconel 625 e corrente pulsada: a) Zona Φ -C e Zona Δ (RGG); b) Zona Φ , Zona Δ (RGG) e Zona π .

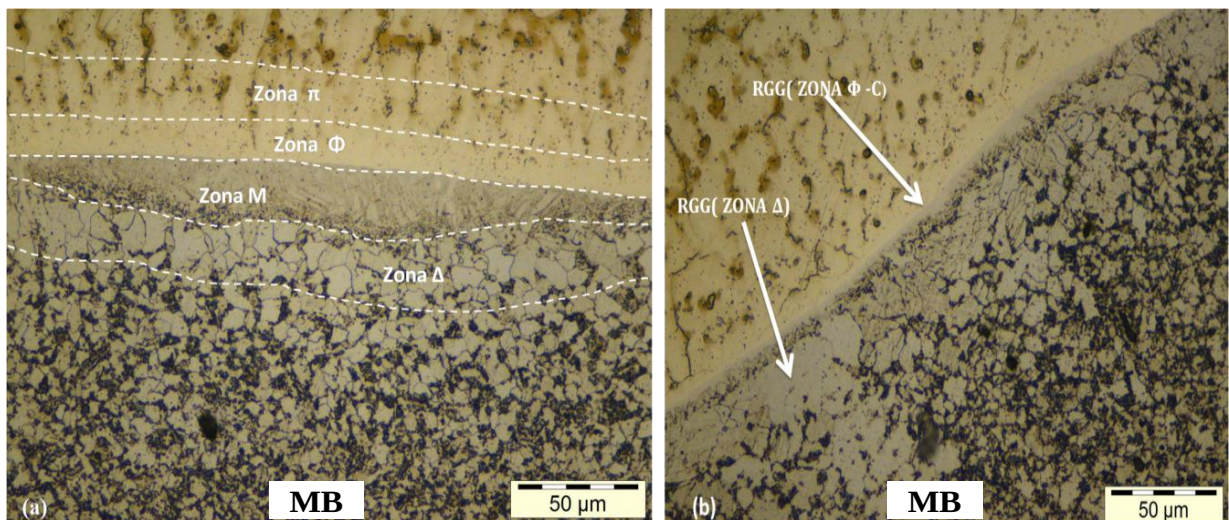


Figura 4.14: Microestrutura da interface dissimilar do aço AISI 4130 amanteigado com Inconel 625 e corrente convencional: a) Zona Φ , Zona Δ (RGG), Zona π e Zona M; b) Zona Φ -C, Zona Δ (RGG)

Na Figura 4.13 (a) e (b) observa-se a formação de uma estreita região de granulação grosseira bem próxima a interface do metal de solda, constituída por grãos de ferrita. Essa região está presente em ambas as interfaces dos amateigamentos com Inconel 625 tanto para o modo de corrente pulsado, quanto para o modo de corrente convencional.

Na maioria das vezes foi verificado que o crescimento dos grãos na Zona Δ é acompanhado de Zonas Φ -C(Zona Φ - saturada de carbono), ou seja, é observada uma Zona Φ , com regiões "acinzentadas" no seu interior, como verificado nas Figuras 4.13 (a) e 4.14 (d). Este comportamento é resultado da intensa saturação de carbono nessa região. A presença de faixas escurecidas, descontínuas, no interior da Zona Φ , com durezas elevadas foram identificadas e atribuídas à migração de carbono da ZTA para a Zona Φ por vários autores (FENSKE, 2010; ALEXANDROV et al., 2012; OLDEN et al., 2013; OLIVEIRA, 2014; DODGE, 2014; PESSOA, 2014).

A substituição de uma microestrutura com granulometria grosseira por uma refinada, em aços de médio carbono, é indicada por Dieter (1988) como 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, este resultado mostra que o modo de corrente pulsada é mais eficaz no refino de grãos dessa região nas condições estabelecidas.

Ainda na Figura 4.14 (a) e (b) é possível observar a evolução microestrutural ao longo da interface dissimilar do amateigamento com todas as zonas proposta por Beaugrand et al.(2009). Iniciando no metal de base com a Zona Δ , passando pelas Zonas M, em seguida pelas Zonas Φ , até chegar à Zona π . Outra observação obtida na análise da interface do amateigamento com o modo de corrente convencional, é a formação da Zona M, que foi encontrada com mais frequência ao longo de toda interface, geralmente, na região inter-passes (entre um passe e outro) e intra passes (interior do passe). Já no modo de corrente pulsada essa formação foi discreta, sendo apenas verificada em regiões próximas de "redemoinhos" entre passes adjacentes.

A Zona M é constituída de martensita de estrutura TCC com formato variado, geralmente, apresenta-se próxima a descontinuidade denominada de "redemoinhos", que estão aprisionados dentro do metal de solda a poucas dezenas de *microns* da linha de fusão. Também pode ter formato parecido com "praias" adjacente a linha de fusão e sua formação não é continua ao longo da interface. Acredita-se que a ocorrência de martensita nas Zonas M

se deve a elevada quantidade de elementos de ligas presente no metal de adição que por difusão, migram juntamente com o carbono, aumentando a temperabilidade.

De modo geral, foi possível verificar que a principal diferença da soldagem de amanteigamento do modo de corrente pulsado e o convencional, no que diz respeito à geometria do cordão de solda e a formação de "redemoinhos" e Zona M é que ao contrário do modo convencional, o modo pulsado garantiu perfil geométrico mais desejado com maiores larguras do cordão e baixas penetrações nas condições estabelecidas no item 3.3.1(pg 67). A obtenção deste perfil geométrico característico foi fundamental para minimizar tais formações, uma vez que ao utilizar cordões mais largos, diminuiu-se quantidade de regiões entre passes por unidade de área.

Segundo Beaugrand et al., (2009a), existe uma grande dificuldade em eliminar tanto a Zona Φ , quanto a Zona M, simultaneamente, em juntas dissimilares com processo de soldagem a arco elétrico. Mas segundo suas observações, a Zona Φ pode ser minimizada empregando uma baixa energia de soldagem, já a Zona M com o uso de elevadas energias de soldagem. Beaugrand et al.,(2009) ao analisarem a interface da solda de amanteigamento aço 8630/Inconel 625, observaram que o aumento da entrada de calor, seria a melhor maneira de minimizar a formação de "redemoinhos" e minimizar a formação de Zona M. A completa eliminação de "redemoinhos" parece ser improvável. Tais observações foram evidenciadas nesta pesquisa, onde foi verificado que ao utilizar o modo de corrente pulsada com níveis de energia mais elevados, propiciaram uma menor formação de Zona M.

A Zona Φ , por sua vez, foi encontrada em ambas as condições de soldagem utilizadas, embora tenha ocorrido uma variação na espessura dessa Zona, de modo geral, foi observado que a espessura desta apresenta poucas dezenas de *microns*, semelhante as análises de (ALEXANDROV et al.,(2012); ALMEIDA, 2014); DODGE, 2014). Esta região tem uma composição intermediária entre o metal de base e o metal de adição (Inconel 625). A Figura 4.15 apresenta micrografias com a das Zonas M e Φ , obtidas por MEV na interface do aço AISI 4130 com Inconel 625.

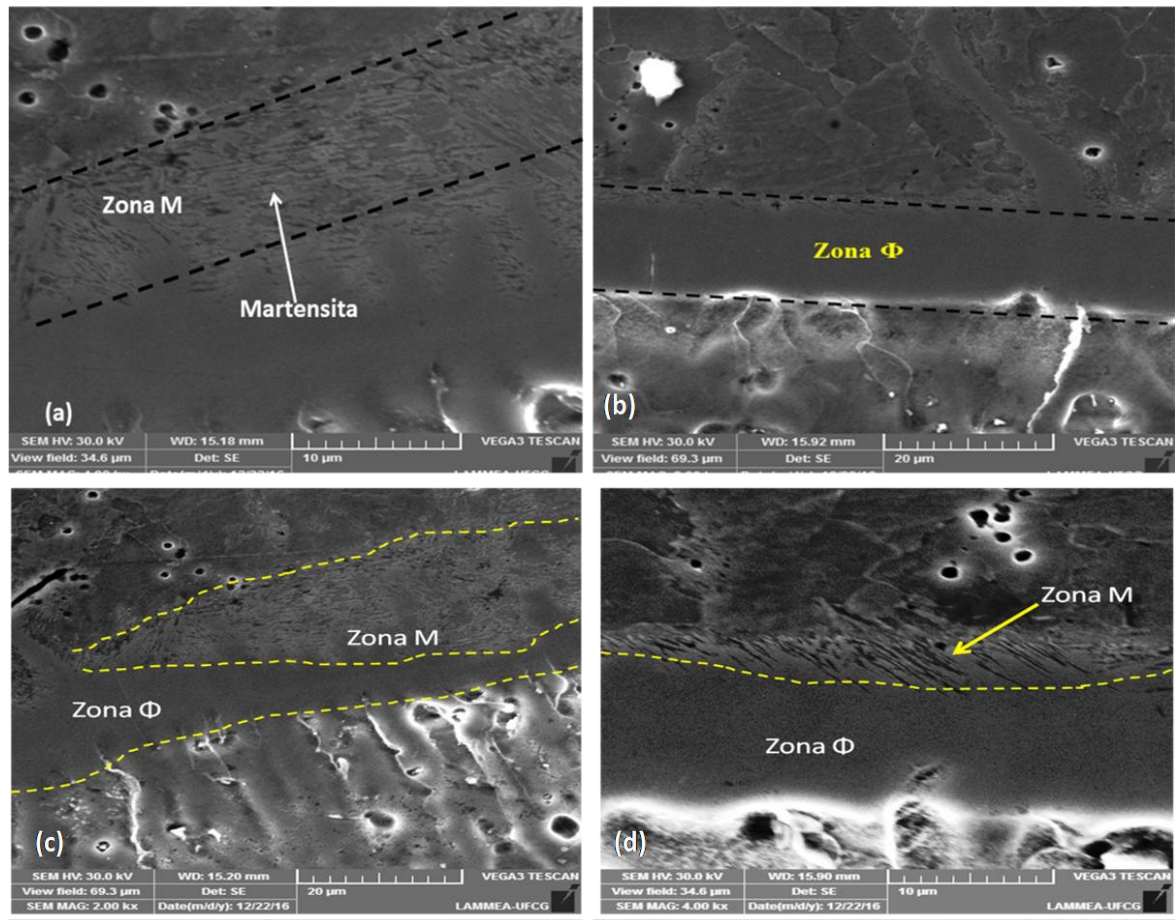


Figura 4.15: Interface do amanteigamento AISI 4130/Inconel 625: a) Zona M(Martensitica); b) Zona Φ ; c) Zona M e Zona Φ ; d) Zona M e Zona Φ

O aparecimento da Zona M não é contínuo, como é o caso da Zona Φ . Na Zona π há uma mudança no modo de solidificação planar (Zona Φ) para celular. Esta mudança no modo de solidificação é atribuída ao super-resfriamento constitucional, gerando uma desestabilidade na frente de solidificação. A presença da forma celular com a mudança promovida pelo processo de solidificação da forma planar (Zona ϕ) para celular está relacionada à existência de precipitados finos, presentes nos contornos da zona celular, e que estes estão associados ao Nb e Mo (ALEXANDROV et al., 2012). Também é observada a presença significativa dos elementos Fe e Ni na Zona π (DODGE, 2014). A Figura 4.16 apresenta uma micrografia com as regiões associadas à Zona π , além da presença de precipitados finos.

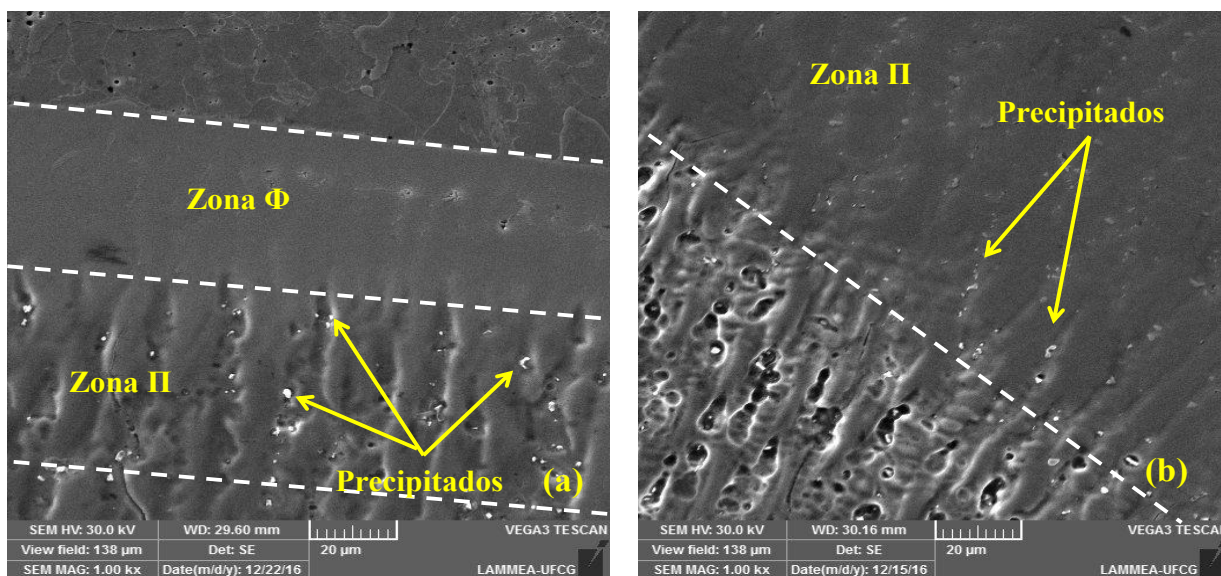


Figura 4.16: Micrografia com a presença da Zona π contendo precipitados finos.

Através de análise química por EDS, determinou-se o perfil da composição química na interface do amanteigamento do aço AISI 4130 com Inconel 625, demonstrado nas Figuras 4.17e 4.18, os modos de corrente convencional e pulsada, respectivamente.

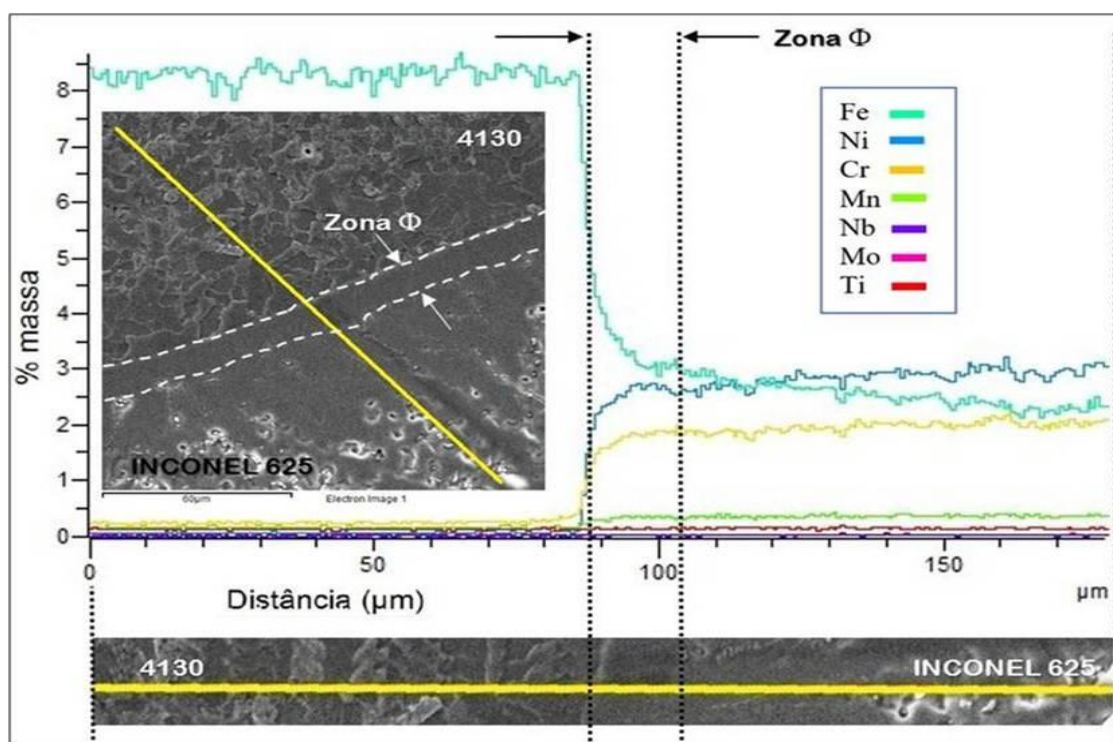


Figura 4.17: Perfil de composição química ao longo da interface do amanteigamento com corrente convencional.

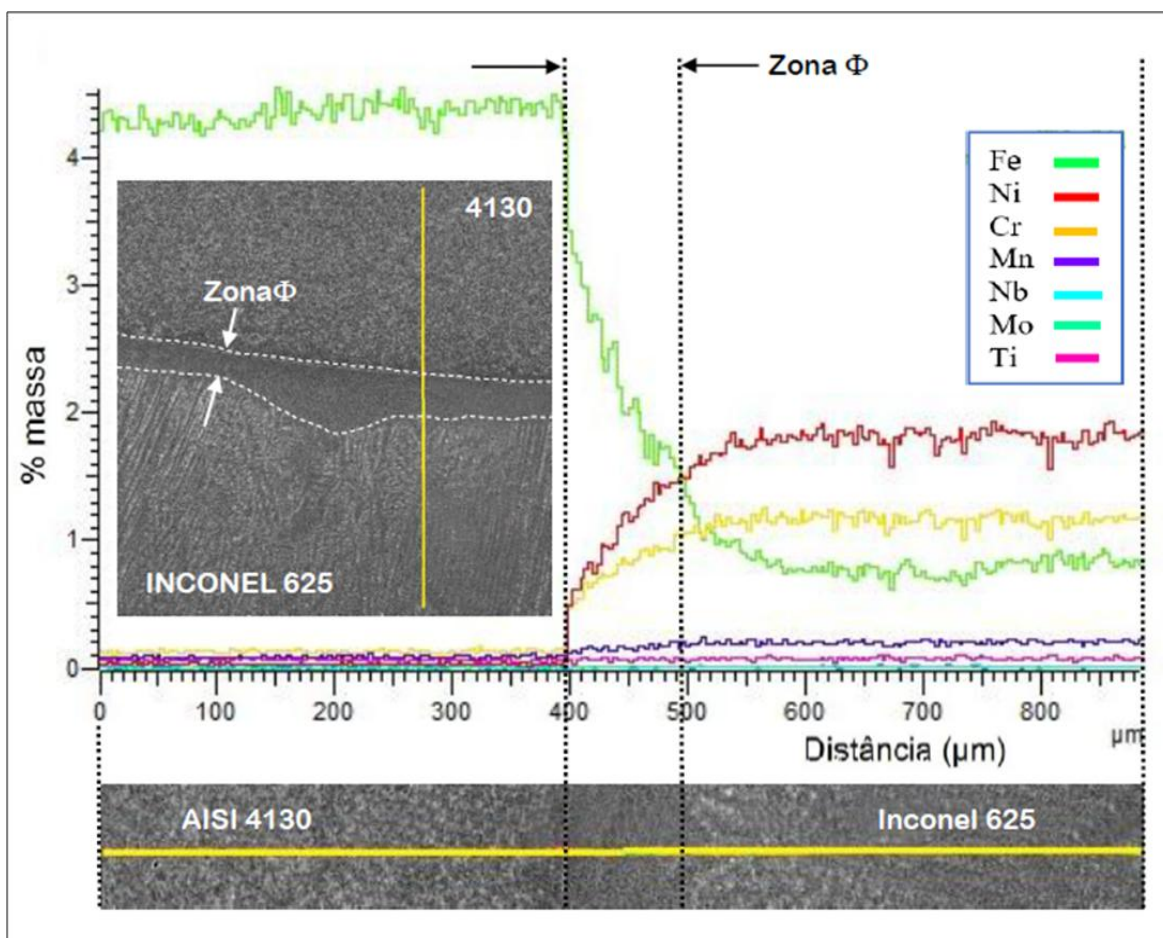


Figura 4.18: Perfil de composição química ao longo da interface do amantecimento com corrente pulsada.

Observa-se nas Figuras 4.17 e 4.18 que a Zona Φ apresenta uma transição em termos de composição química entre o aço e a liga Inconel 625. É possível notar uma concentração elevada de Fe na região, 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 entre o metal de base e o metal de solda. Seguindo a avaliação da esquerda para a direita, tem-se a priori uma composição constituída, aproximadamente, de 100% de Fe, correspondendo ao metal de base de aço AISI 4130; em seguida, observa-se a região de transição cujo teor de ferro cai rapidamente ao longo da sua extensão, estabilizando ao deixar a Zona π . O níquel aumenta rapidamente e os demais elementos como Cr, Mo e Nb aumentam em uma menor taxa e, na sequência, também estabilizam após saírem da ZPD.

Beaugrand et al. (2009) destacam que a Zona Φ e a Zona M são, particularmente, influentes em termos de mecanismos de fratura que ocorrem em juntas dissimilares submarinas que estão sobre proteção catódica. Sua microestrutura e composição química são

influenciadas pelo processo de soldagem e pelo procedimento de TTAT. Assim, o desempenho pode ser modificado por mudanças sutis em qualquer um dos parâmetros. Nesse contexto, o procedimento para o amanteigamento com corrente pulsada apresentou-se mais adequado a esse tipo de aplicação, em ambiente propício a fragilização por hidrogênio, uma vez que, o mesmo mostrou-se mais eficiente no controle, principalmente, das Zonas M na interface dissimilar ao utilizar o Inconel 625.

4.2.6 Interface dissimilar do amanteigamento do AISI 4130 com Inconel 725

A Figura 4.19 apresenta as macrografias da seção transversal da solda de amanteigamento do aço AISI 4130 com Inconel 725 para os modos de corrente de soldagem utilizados.

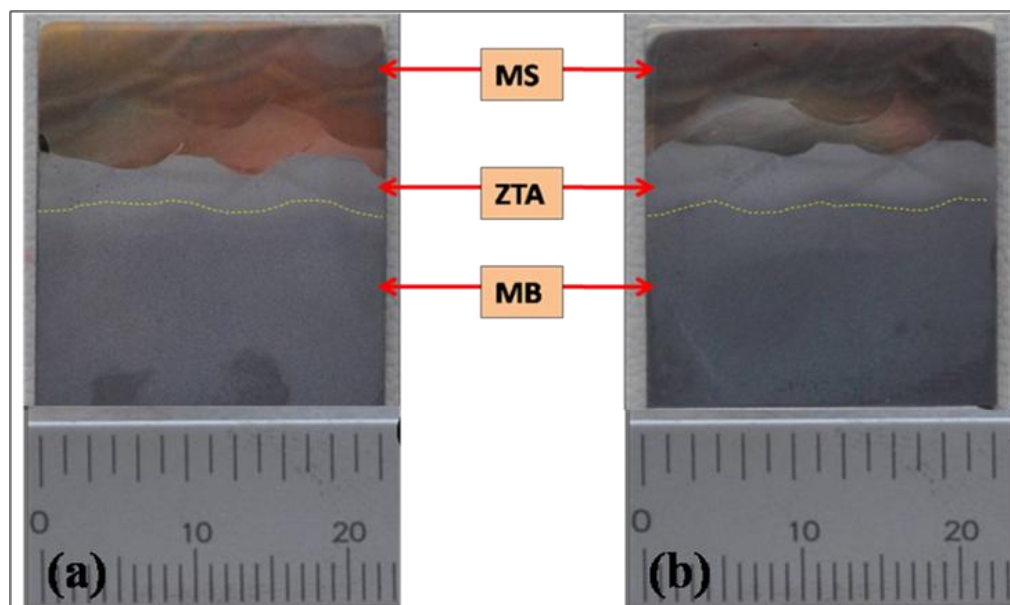


Figura 4.19: Macroestrutura da seção transversal da solda de amanteigamento do aço AISI 4130 com Inconel 725: a) Modo de corrente convencional e b) Modo de corrente pulsada.

Ao analisar a Figura 4.19 observa-se uma leve diminuição da diluição imposta pelo modo de corrente pulsada. Nota-se ainda que, mesmo com os ajustes no procedimento de soldagem no amanteigamento com o Inconel 725, tendo o objetivo de melhorar o comportamento do arco elétrico, o mesmo se mostrou menos estável do que o obtido com o Inconel 625. O controle da diluição foi melhor com a corrente pulsada para o Inconel 625 quando comparado ao Inconel 725.

As Figuras 4.20 e 4.21 mostram as microestruturas da solda de amanteigamento do aço AISI 4130 com Inconel 725 no modo de corrente convencional e corrente pulsada, respectivamente.

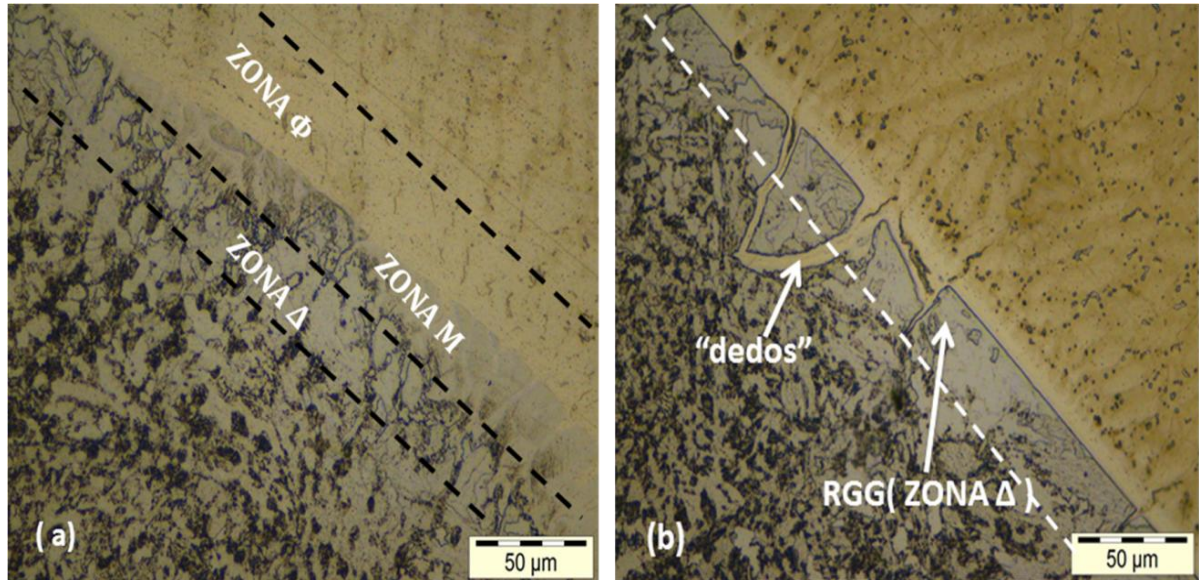


Figura 4.20: Microestrutura da interface dissimilar do aço AISI 4130 com Inconel 725 no modo de corrente convencional: a) Zona Φ , Zona M, Zona Δ e b) "dedos", Zona Δ .

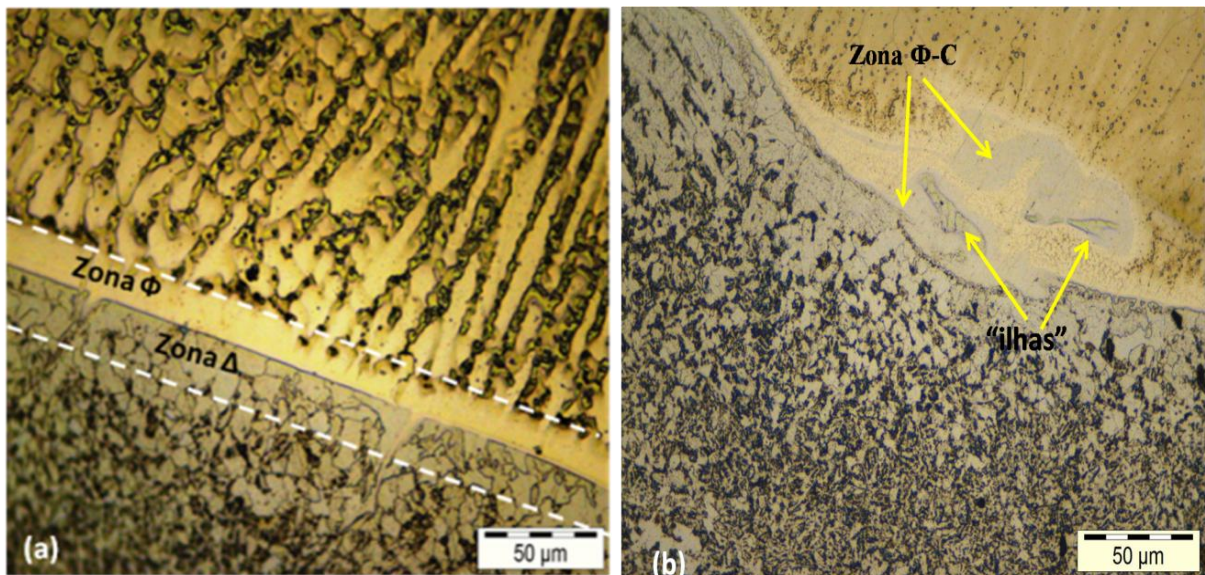


Figura 4.21: Microestrutura da interface dissimilar do aço AISI 4130 com Inconel 725 no modo de corrente pulsada: a) Zona Φ , Zona Δ e b) "Ilhas" do metal de base no metal de solda, Zona Φ -C (Zona Φ saturada de Carbono).

De acordo com as Figuras 4.20 e 4.21, observa-se a expressiva formação da Zona Φ independentemente do modo de corrente. No entanto a redução na dimensão da Zona Φ ao longo da interface foi verificada com mais frequência quando foi utilizado no modo de corrente pulsada. Ao analisar a interface com o modo de corrente convencional, geralmente o estreitamento da Zona Φ é mais evidenciado no centro do cordão.

Na Figura 4.21(b) podem ser observadas penetrações do metal de solda no metal de base que são denominadas de “dedos”. Tais estruturas foram encontradas nas interfaces de todos os amanteigamentos aço AISI 4130/Inconel 725 nos dois modos de corrente utilizados. No entanto, verifica-se que no modo de corrente convencional, a quantidade destas formações é bem mais expressivas.

Segundo Oliveira (2013), a formação de "dedos" ocorre, preferencialmente, ao longo dos contornos de grãos da austenita prévia do metal de base, além de ter uma composição química semelhante à região de crescimento planar (Zona Φ). Provavelmente, esta formação se dá pela liquação dos contornos de grão da região do aço próxima da ZTA, que juntamente com as forças convectivas existentes na poça de fusão permite a penetração do metal fundido nesses contornos. Além disso, verifica-se a presença de formações que recebem a denominação de “ilhas”, caracterizadas por apresentar uma microestrutura semelhante ao do metal de base e está, discretamente, circundada pelo metal de solda.

A variação da composição química através de EDS, ao longo das regiões da solda de amanteigamento do aço AISI 4130 com Inconel 725 com a presença de uma "ilha" é mostrada na Figura 4.22. Nota-se da esquerda para direita, uma diminuição no teor de Fe acompanhada por um aumento do teor de Ni, ao passa pela Zona Φ e em seguida, um aumento do teor de Fe novamente e uma diminuição do teor de Ni, confirmando a presença de uma "ilha" no metal de solda.

A Figura 4.23 mostra a composição química da interface AISI4130/Inconel 725 com a presença de uma Zona Φ . O que diferencia o Inconel 725 do Inconel 625 em termos de composição química é principalmente a quantidade de Ti e Fe. Elementos responsáveis por tornar esse material mais resistente mecanicamente e com a mesma resistência a corrosão da liga Inconel 625.

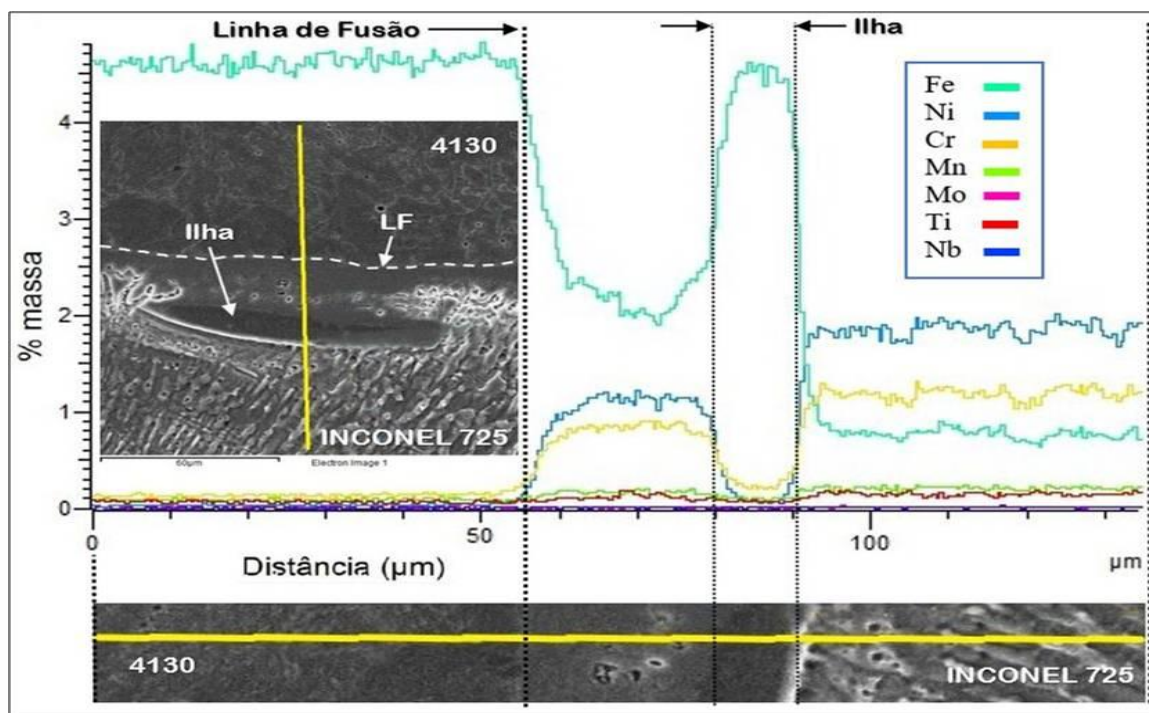


Figura 4.22: Perfil de composição química ao longo da interface da solda de amanteigamento com a presença de uma “ilha” com o modo de corrente pulsada.

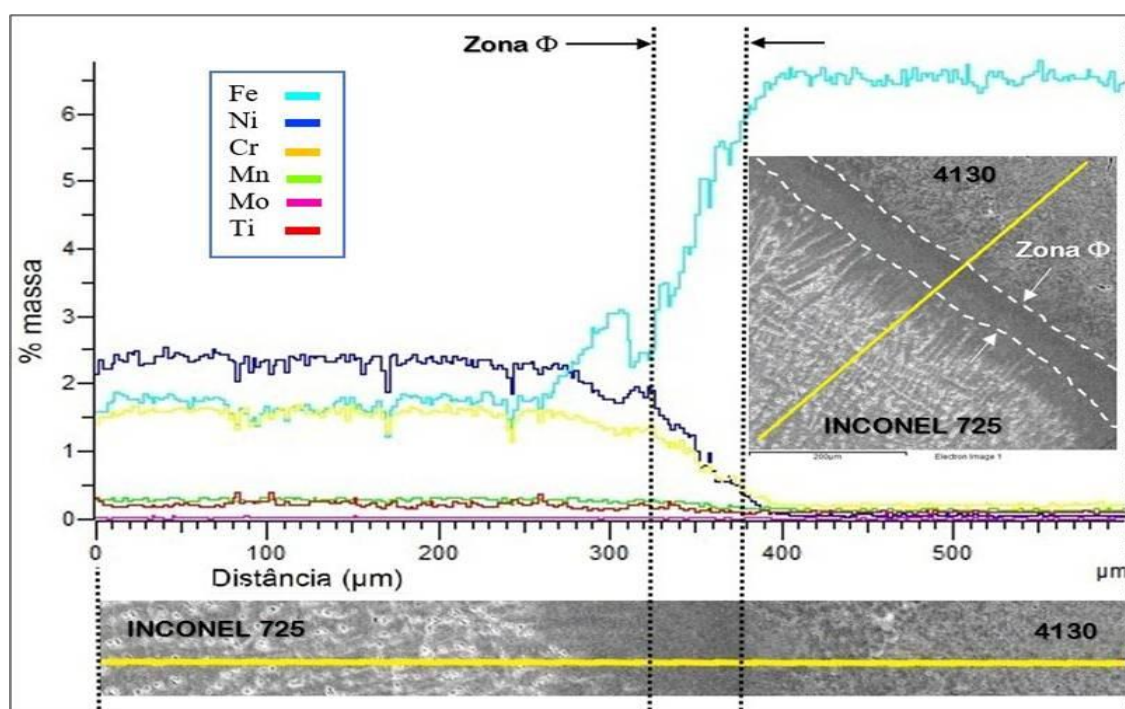


Figura 4.23: Perfil de composição química ao longo da interface da solda de amanteigamento com a presença de uma zona Φ – modo de corrente convencional

O Inconel 725 propicia maior resistência mecânica; porém do ponto de vista da formação de ZPDs na interface da solda de amanteigamento, o mesmo se mostrou de difícil controle. Por meio da análise da interface para ambos os modos de corrente, verifica-se uma intensa formação de Zona M. Contrariando o fato ocorrido na interface do Inconel 625, que resultou numa interface com baixíssima formação de Zona M para o modo de corrente pulsada, sendo apenas observado em regiões entre passes. A Figura 4.24 demonstra a formação de Zonas M na interface aço 4130/Inconel 725.

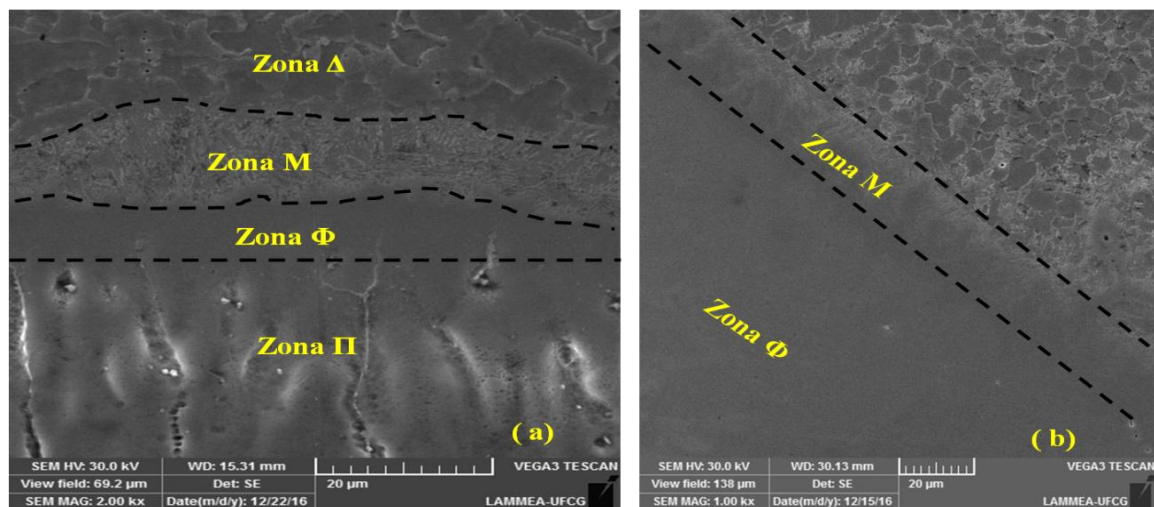


Figura 4.24: formação de Zona M na interface aço 4130/Inconel 725

A formação de Zonas M com mais relevância na interface Inconel 725/AISI 4130 ocorre provavelmente pela composição química diferenciada do Inconel 725 em relação ao Inconel 625. O Inconel 725 possui um teor de 7% Fe, além de 1,5% Ti. Segundo Soares et.al., (2017), uma composição na interface rica em ferro pode levar à desestabilização da austenita e aumento da temperabilidade, favorecendo a formação da microestrutura martensítica. Silva et al., (2010) destaca que os aspectos composicionais desta Zona são complexos e resultam da incorporação de quantidades muito pequenas de elementos de liga, que não é suficiente para estabilizar a estrutura austenítica, mas suficiente para elevar a temperabilidade do material, favorecendo a formação da martensita. Associada a isso, tem-se a maior diluição imposta a essa interface.

A Figura 4.25 apresenta o perfil da composição química ao longo da ZPD que contém uma Zona M.

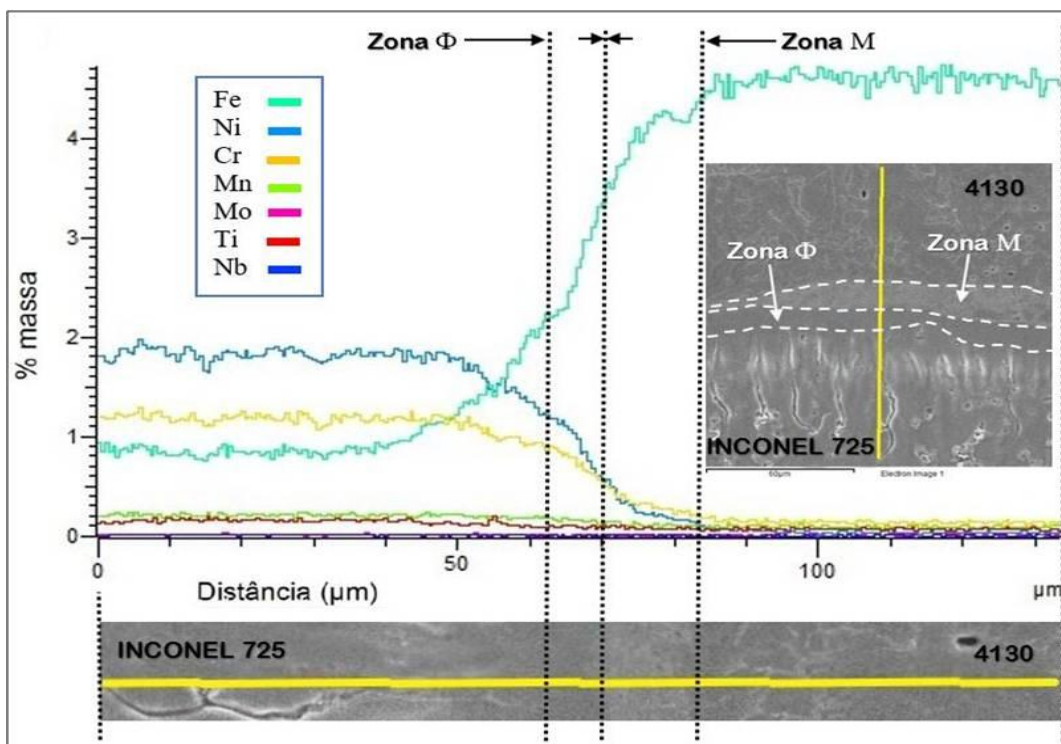


Figura 4.25: Perfil de composição química ao longo da interface da solda de amanteigamento com a presença de uma Zona M.

Observa-se na Figura 4.25 que ocorre uma leve variação nos teores de Fe, Ni e Cr, além disso, há uma maior extensão na composição intermediária ao aço AISI 4130 e do Inconel 725 na existência de uma Zona M.

A Zona M é constituída de martensita e altamente suscetível à fragilização por hidrogênio. Para uma eventual aplicação em um ambiente propício à fragilização por hidrogênio, a interface do amanteigamento Inconel 725/ AISI 4130, mostrou-se com maior possibilidade para ocorrência de falhas.

Segundo Haldorsen et al., (2017), para a fragilização por hidrogênio ocorrer, nestas condições de operação é necessário a coexistência de três componentes: microestrutura suscetível vizinha a interface; tensão de nível crítico, como exemplo uma combinação de tensões aplicadas e residuais, presença de hidrogênio introduzido pela aplicação da proteção catódica, técnica essa usada para a proteção contra a corrosão dos materiais ferríticos e estruturas de tubulações. É normalmente aceito que se um dos fatores mencionados esteja ausente, então a susceptibilidade à fragilização por hidrogênio é retirada.

4.3 Influência do TTAT na interface do amanteigamento

4.3.1 Microdureza pontuais na interface das soldas de amanteigamento sem TTAT

As Figuras 4.26 e a Figuras 4.27 apresentam as medidas de microdureza, encontradas nas diversas zonas da interface do amanteigamento do aço AISI 4130 com o Inconel 625 para o modo de corrente convencional e pulsada, respectivamente.

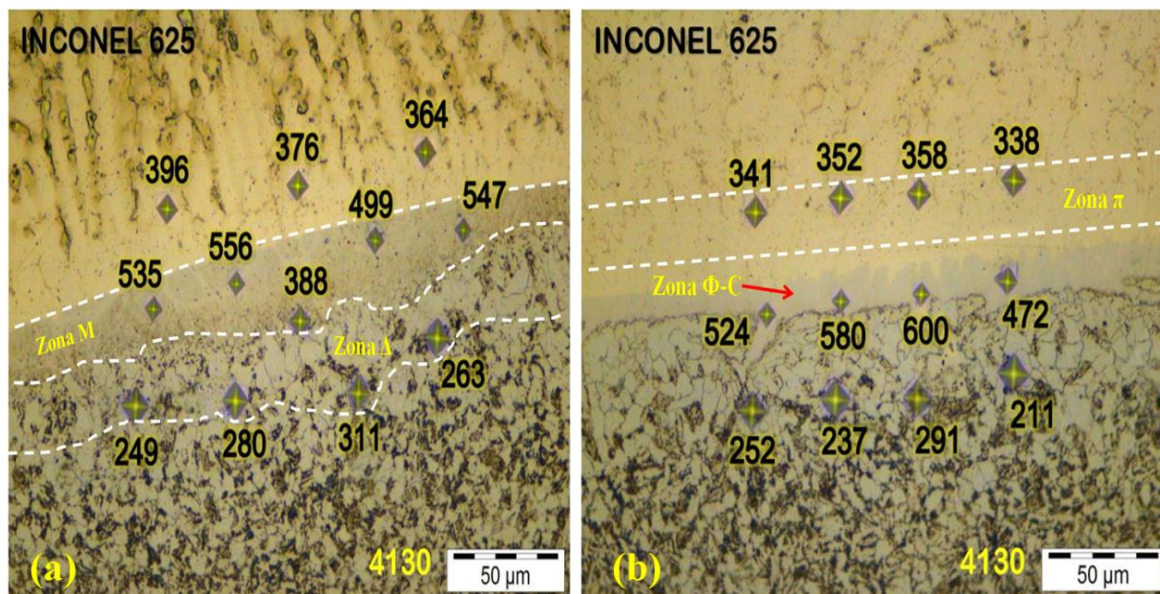


Figura 4.26: Microdureza na interface do amanteigamento do aço AISI 4130 com Inconel 625 no modo de corrente convencional: a) Zona M, Zona Δ e b) Zonas Φ -C, Zona π

Na figura 4.26 (a) verifica-se a formação de uma Zona M, notoriamente, um aumento no valor de microdureza nesta região. Com esse aumento de microdureza aliado à morfologia encontrada para as Zonas M é possível constatar o surgimento da martensita.

Na Figura 4.26 (a) vê-se ainda o perfil de microdureza na Zona Φ -C, sendo possível observar que a regiões de coloração "acinzentadas" apresenta níveis de dureza de 600 HV_{0,025}, superior aos valores que foi encontrado na Zona Φ quando não apresenta essa coloração (Figura 27(b)). Assim, corroborando com os resultados encontrados por outros autores (OLDEN et al., 2003; SILVA, 2010; FENSKE, 2010; ALEXANDROV et al., 2013), ao afirmar que a presença dessas regiões de coloração mais escura presente na Zona Φ , verificada apenas por microscopia ótica, apresenta altos valores de dureza

Silva (2010) destaca que a Zona Φ -C, a qual chamou de ZPM-C, não apresenta indícios da presença de martensita e cuja dureza aumenta consideravelmente. Essa zona foi encontrada nas amostras como soldada, sem terem sido expostas diretamente a um tratamento térmico. Pessoa (2014), também encontrou essas mesmas regiões escurecidas próxima a

interface com elevadas dureza. Tanto Silva (2010), quanto Pessoa (2014) atribuem aos elevados níveis de dureza na Zona Φ -C, a maior saturação de carbono por causa dos ciclos térmicos do processo de soldagem.

No entanto, Oliveira (2013) ao estudar a interface de aços estruturais amanteigados com Inconel 625, relatou o aparecimento dessas zonas após aplicação de TTAT, bem como altos valores de dureza associados às mesmas.

Por meio da análise da Figura 4.27 (a) mostra-se a presença de regiões endurecidas nas interfaces de amanteigamento em ambas as correntes de soldagem utilizadas. É possível verificar picos de microdureza de dureza ($631HV_{0,025}$) em regiões denominadas de "redemoinhos". A presença desses "redemoinhos", descontinuidades na ZPD, são características comuns na interface dissimilar (DODGE, 2014). Sua formação, provavelmente, é consequência da mistura incompleta da poça de fusão. Os maiores perfis de dureza nessas regiões também foram observados por DODGE (2014), após analisar estas regiões, atribuiu a elevada dureza dessa região por serem ricas em martensita. Para Beaugrand et al. (2009), a penetração do metal de solda no metal de base é responsável pela formação da martensita nestas regiões.

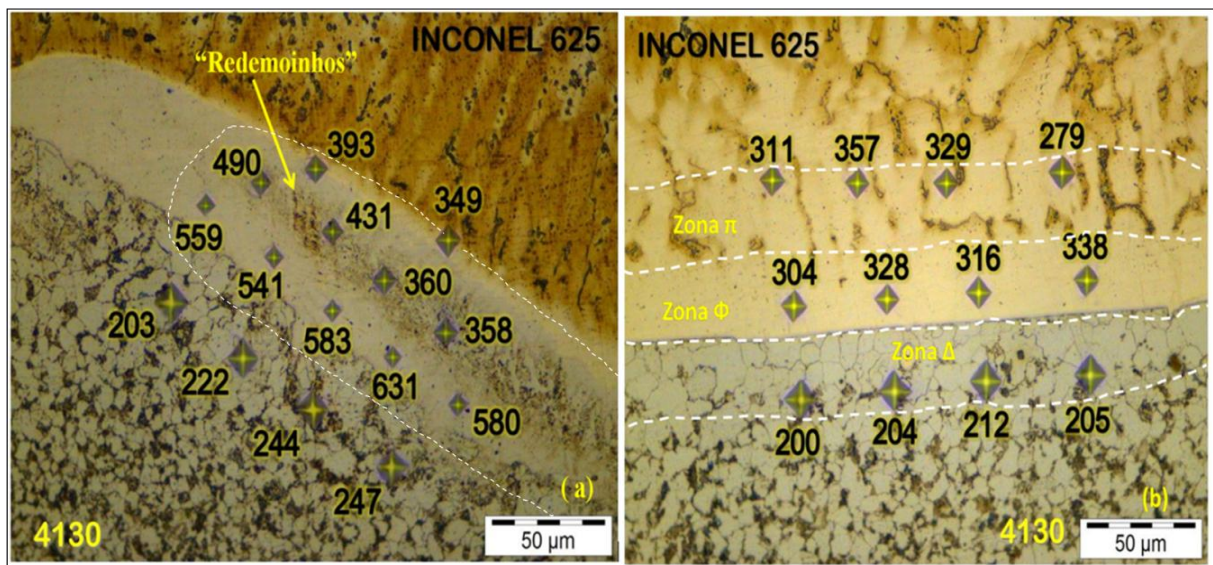


Figura 4.27: Microdureza na interface do amanteigamento do aço AISI 4130 com Inconel 625 no modo de corrente pulsada: a) Zona M, Zona Δ e b) Zonas Φ -C, Zona π Pulsada. a) "Redemoinhos"; b) Zonas Φ ; Zona π , Zona Δ

Assim, minimizar a formação de "redemoinhos" e a sua martensita associada melhora o desempenho das juntas e reduz os riscos de ocorrências de trincas. A formação dos "redemoinhos" foi bastante minimizada com o uso da corrente pulsada, embora ainda presente na interface do amanteigamento.

A Figura 4.28 (a) e (b) apresenta o comportamento da microdureza nas distintas zonas da interface da solda de amanteigamento do aço AISI 4130 com o Inconel 725 para os modos de corrente convencional e pulsada. Verifica-se a presença de regiões endurecidas, no entanto os maiores perfis de microdureza foram encontrados nas regiões denominadas "redemoinhos". Essas regiões foram também encontradas na interface do amanteigamento com Inconel 625, sendo ricas em martensita, transformando-as em áreas de grande potencial para nucleação e propagação de trinca, quando estão submetidas à presença de hidrogênio.

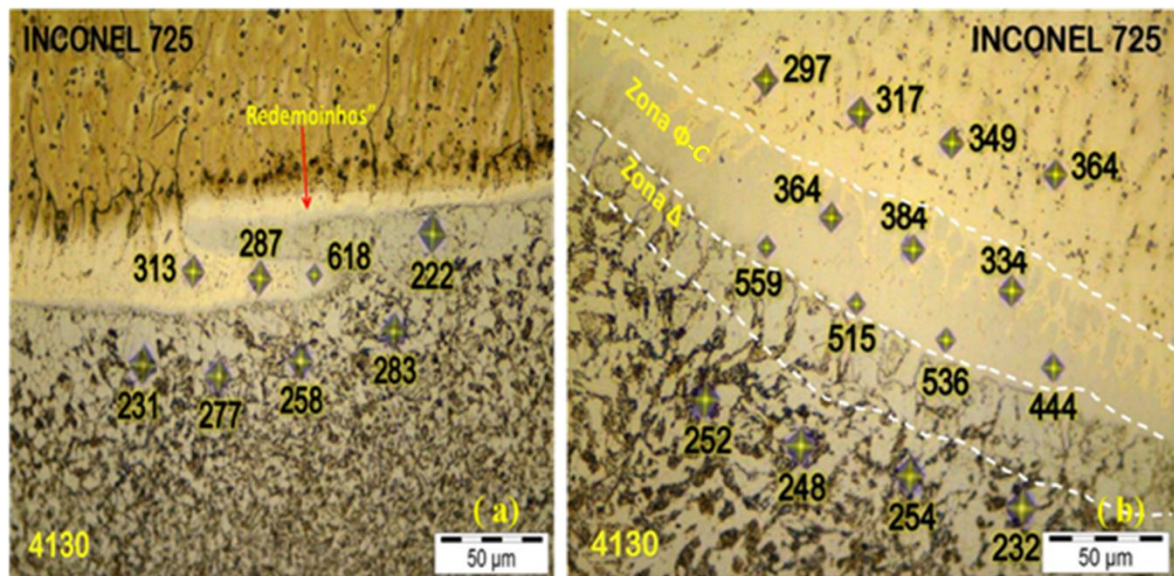


Figura 4.28: Microdureza nas distintas zonas da interface AISI 4130/Inconel 725: a) Modo de corrente convencional e b) Modo de corrente pulsada

Também é possível verifica a presença da Zona Φ -C (Figura 28(b)) com maiores picos de dureza próxima a linha de fusão. Além disso, foi verificado que ao afastar-se da linha de fusão, a dureza diminui. Mostrado quando o carbono saturado próximo a essa região influencia no perfil de dureza.

Esses resultados corroboram com a pesquisa de Olden et al.,(2003), que ao analisar a interface do Inconel 725 com aço 8630 identificou picos de microdureza acima dos 500 $HV_{0,025}$, ocorrendo numa distância máxima de 10μm, após a linha de fusão.

4.3.2 Microdureza pontuais na Interface das soldas de amanteigamento com TTAT

Durante a soldagem e o TTAT ocorre a difusão de espécies intersticiais, em particular o carbono, do metal de base para o metal de solda. No caso dos aços ARBL, o carbono possui menor solubilidade e maior difusividade, enquanto na matriz austenítica de níquel encontra maior solubilidade e menor difusividade. Isso favorece, portanto, um acúmulo de carbono na interface, conforme demonstrado por ALEXANDROV et al. (2014).

Diante de tal comportamento, vários estudos (ALEXANDROV et al., 2013; OLIVEIRA; 2013; OLDEN et al., 2003) questionam a verdadeira eficácia do TTAT em juntas dissimilares, por causa da migração de carbono da ZTA em direção ao metal de solda, deixando a Zona Φ saturada de carbono. Segundo esses autores, a migração de carbono poderia comprometer a resistência mecânica da interface do amanteigamento quando submetida a um ambiente propício a fragilização por hidrogênio, pois eleva a dureza dessa região, além de provocar uma intensa descarbonetação da região de grãos grosseiros (Zona Δ). Nesta pesquisa, a Zona Δ nas amostras que foram submetidas ao TTAT será denominada de Zona Δ -Descarbonetada (Zona Δ -D), visto que o TTAT causa mudanças significativas nessa região do ponto de vista microestrutural e mecânico.

Para as amostras retiradas com o TTAT, foi possível verificar que as Zonas M foram facilmente visualizadas por meio de microscopia ótica, para ambas as condições analisadas. As Zonas M apresentam-se como regiões escurecidas, indicando a precipitação de carbono nessa região durante o TTAT. A mudança na coloração da Zona M após o TTAT também foi verificada por OLIVEIRA (2014).

A Figura 4.29 mostra a interface do amanteigamento para o Inconel 725 com o modo pulsado após o TTAT. É possível notar na Figura 4.29 (a) que houve uma intensa descarbonetação da ZTA para o metal de solda, associada a esse descarbonetação tem-se uma Zona M bastante escurecida, como já foi discutido anteriormente. Nessa condição, verificam-se bastantes formações de Zonas M em regiões intra-passes, além do crescimento de grãos de ferrita Zona Δ -D, esse crescimento também é atribuído à migração de carbono durante o processo de TTAT.

De modo geral a Zona Δ aumenta suas dimensões após o TTAT, esse comportamento também foi observado por Batista et al., (2016), que ao analisar as interfaces dos amanteigamentos AISI 4130/Inconel 625 e AISI 8630M/Inconel 625, verificou que o TTAT a 676°C por 2 horas fez com que aumentasse a descarbonetação, empobrecendo ainda mais essa região de carbono. Isso favoreceu a formação de Ferrita contribuindo dessa forma para o

crescimento das dimensões da Zona Δ . Segundo suas medições, antes do TTAT, essa Zona tinha no máximo 50 μm nos locais onde foram detectadas. E depois do TTAT essas extensões passaram a ser de 50 μm para 250 μm .

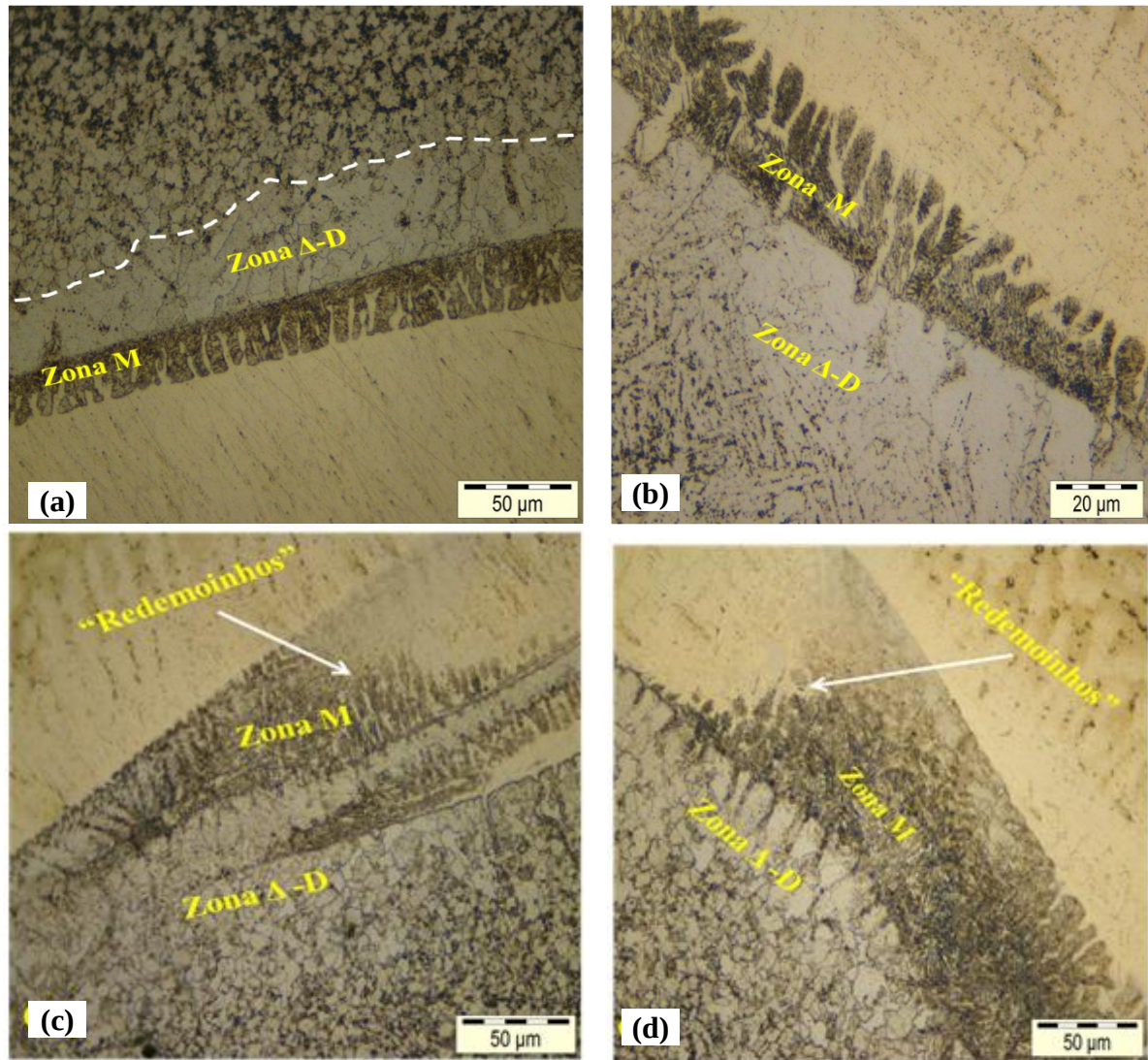


Figura 4.29: Interface da solda de amanteigamento aço AISI 4130/Inconel 725, modo de corrente pulsada com TTAT: a) Zona M, Zona Δ -D, b) Zona M, Zona Δ -D, c) "redemoinhos", Zona M, Zona Δ -D e d) "redemoinhos", Zona M, Zona Δ -D.

A Figura 4.30 mostra o perfil de microdureza após TTAT com ênfase na Zona Φ . Verifica-se que houve um aumento expressivo da dureza nessa região em todas as amostras analisadas, esse comportamento foi observado em todas as condições de soldagem, independentemente, do modo de corrente de soldagem e tipo de arame utilizado.

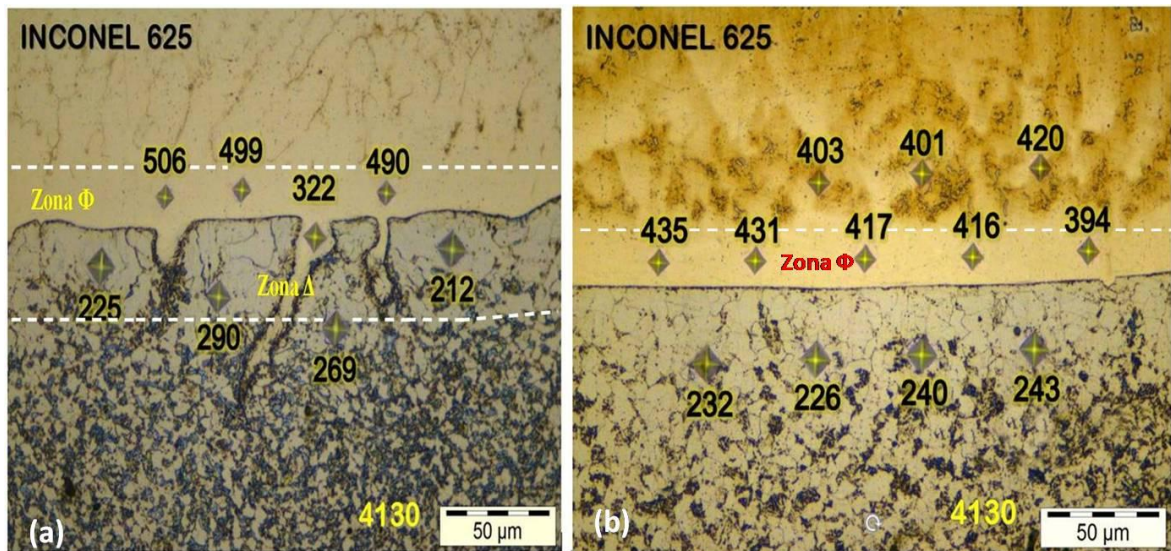


Figura 4.30: Perfil de microdureza após TTAT na interface do amanteigamento

Para uma melhor visualização do efeito do TTAT na Zona Φ , fez-se um levantamento das endentações realizada nessa região em todas as condições estabelecidas no item 3.3.1.2(pag.73). Foram realizadas 20 endentações em amostras sem e com TTAT. A Figura 4.31 mostra os resultados de microdureza na Zona Φ , antes e após o uso do TTAT.

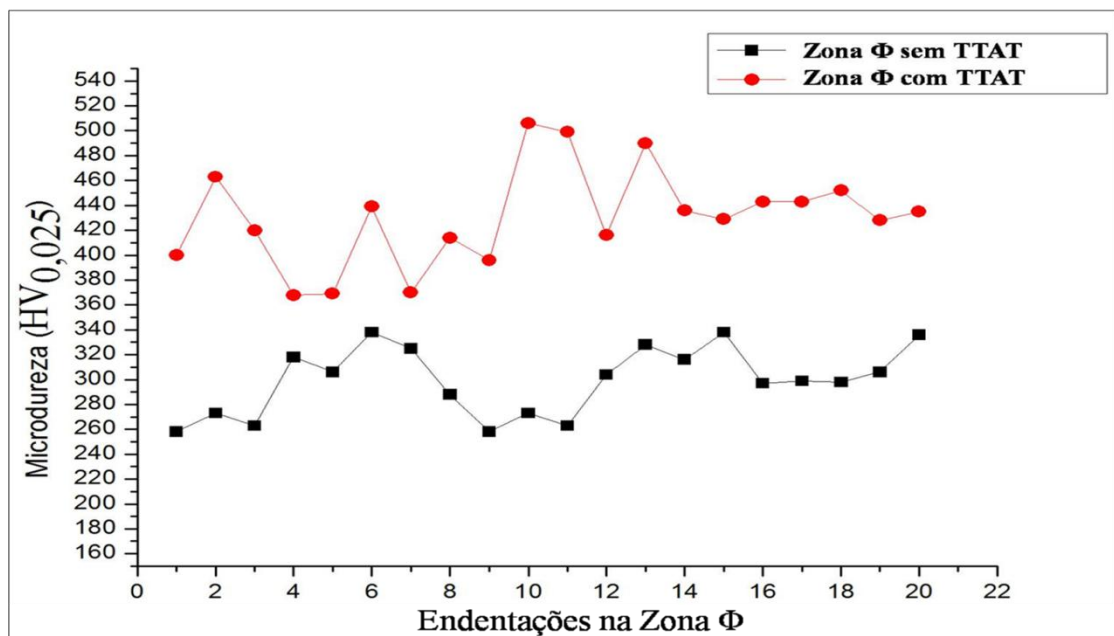


Figura 4.31: Perfil de microdureza na zona Φ , antes e após o uso do TTAT.

Em média a Zona Φ teve um ganho de dureza de aproximadamente 30% após a realização do TTAT. O aumento da dureza na Zona Φ , em todas as amostras analisadas, torna

essa zona mais crítica e propícia à fragilização por hidrogênio. Esse aumento da microdureza está de acordo com as observações feitas por alguns autores (OLDEN et al., 2003; FENSKE, 2010; ALEXANDROV et al., 2013; OLIVEIRA, 2014), que ao analisar a interface do amanteigamento do aço AISI 8630M com Inconel 625, afirmaram que o aumento da dureza da Zona Φ resultou da difusão do carbono da ZTA do metal de base para esta Zona após o TTAT.

Oliveira (2014) mostrou que a Zona Φ , encontrada em amostras submetidas a TTAT, apresentou um aumento considerável em sua microdureza, quando comparado as amostras sem TTAT.

Olden et al. (2003) e Fenske (2010) atribuíram a intensa nano precipitação de carbonetos na Zona Φ , como a causa de falhas em juntas dissimilares com a utilização de Tratamento Térmico Pós-Soldagem (TTPS), sendo observado que a fragilização ocorreu devido ao ganho de dureza nesta Zona, além do efeito de aprisionamento de hidrogênio nessa região.

Para Alexandrov et al. (2013), esse ganho de dureza é atribuído a uma saturação de C elevada na Zona Φ sem, necessariamente, associar a ocorrência de precipitação nessa região. Nesta perspectiva, Bourgeois (2015) ao analisar a interface do amanteigamento aço AISI 8630/Inconel 625 ressaltou que mesmo após o TTAT, foram encontradas regiões de alta dureza, como as regiões de crescimento planar (Zona Φ) e "redemoinhos". E que a trinca deve iniciar e se propagar nessas regiões durante a falha. Além disso, verificou-se que o TTAT foi responsável por provocar o esgotamento de carbono na Zona Δ (RGG).

As Figuras 4.32 e 4.33 mostram o efeito do TTAT sobre a microdureza da interface do amanteigamento aço AISI 4130/Inconel 625, com ênfase nas Zonas M e "redemoinho", percebe-se que os perfis de microdureza nessas regiões continuam bastante altos, mesmo após o TTAT.

Da análise das Figuras 4.32 e 4.33 observa-se que, independentemente do modo de corrente utilizada e da utilização do TTAT, as Zonas M apresentaram altos valores de microdureza da interface do amanteigamento, constatando-se picos de dureza que variam entre 490 e 560HV_{0,025}. Este comportamento demonstra que o TTAT não foi eficaz na redução da dureza dessas regiões, sendo observados picos de dureza muito semelhante encontrado nas amostras sem o TTAT. Em compensação, os menores valores de dureza foram encontrados na Zona Δ descarbonetada, onde foram verificados valores de 189HV_{0,025g}. A Zona Δ sofreu intensa descarbonetação como já demonstrado, mesmo na condição como

soldado, sendo ainda mais grave após o TTAT. Isso provoca a ausência de carbonetos, favorecendo o crescimento de grão e reduzindo a resistência mecânica dessa região.

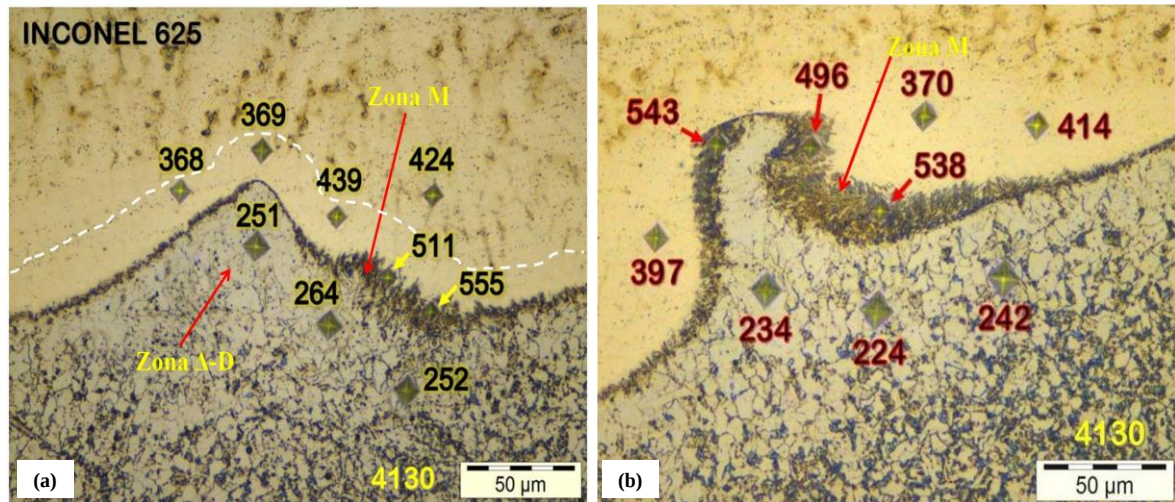


Figura 4.32. Perfil de microdureza na Zona M após TTAT, modo de corrente convencional.

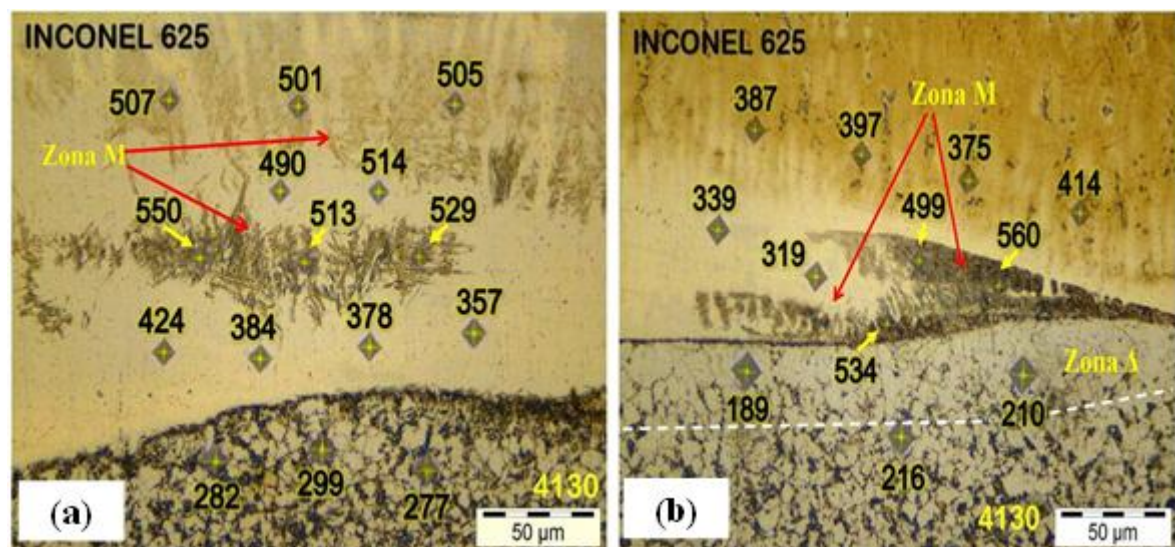


Figura 4.33: Perfil de microdureza na Zona M após TTAT, modo de corrente pulsada

As Figuras 4.34 e 4.35 apresentam os resultados de microdureza nas Zonas M e “redemoinhos”, encontrados na interface da solda de amanteigamento do aço AISI 4130 com o Inconel 725 e TTAT.

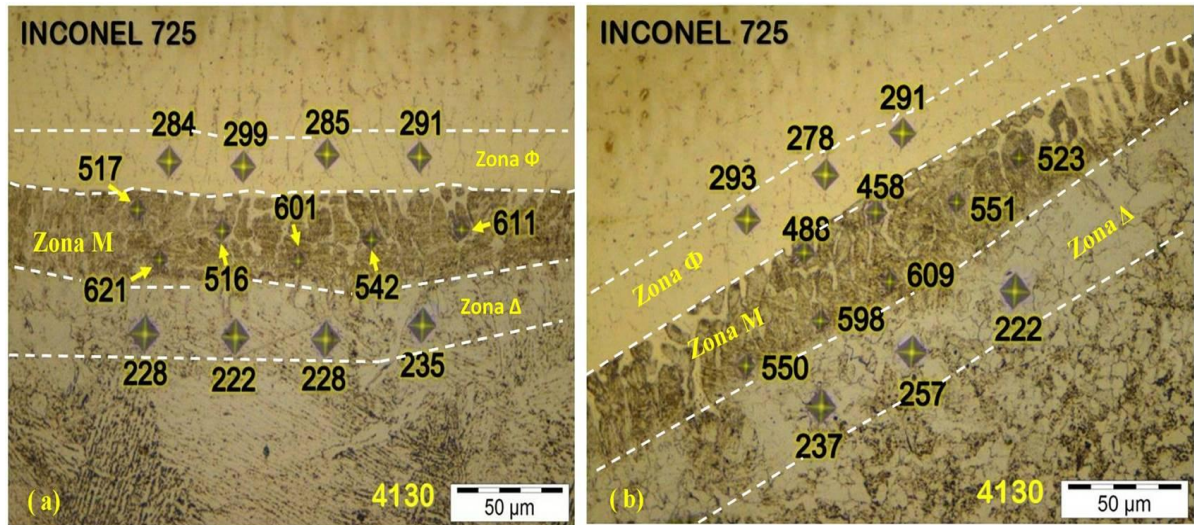


Figura 4.34. Perfil de microdureza na Interface aço AISI 4130/ Inconel 725 com formação de Zona M.

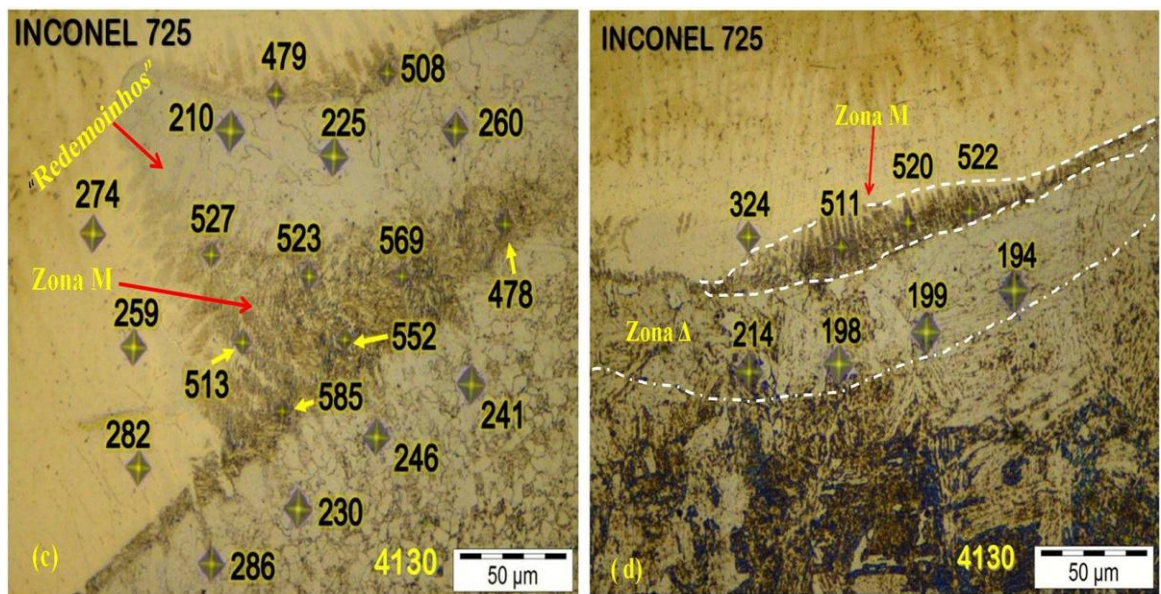


Figura 4.35: Perfil de microdureza na Interface aço AISI 4130/ Inconel 725 com formação de Zonas M e "redemoinhos"

Observa-se nas Figuras 4.34 e 4.35 que a interface do amanteigamento do aço AISI 4130 com o Inconel 725 e TTAT, mostrou-se crítica quanto à formação de Zona M e controle da dureza dessa região. Conforme ressaltado, os picos de microdureza (621 HV_{0,025}) encontrados nessas regiões foram até maiores que os encontrados nas amostras sem o TTAT. Assim, evidenciando que o TTAT, em alguns casos pode até aumentar a dureza dessas regiões. Possivelmente, isto deve-se ao acúmulo de carbono e a formação de precipitados de carbonetos. Esses precipitados são apontados por autores que estudaram interfaces

semelhantes (DODGE et al., 2012; OLDEN et al., 2003), como do tipo $M_{23}C_6$, onde o M é principalmente Cr.

Verifica-se com base nas Figuras 4.34 e 4.35, que os valores de microdureza encontrado em Zonas Φ , após uma formação de Zona M, não sofrem variações significantes, ou seja, os valores são muitos próximos dos encontrados sem o TTAT. Isso torna mais evidente que a difusão de carbono é mais crítica nos primeiros 30 μ m de distância da linha de fusão, conforme demonstrado por ALEXANDROV et al. (2013). Além disso, os maiores picos de dureza na Zona M foram encontrados próximos a linha de fusão, como verificado em casos onde a Zona Φ é adjacente a linha de fusão.

De modo geral, é notório que o TTAT não foi eficiente quanto a redução dos níveis de microdureza em regiões com presença de "redemoinhos" e Zona M, ultrapassando os 620HV_{0,025}. Provocando um aumento da dureza na Zona Φ , acompanhado de uma redução de dureza na Zona Δ . Embora do ponto de vista macroestrutural possa ser eficiente para estabelecer valores de dureza abaixo do limite de 248HV10 (22HRC) na ZTA exigidos pela norma NACE 0175 (2009). Microestruturalmente, essas regiões podem ser pontos preferenciais para a nucleação e propagação de trincas, em função da elevada dureza encontrada nas mesmas.

Não parece provável que só atender aos critérios da norma NACE 0175 (2009), quanto à dureza da ZTA (248HV10 ou 22HRC), seja suficiente para resolver o problema da interface de uma junta dissimilar. Visto que só atende aos critérios, quando aos limites de dureza através de TTAT não resolve o problema de zonas duras e frágeis do tipo ZPDs. O TTAT pode ser prejudicial em determinadas condições em juntas dissimilares, quando a mesma for submetida a um ambiente propício a fragilização por hidrogênio, por exemplo.

Diante de todas as falhas relacionada à interface dissimilar para aplicações em estruturas *offshore*, fica claro nessa pesquisa que para região da interface, o TTAT nas condições estabelecidas, mostrou-se prejudicial as propriedades mecânica da interface, além de deixar a interface mais suscetível a falhas. Desse modo pode-se sugerir que o uso do TTAT em aços com altos teores de carbono (AISI 4130 e AISI 8630M) deve ser mais bem avaliado, principalmente quando se refere ao tempo de TTAT. Porém, fica evidente que o processo de soldagem e os procedimentos adotados, o tipo de material, são fatores que contribui tanto para aumentar, quando para minimizar tais formações.

4.4 Caracterização mecânica da junta amanteigada e soldada

4.4.1 Análise da dureza da ZTA do amanteigamento

A caracterização mecânica da ZTA através de ensaio de dureza e microdureza têm como objetivo assegurar que a dureza máxima da região esteja dentro dos critérios estabelecidos pelas normas NACE MR 0175/ISO 15156, determinando valores máximos de 248HV10 (22HRC), após a solda de fechamento.

Outro aspecto considerado é a verificação do efeito do TTAT sobre a dureza e microdureza do metal de base (MB), do metal de solda (MS) e da ZTA do amanteigamento. O levantamento desses resultados deu-se de forma indireta, via os resultados obtidos através de dureza HRB.

A Figura 4.36 mostra valores médios de dureza nas regiões da junta soldada que contém o amanteigamento, após o TTAT. As amostras foram extraídas das chapas amanteigadas com TTAT, após a solda de fechamento para ambos os modos de corrente utilizados.

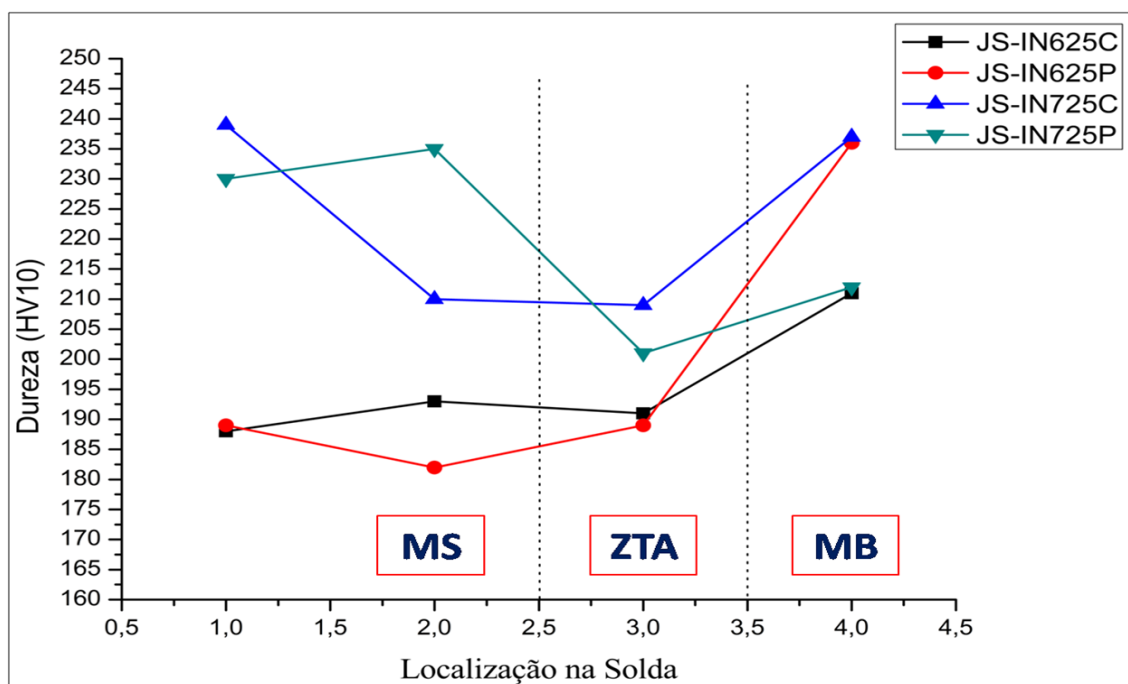


Figura 4.36: Dureza na interface do amanteigamento, com TTAT.

Verifica-se na Figura 4.36 que os procedimentos de soldagem utilizados resultaram em níveis de dureza da ZTA abaixo do valor recomendado pelas normas. Constata-se que a dureza da ZTA é menor do que a dureza do metal de base, independente do procedimento de soldagem utilizado. Este fato comprova que o pré-aquecimento (240 °C à 280 °C), o controle

da temperatura entre passes junto ao TTAT aplicada foi eficaz para evitar ZTA com durezas não conformes com as recomendações das normas.

Luna et al. (2016) ressaltaram que o pré-aquecimento, além de evitar a formação de microestruturas frágeis, facilita a saída do hidrogênio da junta e reduz os níveis de tensões residuais. Certamente, o pré-aquecimento usado promoveu redução na velocidade de resfriamento, minimizando assim tais formações.

Com a finalidade de confirmar que a redução da dureza na ZTA, não está apenas atribuída ao TTAT, fez-se ensaios de dureza na junta soldada para todas as condições de soldagem utilizadas, apresentado na Figura 4.37.

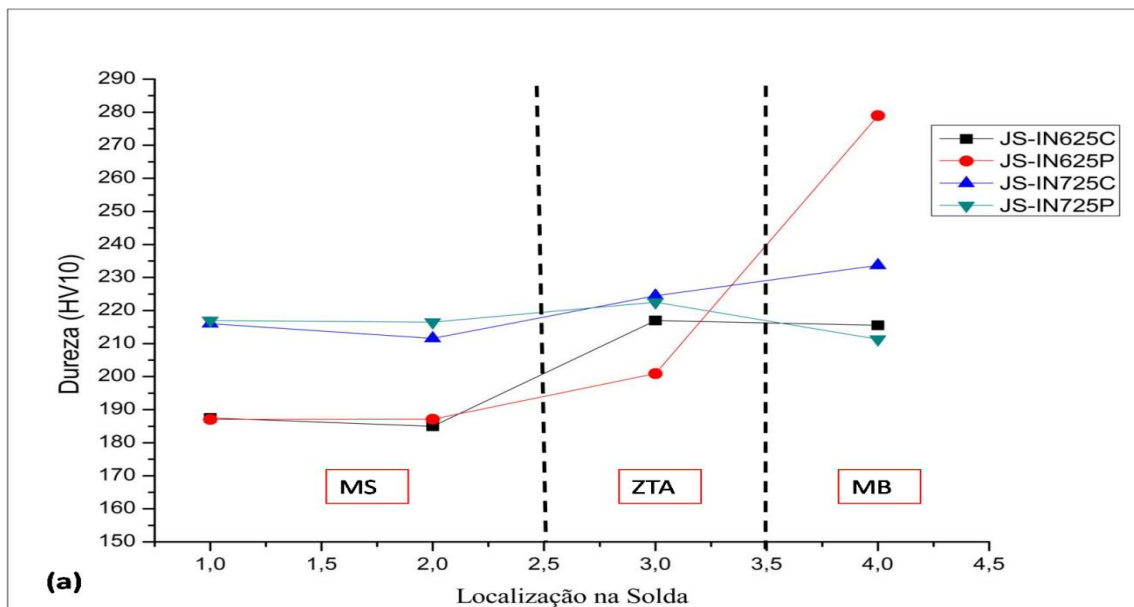


Figura 4.37: Dureza na Interface do amanteigamento sem o TTAT

Percebe-se na Figura 4.37 que a ZTA do aço AISI 4130, mesmo sem o procedimento de TTAT, já atendia aos critérios das normas, independentemente do procedimento de soldagem. Observa-se ainda, que a dureza da ZTA, de modo geral, apresenta uma tendência de diminuição em relação ao metal de base mesmo antes do procedimento de TTAT. Resultados semelhantes foram verificados por Joshi et al. (2015), ressaltando que aços do tipo ARBL, como o aço AISI 4130, são propensos a fenômeno de amolecimento da ZTA, quando são submetidos a processo de soldagem. No entanto, os autores destacam que esse comportamento dependerá de fatores como o teor de carbono na composição química, quantidade de martensita presente no material e o ciclo térmico durante o processo de soldagem.

A diminuição da dureza na ZTA do aço AISI4130 foi verificada por Elias & Paranhos (2015), utilizando um pré-aquecimento de 250 °C e afirmando que a diminuição de dureza da ZTA está associada ao tamanho maior de grão, encontrado nessa região e, que o pré-aquecimento utilizado promoveu na ZTA um resfriamento lento, evitando assim a formação de zonas duras. Além do mais, há influência dos ciclos térmicos no processo de revestimento dos passes adjacente.

A Figura 4.38 mostra os resultados de dureza obtidos por Elias & Paranhos (2015), para a ZTA do Aço AISI 4130.

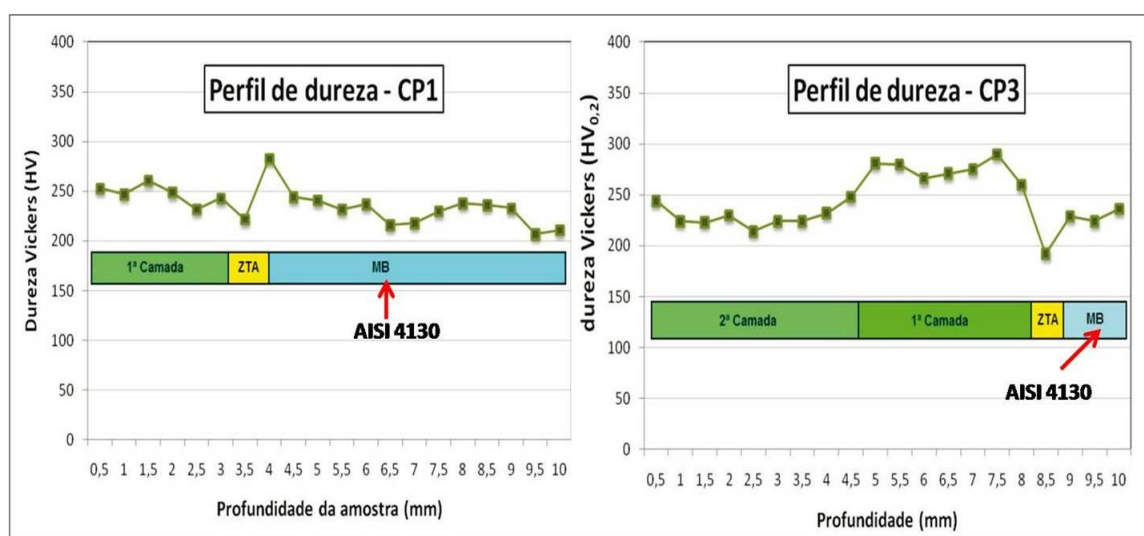


Figura 4.38. Perfil de dureza da solda de amanteigamento do aço AISI 4130 (ELIAS & PARANHOS, 2015).

Constatam-se na Figura 4.38 que os valores obtidos são muito próximos ao encontrados nesta pesquisa, além de confirmar os menores picos de dureza na ZTA.

A microestrutura da ZTA apresentada no Item 4.2.4(pag. 96 /97) corroboram com os resultados de dureza obtidos, onde a ZTA apresenta uma microestrutura Ferrítica com a presença de Perlita. A formação dessas fases pode ser atribuída como resultado do resfriamento relativamente lento da ZTA, em consequência da presença da Ferrita, a dureza na ZTA diminuiu quando comparada a dureza do MB.

Dentro dos desses critérios de dureza estabelecidos pela norma NACE MR 0175, os resultados de dureza foram considerados satisfatórios, mesmo com a perda de resistência mecânica na ZTA. Dessa forma os procedimentos adotados para a confecção da junta formam capazes de minimizar a formação martensítica nessa região. A formação dessa microestrutura

é considerada altamente suscetível à fragilização por hidrogênio, e indesejada em juntas dissimilares quando forem submetidas a sistemas de proteção catódica.

Diante destes resultados, de modo geral, em relação à dureza comprovam mais uma vez a existência de possíveis lacunas na norma NACE MR 0175, quanto aos critérios de dureza. É evidente que as juntas AISI 4130/Inconel 625 e AISI 4130/Inconel 725 submetidas ao TTAT apresentam valores de dureza na ZTA abaixo dos 250HV₁₀, recomendados pela norma, garantindo assim que tais juntas estariam livres de possíveis regiões frágeis. No entanto, como pode ser visto em toda as análises feitas na interface das juntas no Item 4.3.2, o TTAT não foi capaz de resolver o problema de regiões duras na interface, onde é possível verifica valores de microdureza que ultrapassa os 600 HV_{0,025}. E ainda mais grave, o TTAT foi responsável por aumenta a microdureza na interface principalmente na Zona Φ , em aproximadamente 30%. Essa Zona é considerada por vários autores (DODGE et al., 2012; OLDEN et al., 2003; OLIVEIRA 2014; FENSKE, 2010; BOURGEOIS 2015; BEAUGRAND et al., 2009) como altamente suscetível à fragilização por hidrogênio.

Considerando todos os efeitos nocivos na interface provocada pelo TTAT discutidos no Item 4.3(pag.110), há forte evidência de que a interface dissimilar das juntas analisadas propicie maior resistência à fragilização por hidrogênio sem a aplicação do TTAT nas condições estudadas. Uma vez que, a metodologia adotada para a confecção das juntas já promoveu durezas aceitáveis pela norma.

4.4.2 Análise da microdureza da junta na região do amanteigamento

O tratamento térmico de alívio de tensões (TTAT) é realizado geralmente para aliviar as tensões residuais, reduzir o teor de hidrogênio, homogeneizar a microestrutura ou manter os valores de dureza, dentro de determinados patamares estabelecido pelas normas NACE MR 0175.

A Tabela 4.1 apresenta os valores de mínimos, médios e máximos de microdureza nas diferentes regiões da junta amanteigada e soldada para cada condição de soldagem analisada.

De acordo com o apresentado na Tabela 4.1, houve um aumento na microdureza do metal de solda em todas as amostras submetidas ao TTAT, enquanto que a microdureza na ZTA diminuiu após o TTAT. Para o MS com Inconel 625, esse aumento foi de aproximadamente 7% em ambos os modos de corrente utilizada. Já para o MS com o Inconel 725 esse aumento teve uma leve diferença a quanto ao processo utilizado. No modo de corrente convencional o aumento foi de 9,7% e no modo de corrente pulsada de 11,65% nos

valores médios. O aumento da microdureza no metal de solda pode está associado a uma maior formação de precipitados de elementos de segunda fase (γ' e γ'') ao longo da matriz durante o TTAT.

Tabela 4.1. Microdureza em toda interface do amanteigamento

Condição de soldagem	MS	ZTA	MB
Corrente convencional (Inconel 625) sem TTAT	227–263 243,13	173–249 221,18	164–269 223,76
Corrente convencional (Inconel 625) com TTAT	229–292 262,06	166–250 215,46	163–282 226,17
Corrente pulsada (Inconel 625) sem TTAT	224–270 246,3	183–242 209,33	222–319 291,52
Corrente pulsada (Inconel 625) com TTAT	244–284 265,16	196–235 209,63	221–284 266,25
Corrente convencional (Inconel 725) sem TTAT	251–302 270,83	189–263 238,61	160–269 199,84
Corrente convencional (Inconel 725) com TTAT	265–324 300,1	196–239 220,04	161–254 191,25
Corrente pulsada (Inconel 725) sem TTAT	243–315 277,56	201–276 238,14	187–319 241,20
Corrente pulsada (Inconel 725) com TTAT	281–371 314,16	176–250 220,18	189–297 237,02

O efeito do TTAT na microdureza e propriedades mecânicas de depósitos realizados com a liga de níquel 625 foram estudadas por Cortial et al. (1994). Esses autores constataram que o aumento da resistência mecânica e a redução da ductilidade ocorreram devido à precipitação de elementos de segunda fase γ'' (Ni₃Nb) no espaço interdendrítico, somente para temperaturas superiores a 750 °C.

Porém, Suave et al. (2014) verificaram o aparecimento destas fases para temperaturas de envelhecimento entre 550-750 °C. Nesse sentido, Sandes et al. (2016) constataram, através de observaram por MET, após um TTAT de 620 °C, a precipitação de γ'' ao longo da matriz na forma de precipitação fina, levando um aumento da dureza no metal de solda após o TTAT.

Os resultados obtidos por Suave et al. (2014) e Sandes et al. (2016) corroboram com os mostrados na Tabela 4.1, uma vez que TTAT foi realizado a temperatura de 677 °C. Essa temperatura, provavelmente, tenha favorecido maior formação de precipitados na matriz, aumentando assim a dureza no metal de solda do amanteigamento.

Os resultados de dureza e microdureza também demonstraram a diferença entre os metais de adição Inconel 625 e o Inconel 725. Como é possível verificar, para ambos os modos de corrente utilizados, há um aumento de dureza e microdureza do Inconel 725 em relação ao Inconel 625. O Inconel 725 traz essencialmente composição química semelhante ao Inconel 625, com a diferença no teor de titânio e ferro, nióbio. Esses elementos favorecem maior formação de precipitados na matriz aumentando assim a dureza do metal de solda. Além disso, tais resultados estão de acordo com a análise microestrutural realizada no Item 4.2.3 (pag. 93), ao verificar maior concentração de precipitados de segunda fase (γ' e γ'') no Inconel 725 em comparação como Inconel 625.

Para facilitar a análise dos resultados e visualização adequada dos perfis de microdureza, os valores encontrados de microdureza nas regiões da interface do amanteigamento (MB, ZTA e MS) após o TTAT estão representados na forma de gráfico nas Figuras 4.39 e 4.40.

Os resultados mostrados nas Figuras 4.39 e 4.40 confirmam os resultados de dureza apresentados anteriormente. Entretanto, as análises de microdureza mostram uma maior dispersão de valores para o metal de base. Estes resultados podem estar associados a variação microestrutural, com a presença significativa de ferrita no metal de base.

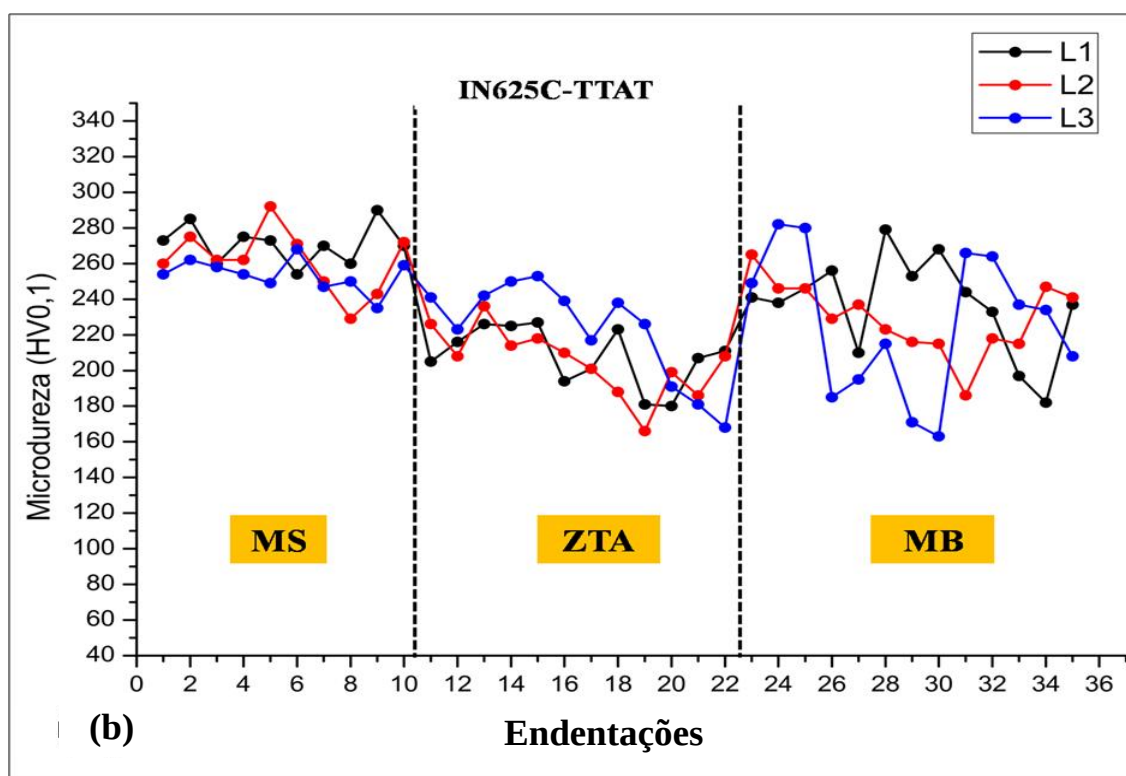
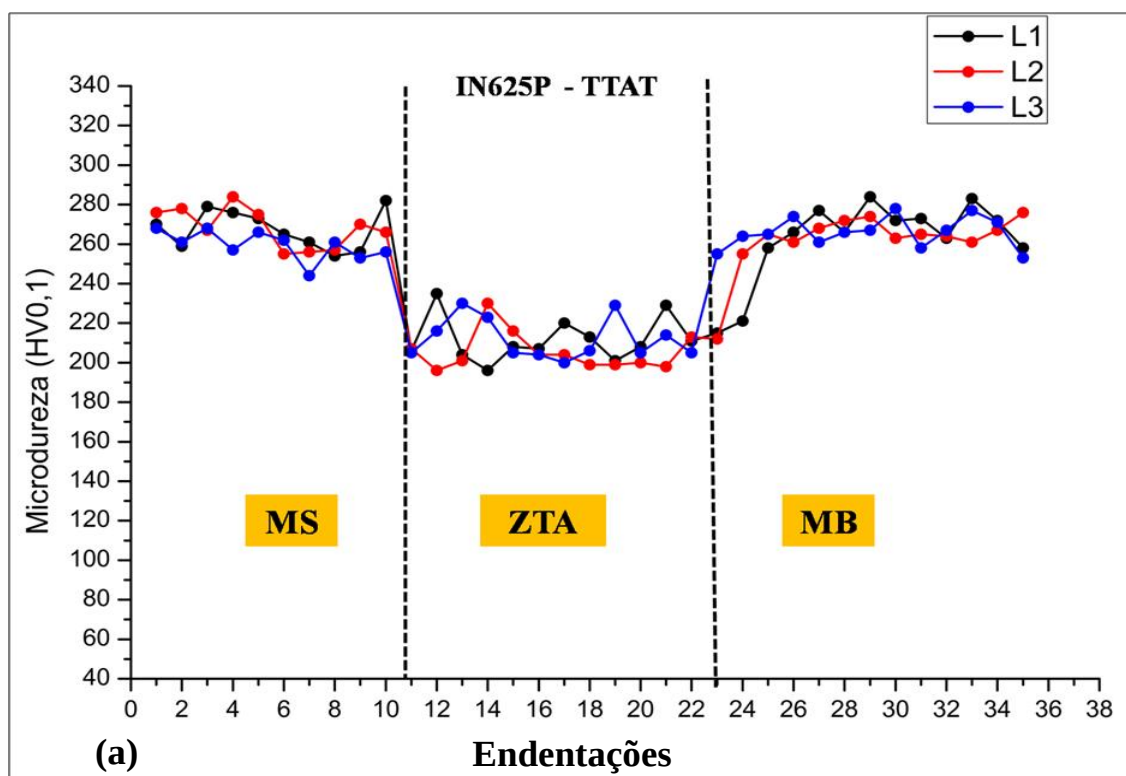


Figura 4.39: Microdureza na Interface do amanteigamento com Inconel 625 após o TTAT: a) Modo de corrente pulsada e b) Modo de corrente convencional.

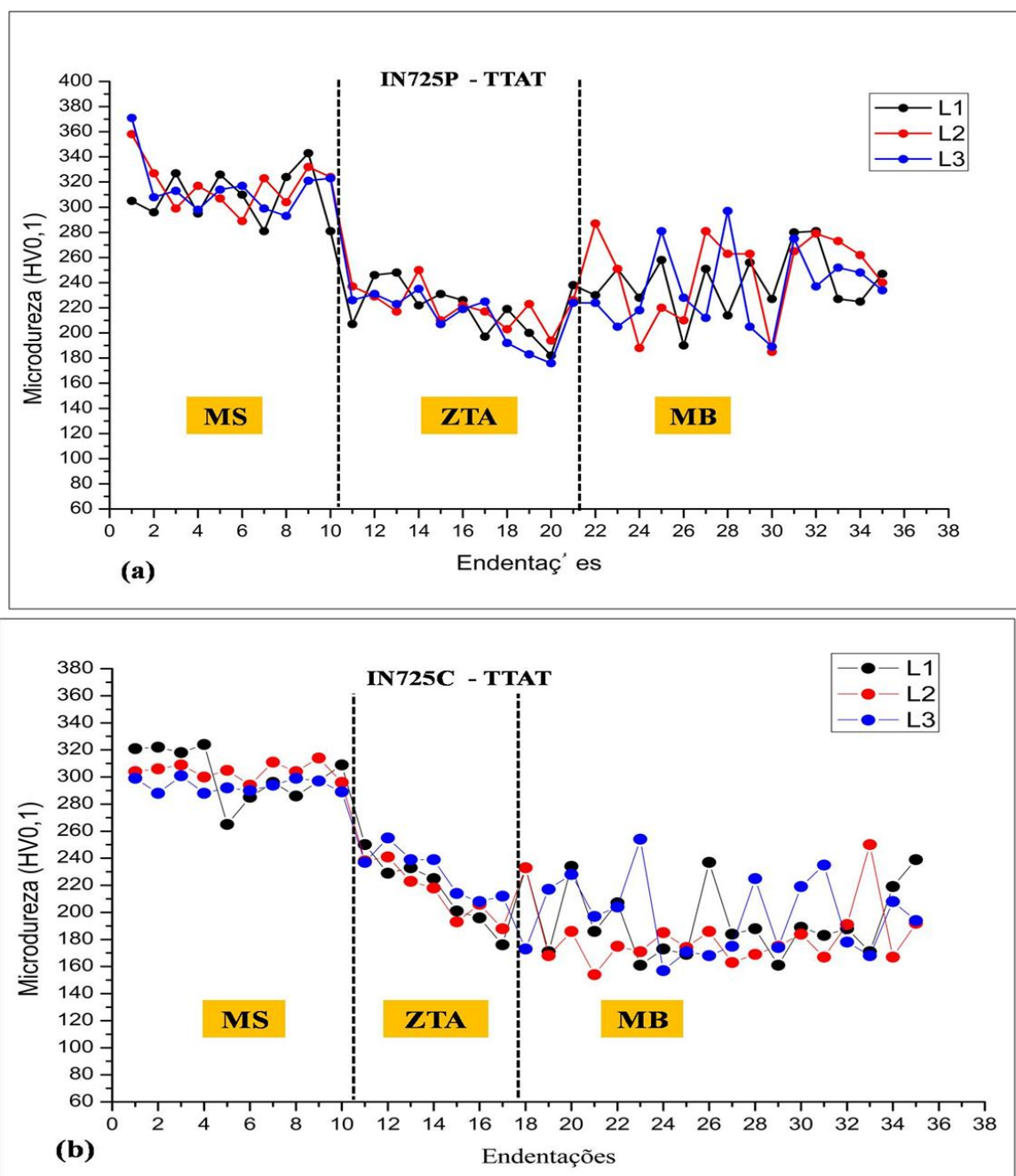


Figura 4.40: Microdureza na Interface do amanteigamento com Inconel 725 após o TTAT. a) Modo de corrente pulsada e b) Modo de corrente convencional.

Para confirmar que a redução da dureza da ZTA não resultou apenas do uso do TTAT, as Figuras 4.41 e 4.42 apresentam os perfis de microdureza da junta amanteigada e soldada sem TTAT, para todas as condições analisadas.

Evidenciam-se nas Figuras 4.41 e 4.42 que, a ZTA apresenta menores valores de microdureza em comparação ao metal de base, também sem TTAT, isto é decorrente da presença da ferrita na ZTA. Esse comportamento é resultado do fato da ZTA e da interface do

amanteigamento sofrerem influência dos ciclos térmicos da soldagem e dos passes adjacente, após a primeira camada do amanteigamento, provocando mudanças significativas na microestrutura da ZTA. Além disso, o pré-aquecimento usado reduziu a velocidade de resfriamento, evitando na ZTA a formação de fases duras nessa região.

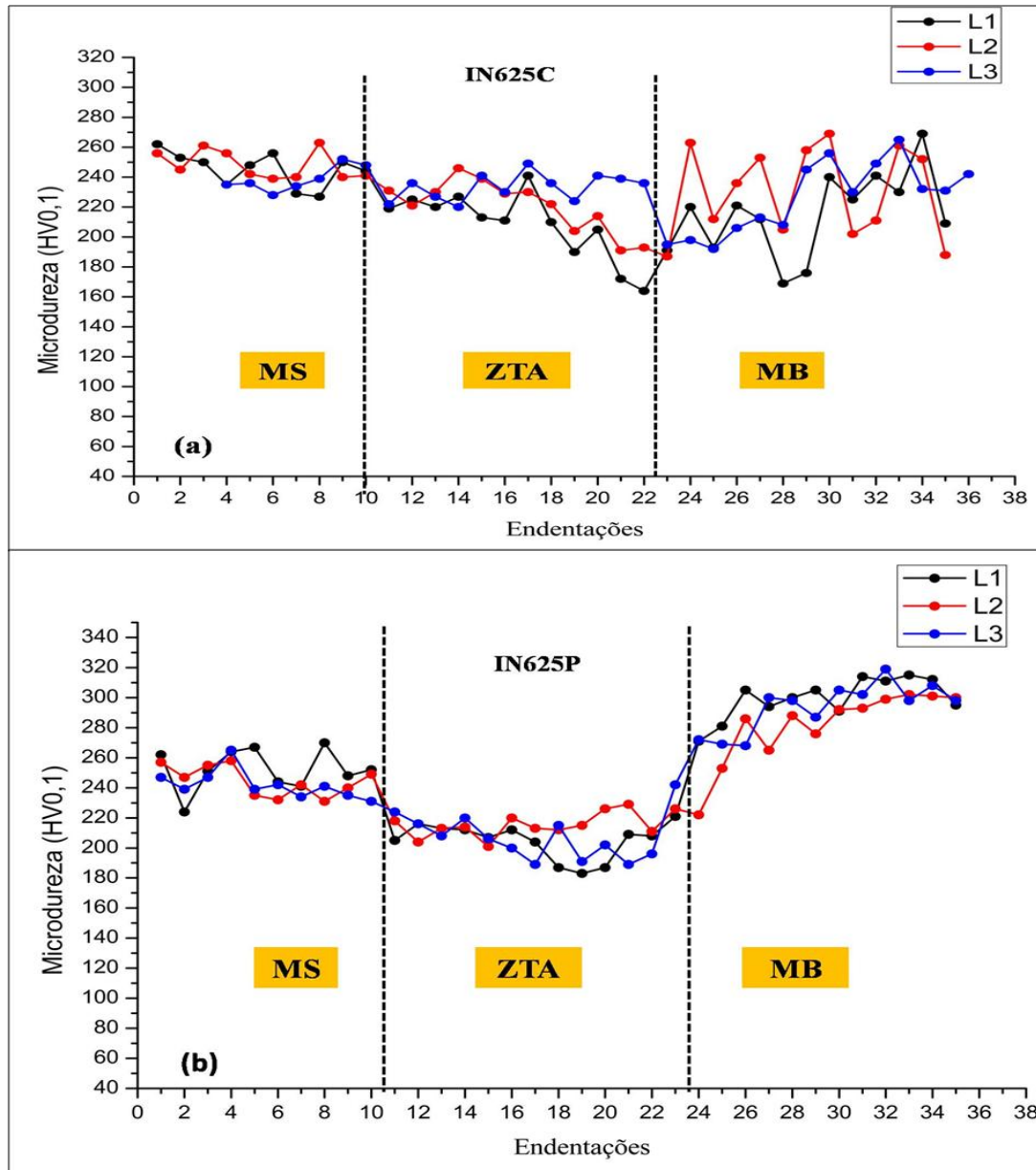


Figura 4.41. Microdureza na interface do amanteigamento com Inconel 625 e sem TTAT: a) Modo de corrente pulsada e b) Modo de corrente convencional.

Segundo Joshi et al. (2015), fatores como o teor de carbono e quantidade de martensita, presente no MB antes do processo de soldagem e o tipo de ciclo térmico durante o

processo de soldagem são fundamentais para provoca tal "amolecimento" na ZTA do aço AISI 4130.

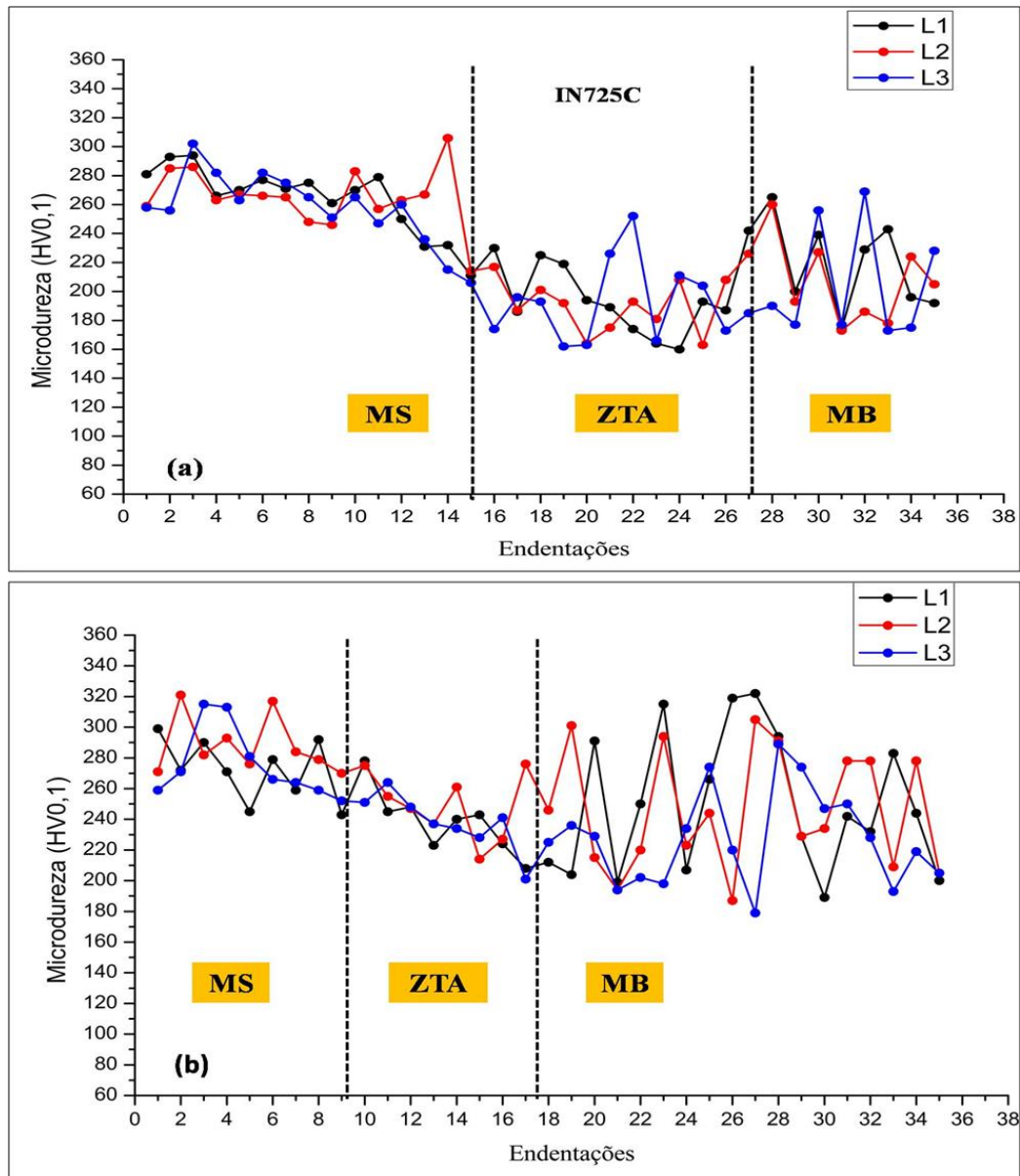


Figura 4.42: Microdureza na Interface do amanteigamento com Inconel 725 após o TTAT: a) Modo de corrente pulsada e b) Modo de corrente convencional.

É importante destacar que no âmbito da confecção de uma junta dissimilar para aplicação em estruturas *offshore*, as microestruturas têm, portanto, um papel determinante na suscetibilidade da junta, à fragilização por hidrogênio. Pois evita a formação de microestrutura suscetível como é o caso da martensita na ZTA em aços do tipo AISI 4130, trazendo grande possibilidade de impedir problemas desse tipo para essa região.

4.4.3 Análise dos ensaios de tração

Os resultados dos ensaios de tração para o metal de base em diferentes condições metalúrgicas e para as juntas soldadas com os diferentes arames são apresentados na Tabela 4.2. Os resultados do ensaio para o metal de base são para as condições como fornecido (CF), temperado e revenido (TR) e após o TTAT.

Tabela 4.2. Resultados dos ensaios de tração.

Condições	Amostra	σ_{rt} (MPa)	$\sigma_{y0,2}$ (MPa)	Alongamento % ΔL	Estricção % ΔA
AISI4130 - CF	CP1	589,68	353,58	36,8	57,2
	CP2	596,18	344,83	38,2	51,3
	CP3	596,18	340,33	38,2	53,2
	Média	594,00	346,24	37,7	53,9
AISI4130-TR	CP1	792,09	693,86	23,12	53,5
	CP2	769,80	647,07	24,6	51,4
	CP3	747,31	616,38	25,4	53,1
	Média	769,70	652,4	24,4	52,7
AISI4130-TTAT	CP1	689,4	557,66	26,8	54,03
	CP2	670,12	521,75	29,3	57,7
	CP3	678,93	532,84	29,2	59,5
	Média	679,47	537,41	28,2	57,1
ZTA-AISI 4130	CP1	643,95	481,24	33,2	61,1
	CP2	604,75	416,41	33,9	54,16
	Média	624,35	450	33,55	57,6
Inconel 725	CP1	800,09	492,08	52,8	33,2
	CP2	789,77	516,84	63,3	24,4
	Média	794,9	504,46	58,05	28,9
Inconel 625	CP1	726,28	405,65	62	36,6
	CP2	724,28	328,94	77,2	48,6
	Média	725,28	367,3	69,6	42,6

Nessa condição os valores de resistência ao escoamento e resistência à ruptura estão de acordo com a norma API 6A (2011) para o segmento petrolífero, estabelecendo limites mínimos de 517MPa e de 665MPa, respectivamente.

Para uma melhor visualização dos resultados apresentados na Tabela 4.2, a Figura 4.43 apresenta as curvas de tensão versus deformação para todos os ensaios realizados.

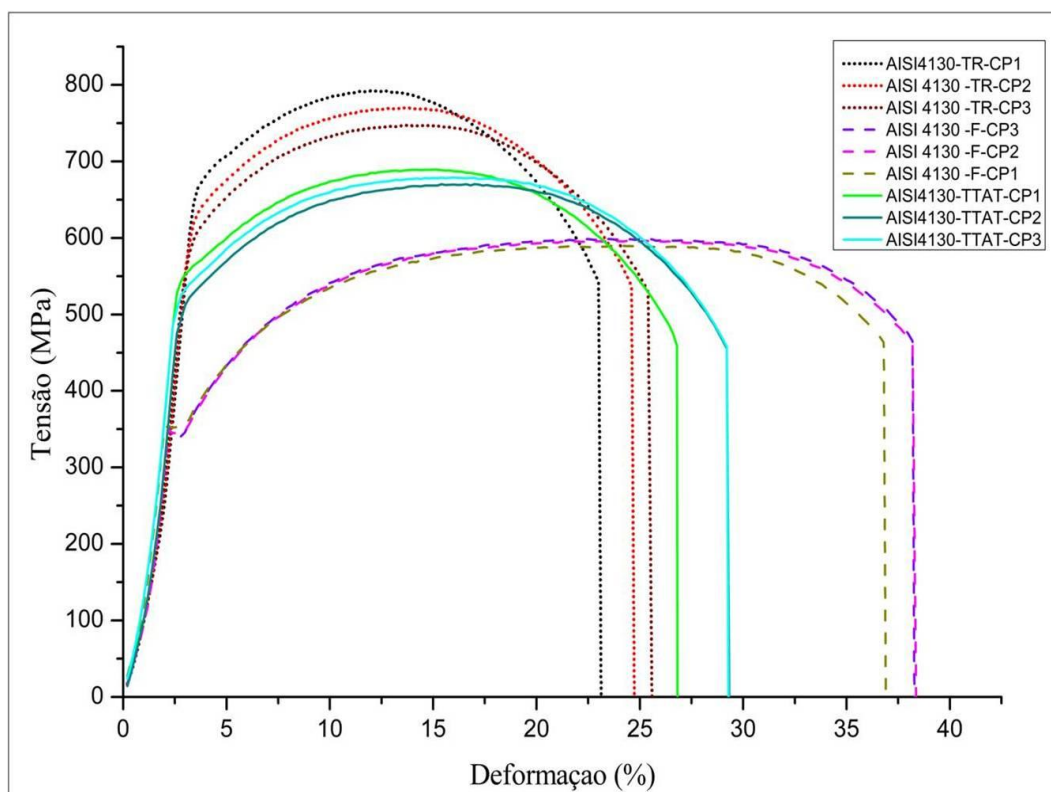


Figura 4.43: Curvas dos ensaios de tração nas condições, "C.F", T e R, e após o TTAT

A partir da análise da Figura 4.43, o aço AISI 4130 na condição TR apresenta resistência à tração e limite a escoamentos maiores, quando comparado com o material na condição CF. Esse comportamento já era de se esperar, uma vez que o tratamento de têmpera e revenimento dos aços aumenta a sua resistência mecânica. Nota-se ainda, que o TTAT provoca uma redução da resistência, mantendo o aço dentro dos critérios estabelecido pela norma.

Por outro lado, a extração dos corpos de prova na ZTA do amanteigamento paralela ao cordão de solda possibilitou a realização ensaio nesta região. A retirada dessas espécimes só foi possível com o modo de corrente pulsada, uma vez que a ZTA apresenta maior extensão. Na Tabela 4.2, verifica-se que os limites de ruptura e de escoamento da ZTA são menores quando comparados ao metal de base na condição de TTAT, representando uma diminuição

de 8,11% no limite de ruptura e 16% no limite de escoamento. Esses resultados já eram esperados, tendo em vista que os valores de dureza da ZTA evidenciaram menor resistência mecânica nessa região em relação ao metal de base. Nota-se ainda, que para o metal de solda, o Inconel 725 oferece maior resistência ao escoamento e limite de resistência quando comparado ao Inconel 625. A Figura 4.44 expõe os gráficos para as três regiões da junta dissimilar, em sua versão final.

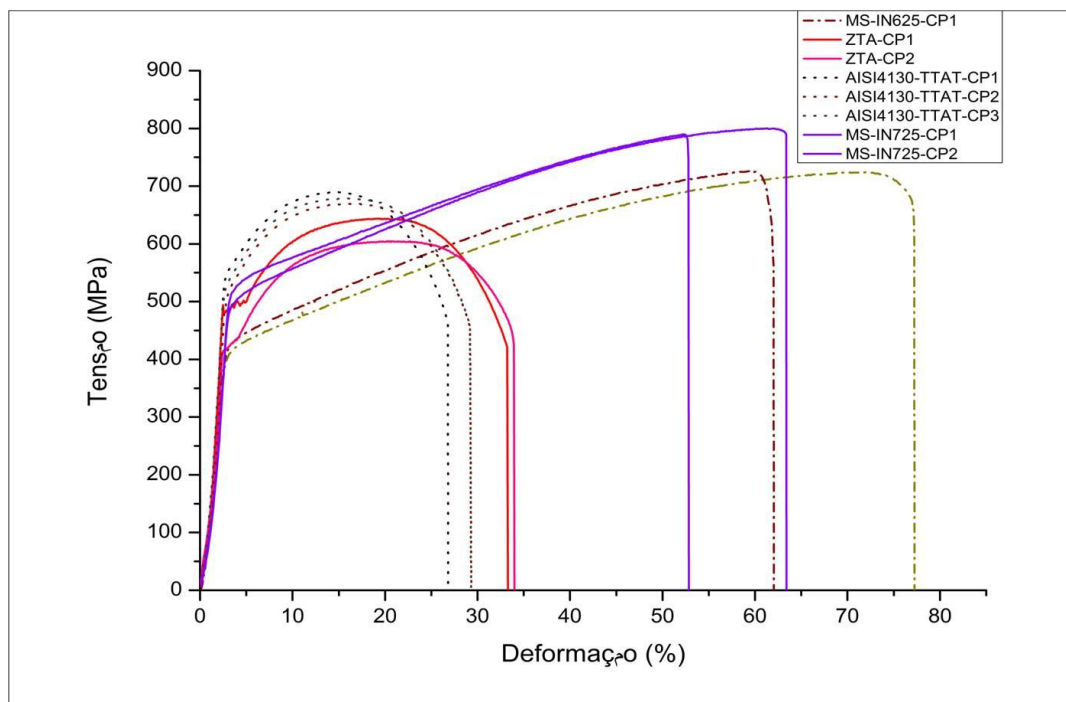


Figura 4.44: Curvas dos ensaios de tração na região da interface

4.4.4 Ensaios de Tenacidade à Fratura (CTOD)

Os ensaios de tenacidade à fratura (CTOD) foram realizados em conformidade com as normas BS 7448 (1999) e ISO 15653 (2010). As normas ASTM E1290 e BS 7448 têm abordagens similares, embora apresente diferenças a exemplo do r_p (Fator Rotacional Plástico), para a norma BS 7448 é de 0,4; enquanto para a ASTM E1290 é de 0,44. Nesta pesquisa foi adotado o fator rotacional de 0,44. A escolha desse valor deu-se por meio da recomendação proposta por Donato (2014), segundo seu modelo, os valores do fator rotacional plástico são específicos para aplicações em juntas dissimilares, ou seja, são definidos em função da geometria da junta e do nível de dissimilaridade mecânica. No entanto, sua análise ressalta que para trincas profundas, por exemplo, quando a razão a_0/w for

igual a 0,5 e o grau de dissimilaridade(M) for igual a 1, o valor de r_p fica próximo de 0,44, considerando adequado para esta pesquisa, onde a razão $a_0/w = 0,5$ também foi adotada.

A princípio todos os corpos de provas de CTOD foram pré-trincados por fadiga em temperatura ambiente de aproximadamente 26 °C, após a pré-trinca de fadiga, foram obtidas as curvas de *Cargas (P) vs Abertura da Boca da Trinca (CMOD)*. Esta curva é utilizada para obtenção dos valores da carga máxima e o V_p , necessários para o cálculo do CTOD.

Todos os ensaios nas condições de hidrogenado e sem hidrogenação foram realizados em temperatura ambiente.

No caso das juntas soldadas com Inconel 725 e o Inconel 625, o entalhe foi confeccionado a 1 mm da linha de fusão, segundo recomendação da norma DNV OS-F101 (2010), objetivando avaliar o comportamento da ZTA a tenacidade à fratura com e sem o hidrogênio proveniente do sistema de proteção catódica.

Nos ensaios de mecânica da fratura (CTOD) foram utilizados seis espécimes para o MB, sendo três sem hidrogenação dado pela nomenclatura MB-S(1,2,3) e três com hidrogenação MB-H (1,2,3). Para a junta soldada foram utilizados 24 espécimes, sendo distribuída em 8 condições como mostra a Tabela 4.3. Assim, da mesma forma que o metal de base, a cada condição foram ensaiados três espécimes sem hidrogenação e as outras três após a hidrogenação catódica.

Tabela 4.3 Nomenclatura adotada para os ensaios de CTOD

CTOD sem Hidrogenação na ZTA do Amanteigamento			
Inconel 625	MIG -Pulsado	ZTA IN625P	Espécimes (1,2,3)
	MIG- Convencional	ZTA IN625C	Espécimes (1,2,3)
Inconel 725	MIG -Pulsado	ZTA IN725P	Espécimes (1,2,3)
	MIG- Convencional	ZTA IN725C	Espécimes (1,2,3)
CTOD com Hidrogenação na ZTA do Amanteigamento			
Inconel 625	MIG -Pulsado	ZTA IN625P-H	Espécimes (1,2,3)
	MIG- Convencional	ZTA IN625C-H	Espécimes (1,2,3)
Inconel 725	MIG -Pulsado	ZTA IN725P-H	Espécimes (1,2,3)
	MIG- Convencional	ZTA IN725C-H	Espécimes (1,2,3)

4.4.4.1 Ensaio de CTOD do metal de base e ZTA sem hidrogenação

As curvas Carga(P) vs CMOD dos ensaios de mecânica da fratura com trincas, localizadas no MB e na ZTA do amanteigamento, foram agrupadas em função do tipo de metal de adição usado (IN625/ IN725) e dos modos de corrente utilizados no procedimento de soldagem, conforme demonstrado na Figura 4.45 e Figura 4.46, respectivamente.

Observa-se nas Figuras 4.45 e 4.46 que as espécimes ensaiadas apresentaram altos valores de plasticidade, caracterizados pelas curvas de cargas crescentes e aliados aos valores de CMOD obtidos, independentemente da espécime ensaiada, seja do metal de base ou da ZTA. Constata-se que em nenhum momento em ambas as condições ocorreram quedas repentinas de cargas superiores a 1% nas curvas de Cargas(P) vs CMOD, demonstrando assim a total ausência *Pop-in*.

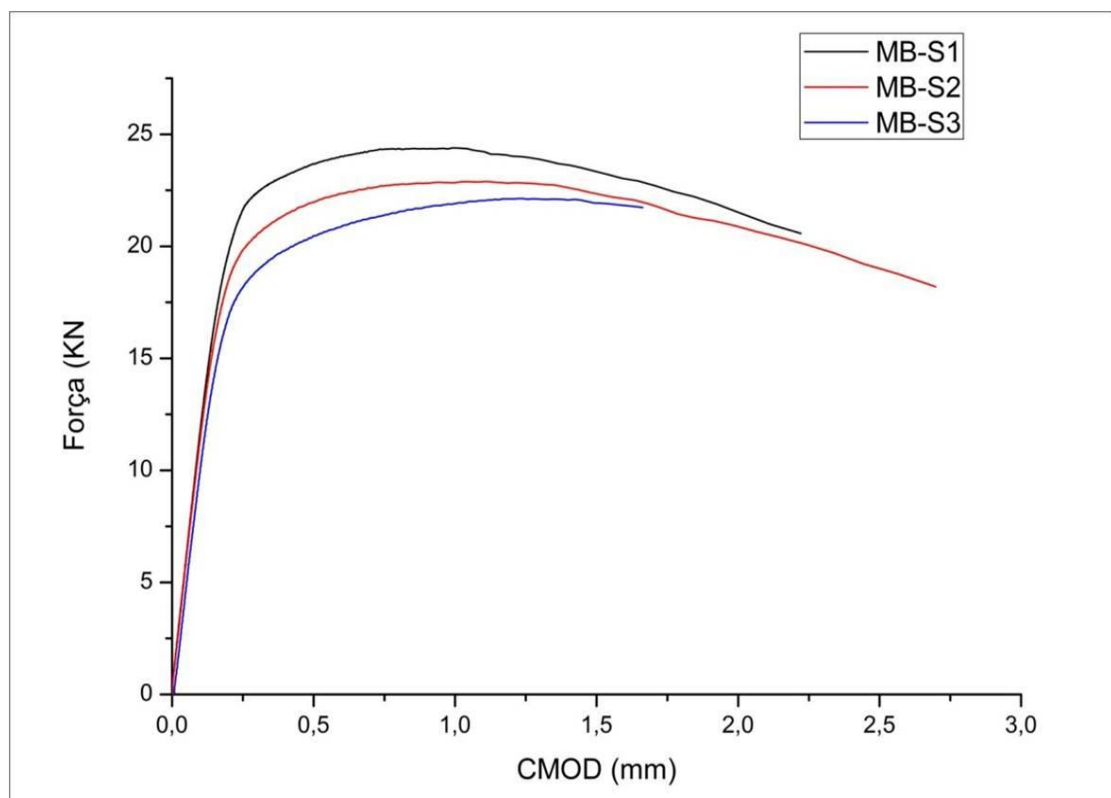


Figura 4.45: Curvas de resposta Carga (P) vs. CMOD resultantes dos ensaios de mecânica da fratura nos espécimes sem hidrogenação para MB.

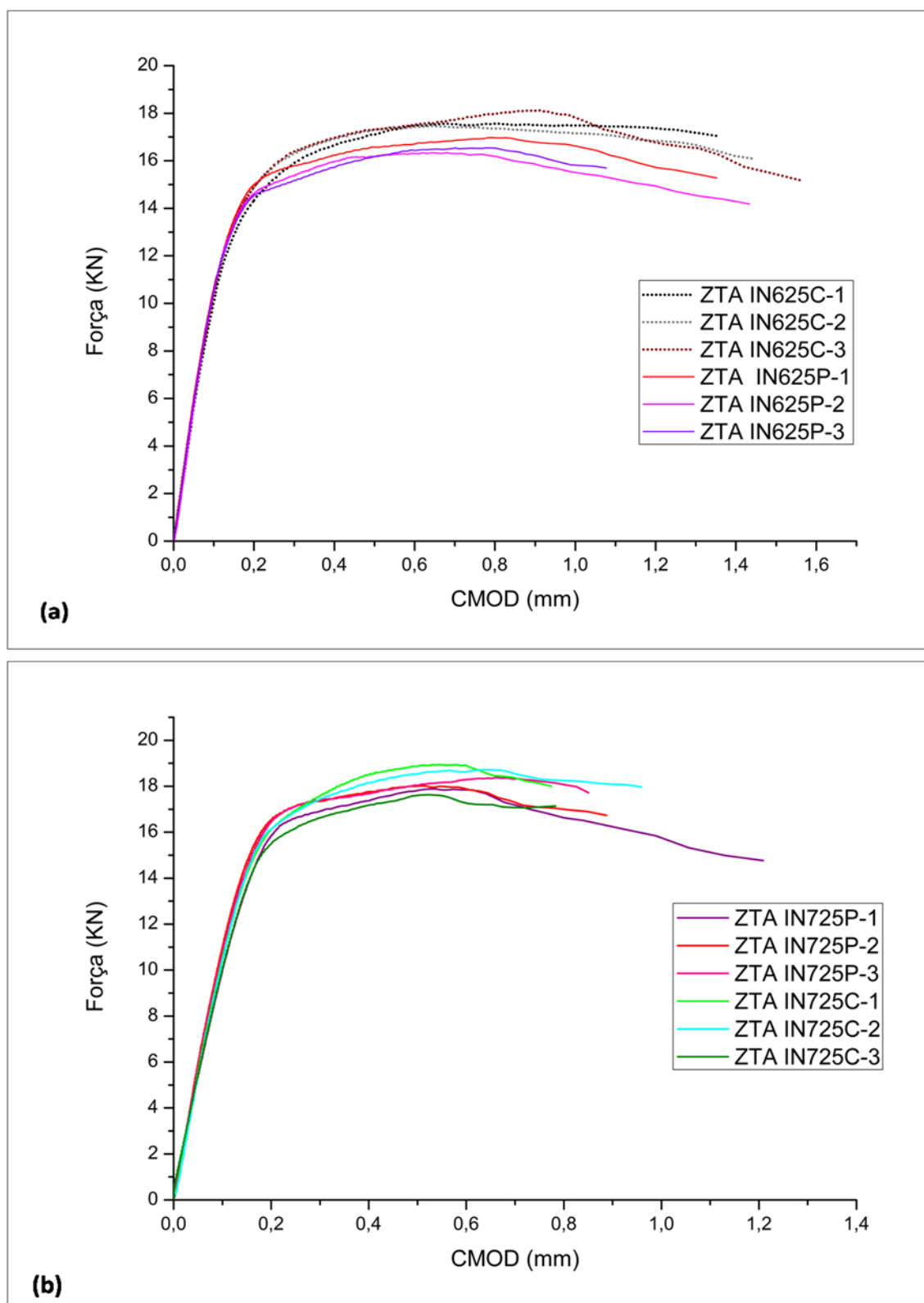


Figura 4.46: Curvas de resposta Carga (p) vs. CMOD, espécimes sem hidrogenação na ZTA:
a) Inconel 625 b) Inconel 725.

Após determinação das curvas de Carga vs. CMOD, as espécimes foram demarcadas com tinta para delinear a trinca de ensaio, após esse procedimento, os espécimes foram fraturadas para medição da pré-trinca de fadiga (a_f).

A Figura 4.47 apresenta uma superfície de fratura com a realização das nove medidas da trinca de fadiga e da trinca de ensaio. O CTOD foi definido como δ_m , conforme recomendação da norma BS7448 (1991), esse parâmetro representa o valor do CTOD definido no ponto de carga máxima, correspondendo ao patamar superior dos aços onde o mecanismo de fratura é dúctil.

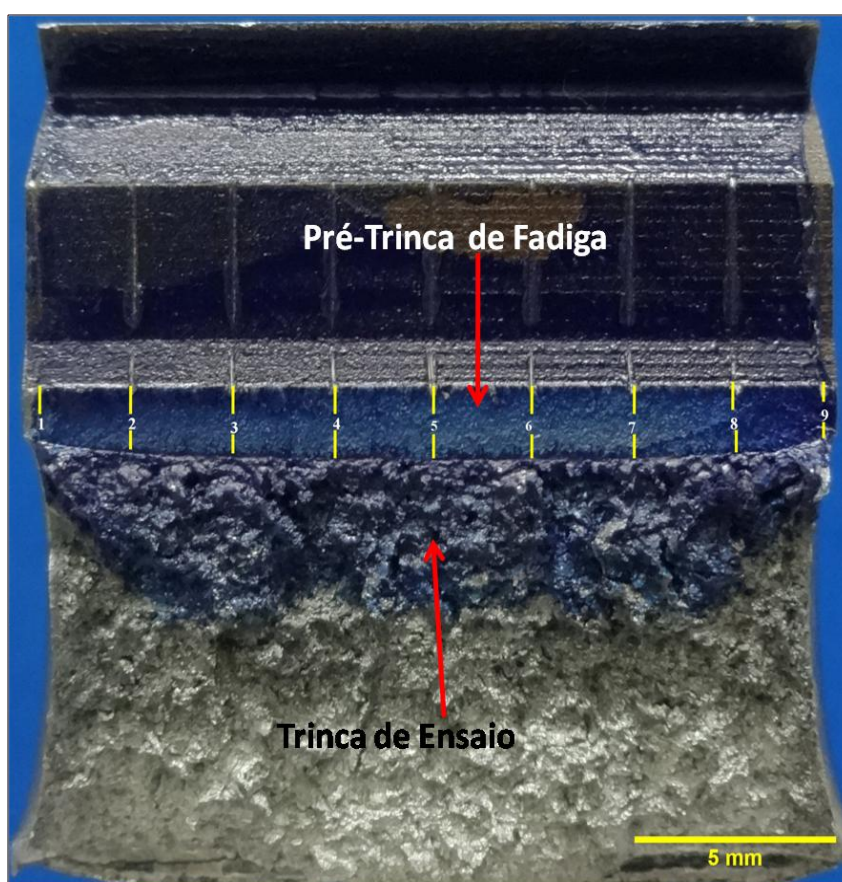


Figura 4.47: Pré-trinca de fadiga e trinca de ensaio para o cálculo de CTOD no metal de base

Os resultados de CTOD para a condição sem hidrogenação estão apresentados nas Tabelas 4.4, 4.5 e 4.6 para o metal de base, para a ZTA da junta soldada e amanteigada com o Inconel 625 e para a ZTA da junta soldada e amanteigada com o Inconel 725, respectivamente. A análise da Tabela 4.4 mostra que os valores de CTOD, para o metal de base, encontram-se entre 0,19 mm e 0,29 mm, com valor médio de 0,25 mm. Esses resultados estão de acordo com os obtidos por Sodré (2008), que realizou ensaio de CTOD com espécimes do tipo tração compacto C(T) no aço AISI 4130 temperado e revenido. O autor

verificou valores médios de 0,24 mm. No entanto, os resultados de CTOD encontrados nesse trabalho são mais dispersos, provocado por uma microestrutura mais heterogênea, resultante do TTAT. Assim como foi observado no Item 4.2.1(pag 93), o TTAT influenciou na microestrutura do metal de base, deixando os grãos de ferrita mais grosseiros.

Tabela 4.4. Resultados dos valores de CTOD para pré-trinca de fadiga localizada no MB na condição sem hidrogenação.

Espécime	Pré-trinca de fadiga		Fator geométrico	CTOD (mm)		
	a_0	a_0/w	$G(a_0/w)$	V_p	F (kN)	δ_m
MB-S1	10,03	0,502	2,67	0,532	24,324	0,1955
MB-S2	10,11	0,505	2,71	0,721	22,831	0,2527
MB-S3	10,23	0,511	2,76	0,860	22,005	0,2903
CTOD médio				0,2461		

Tabela 4.5. Resultados dos valores de CTOD para pré-trinca de fadiga localizada na ZTA do amantecamento com Inconel 625 na condição sem hidrogenação.

Modo de corrente	Espécime	Pré-trinca de fadiga		Fator geométrico	CTOD (mm)		
		a_0	a_0/w	$G(a_0/w)$	V_p	F (kN)	δ_m
Convencional	IN625C-Z1	10,10	0,507	2,72	0,637	17,567	0,2117
	IN625C-Z2	9,82	0,491	2,59	0,479	17,453	0,1637
	IN625C-Z3	10,02	0,501	2,67	0,709	18,103	0,2369
	CTOD médio				0,2041		
Pulsada	IN625P-Z1	9,93	0,496	2,63	0,641	16,971	0,2158
	IN625P-Z2	9,91	0,496	2,62	0,477	16,333	0,1601
	IN625P-Z3	9,85	0,492	2,60	0,558	16,538	0,1831
	CTOD médio				0,1867		

Tabela 4.6. Resultados dos valores de CTOD para pré-trinca de fadiga localizada na ZTA do amanteigamento com Inconel 725 na condição sem hidrogenação.

Modo de corrente	Espécime	Pré-trinca de fadiga		Fator geométrico	CTOD (mm)		
		a_0	a_0/w	$G(a_0/w)$	V_p	F (kN)	δ_m
Convencional	IN725C-Z1	10,01	0,500	2,66	0,368	18,943	0,13314
	IN725C-Z2	10,148	0,507	2,72	0,454	18,714	0,15903
	IN725C-Z3	10,48	0,520	2,84	0,335	17,625	0,12077
	CTOD médio				0,1376		
Pulsada	IN725P-Z1	10,42	0,521	2,87	0,348	17,883	0,1231
	IN725P-Z2	9,94	0,497	2,64	0,343	18,012	0,1246
	IN725P-Z3	9,90	0,497	2,64	0,461	18,342	0,1603
	CTOD médio				0,1363		

Verifica-se na Tabela 4.5 e 4.6 que para a tenacidade à fratura na ZTA, os valores de CTOD são menores quando comparados ao metal de base, ou seja, a ZTA apresenta menor tenacidade. A redução da tenacidade à fratura da ZTA em relação ao metal de base para juntas com o Inconel 625/AISI 4130 é de aproximadamente 20% e, é ainda mais severo quando comparado com as juntas com o Inconel 725/AISI4130, aonde a queda chega a 44%. Segundo Donato et al. (2009), a capacidade de absorção de energia das juntas soldadas fica, fortemente, comprometida pela presença de defeitos, heterogeneidade na microestrutura e formação de zonas frágeis, oriundas dos severos ciclos térmicos do processo de soldagem, assim como os efeitos da dissimilaridade.

É importante ressaltar que no caso da ZTA, mesmo considerando todas as precauções aplicadas para o posicionamento do entalhe, é admissível supor que uma pequena variação no posicionamento do entalhe possa ter ocorrido e, a microestrutura interceptada pelo entalhe pode variar e contribuir para a dispersão dos valores de CTOD.

Nesse contexto, a abertura da ponta da trinca e o processo de propagação necessitam de energia para gerar as novas superfícies da trinca e, ao mesmo tempo para superar as deformações plásticas, de tal modo que, qualquer fator/mecanismo que restrinja a deformação

do material estará reduzindo a tenacidade à fratura, deixando CTOD baixo. Do mesmo modo, qualquer fator/mecanismo que absorva energia durante o processo de propagação contribuirá para o aumento da tenacidade do material e, assim, aumentando o CTOD.

Outra variável que pode alterar a tenacidade à fratura da ZTA é a influência do processo de soldagem, pois o perfil geométrico do cordão de solda pode interferir na estrutura da ZTA e nos resultados de CTOD. Além disso, a energia de soldagem utilizada pode provocar mudanças na microestrutura na ZTA, ao ponto de provocar mudanças nos valores de CTOD. Essas mudanças são evidenciadas quando são comparados os valores de CTOD, obtidos na ZTA com corrente convencional e pulsado, na junta com Inconel 625, como pode ser observado nas Tabela 4.5

E por fim, a dissimilaridade presente (*weld mismatch*), que segundo Donato (2008) é responsável pela alteração dos campos de tensão e deformação nas proximidades dos defeitos, fazendo com que o resposta mecânica de regiões da junta soldada seja distinta em relação às regiões homogêneas como é o caso do metal de base, invalidando, ou minimamente, limitando, a simples aplicação de procedimentos correntes de avaliação de integridade estrutural.

Dessa forma, o efeito da dissimilaridade foi bastante significativo nos resultados de CTOD apresentados na Tabela 4.5 e 4.6. As ZTA em ambas as condições de soldagem, apresentam pequenas variações nas propriedades mecânicas, como foi mostrado por meio dos ensaios de dureza e microdureza. O uso do Inconel 725, por apresentar maior resistência mecânica, foi capaz de influenciar, significativamente, os valores de CTOD dessa região. Nota-se uma diminuição expressiva, na tenacidade à fratura para uma junta soldada com Inconel 725 quando comparada ao Inconel 625. Em relação ao modo de corrente convencional a redução chega a 32,6% e para o modo de corrente pulsada essa redução é de aproximadamente 27%. Esses resultados demonstram que a interface com o Inconel 725 é muito mais frágil quando comparada ao Inconel 625. Este fato está associado ao grau de dissimilaridade (M), que para a interface Inconel 625/AISI4130 é de 0,70 e para a interface Inconel725/AISI 4130 é de 0,94.

Verifica-se que no caso da junta com o Inconel 725, o processo de soldagem não causou mudanças significativas nos valores de CTOD, em valores médios de 0,1376mm para o modo de corrente convencional e 0,1363 mm para o modo de corrente pulsada. Esses resultados ficaram abaixo do mínimo exigido pela norma DNV-OS-F101, que estabelece o valor mínimo de CTOD de 0,15 mm. Dentro desses critérios e do ponto de vista da tenacidade

à fratura, a junta AISI4130/ Inconel 625, mostrou-se mais adequado, onde valores de CTOD estão variando entre 0,16 mm e 0,23 mm.

Dessa forma, os resultados de CTOD demonstram que as mudanças microestruturais na ZTA, provocadas pelo processo de soldagem, não foram tão significantes, quando se compara com o efeito da dissimilaridade. Como por exemplo, em relação ao modo de corrente pulsado e convencional, para a junta o AISI 4130/Inconel725 a diferença nos valores médios não chega a 1%, já para as juntas com o Inconel 625 essa diferença é de aproximadamente 8,5%.

O efeito da dissimilaridade ao desvia o campo de tensão/ deformação para o metal de menor resistência foi estudado por Almeida (2014), que ao realizar ensaios de CTOD em juntas dissimilares AISI 8630M/Inconel 625 com espécimes SE(B) e entalhe a 1 mm da linha de fusão, constatou que para um grau de dissimilaridade na condição de *undermatch* ($M=0,66$), o valor do CTOD da junta soldada atingiu praticamente o dobro do CTOD em relação ao MB. A visualização geral das respostas de tenacidade para todos os espécimes ensaiados sem a hidrogenação encontra-se apresentada no gráfico da Figura 4.48.

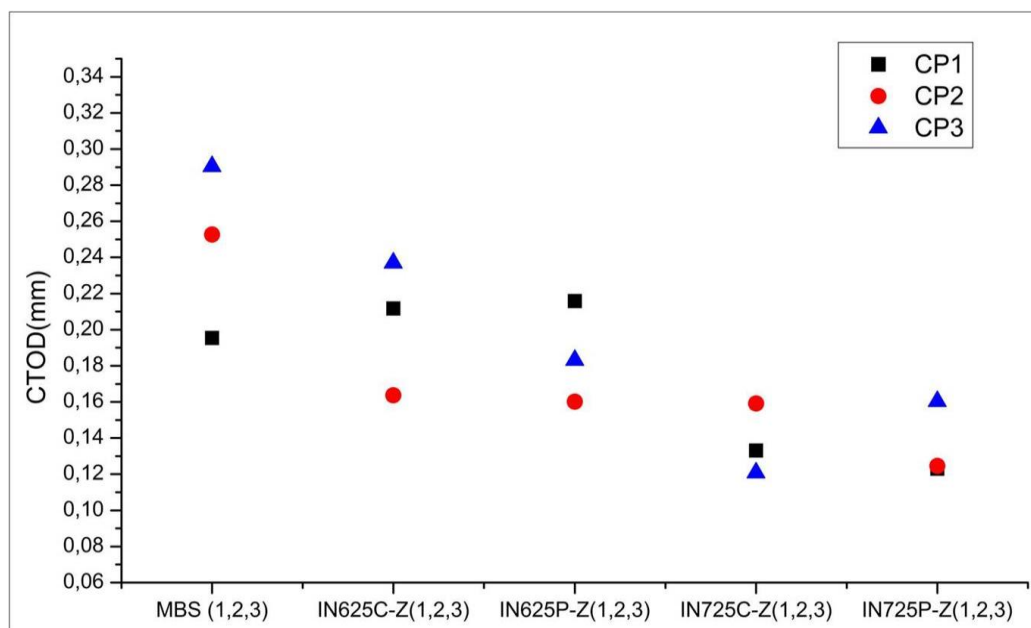


Figura 4.48: Gráfico mostrando a distribuição dos resultados de CTOD nas cinco condições estabelecidas.

A análise da Figura 4.48 reforça a tendência de menor tenacidade à fratura da ZTA em relação ao metal de base. E ainda, nota-se a tendência para menor tenacidade da junta com Inconel 725 e relação ao Inconel 625.

4.4.4.2 Fractografias das superfícies de fratura dos espécimes sem hidrogenação

As superfícies das fraturas correspondentes a propagação estável da trinca para o MB sem hidrogenação encontram-se representada na Figura 4.49. Observa-se um comportamento, predominantemente, dúctil e caracterizada por dimples (alveolar) profundos. Esse micromecanismo de fratura ocorre devido à nucleação, crescimento e coalescimento de microcavidades.

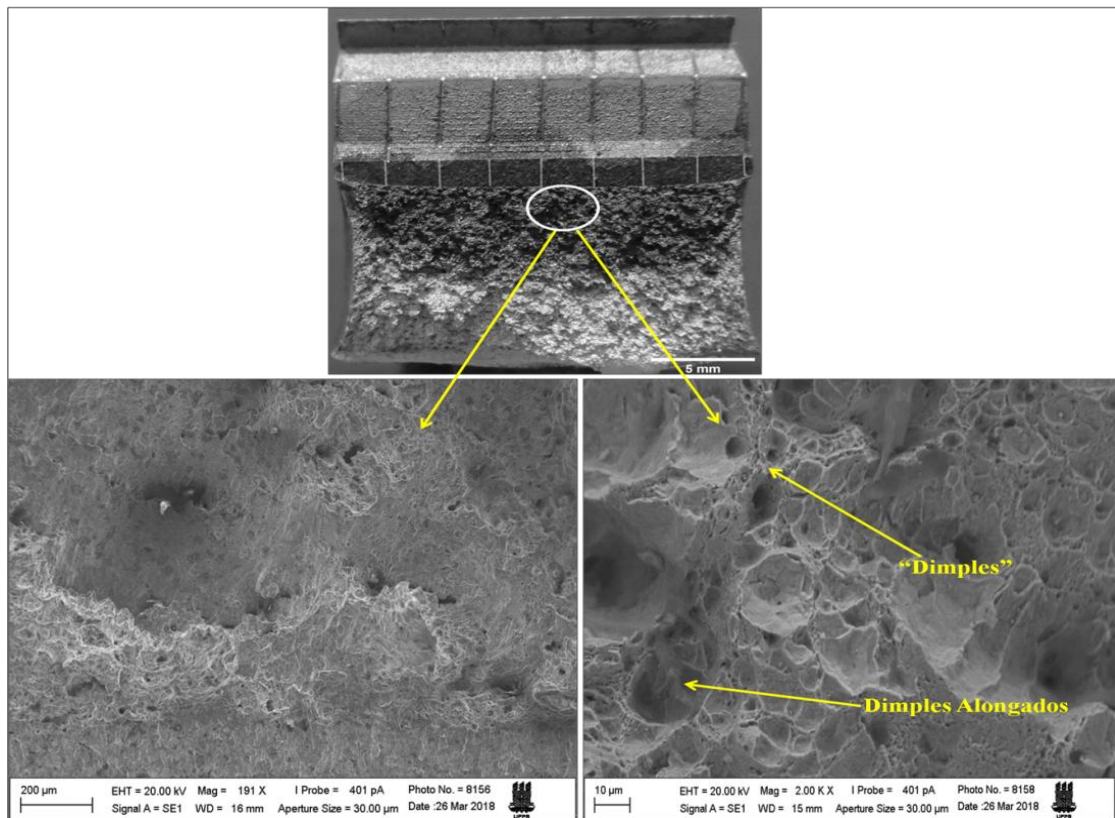


Figura 4.49: Fractografias da superfície de fratura do metal de base sem hidrogenação

A Figura 4.50 mostra a superfície de fratura de um espécime de CTOD realizado na ZTA com o Inconel 625 com o modo de corrente convencional. Observa-se nesta, uma morfologia com alvéolos de diferentes tamanhos com dimples primários, microdimples e partículas de segunda fase com cavidades bem variadas, indicando um comportamento dúctil. Além disso, é possível verificar que a superfície de fratura obtida por rasgamento trativo (Modo I) possui dimples orientados no mesmo sentido.

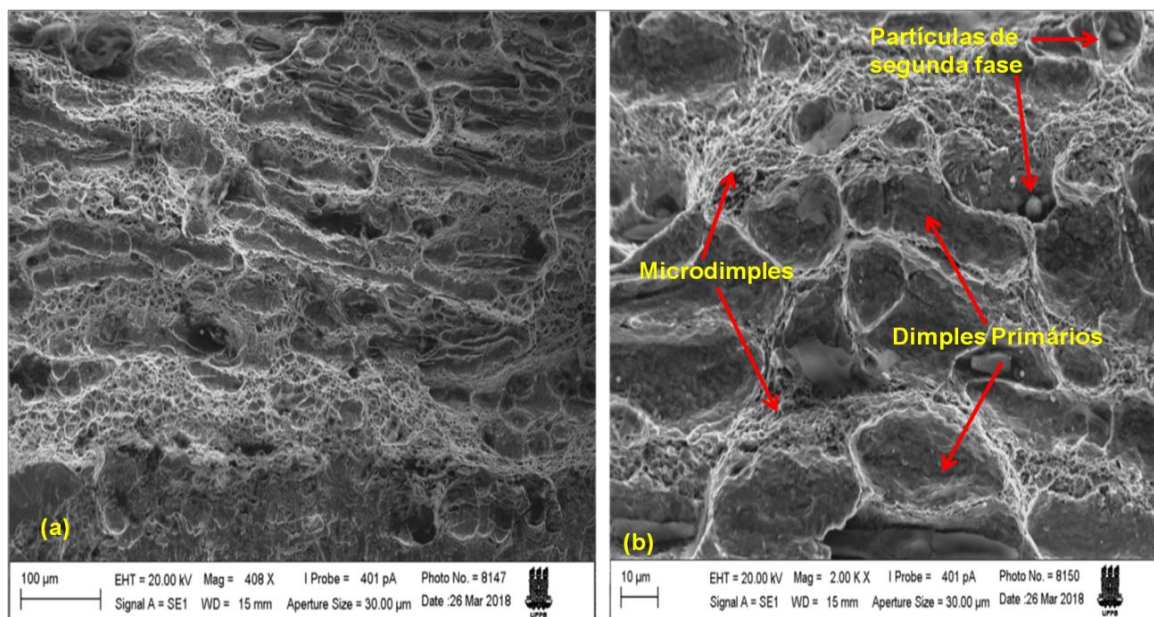


Figura 4.50: Fractografias da ZTA do aço AISI 4130 amantegado com Inconel 625 modo de corrente convencional; a) 408X e b) 2000X

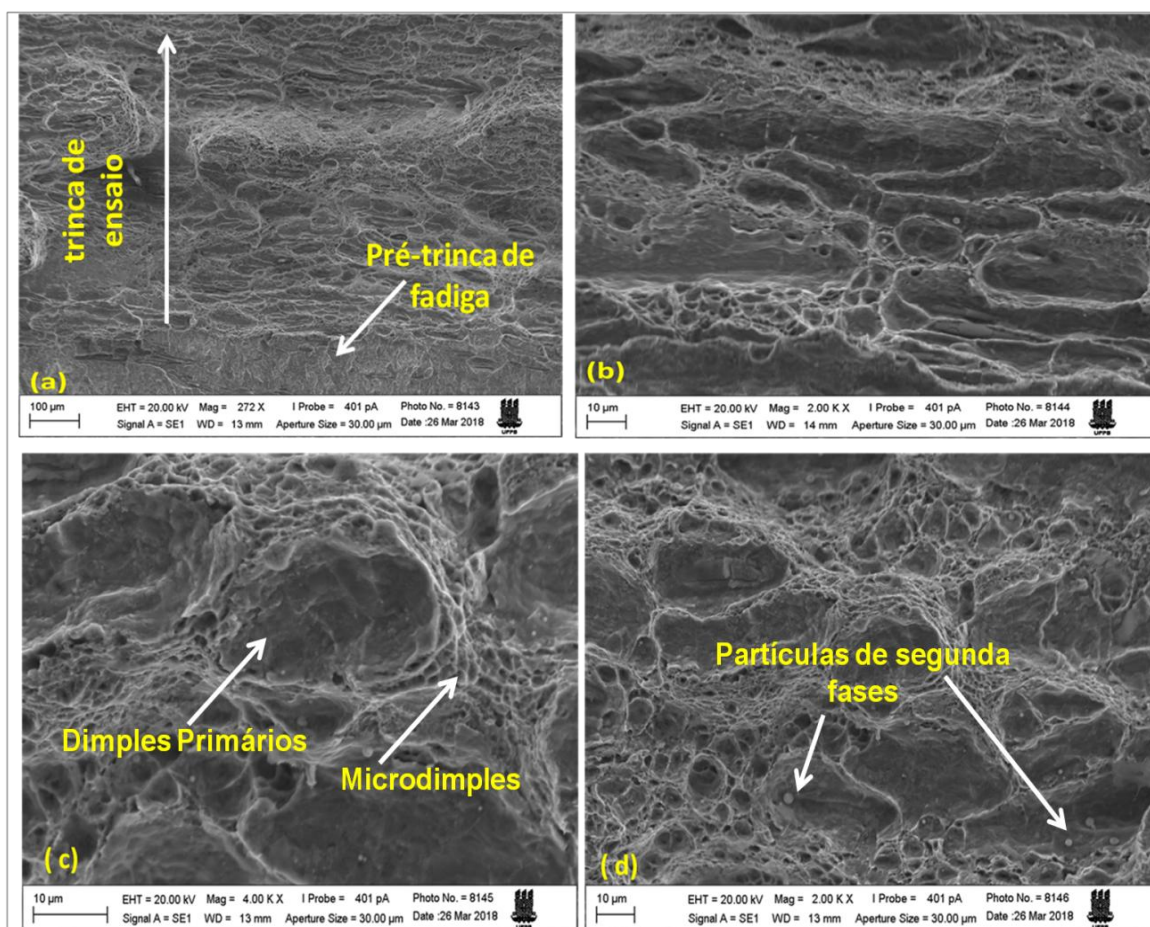


Figura 4.51: Fractografias da ZTA do aço AISI 4130 amantegado com Inconel 626 modo de corrente pulsada ; a) trinca de ensaio e pré-trinca de fadiga, b) 2000X; c) 4000X; d) 2000X.

A Figura 4.51 mostra a superfície de fratura de um espécime de CTOD, realizado na ZTA da solda de amanteigamento com o Inconel 625 com o modo de corrente pulsado. Constatase que mesmo com as diferenças nesse processo quanto à energia de soldagem, não foi o suficiente para provocar mudanças na morfologia de fratura. Também é possível verificar uma morfologia com alvéolos de diferentes tamanhos com dimples primários e micro dimples com cavidades bem variadas, indicando um comportamento dúctil, assim como foi observado na ZTA do aço AISI 4130 quando utilizou o modo de corrente convencional.

Ainda na Figura 4.51 (a) verifica-se a região de transição entre a propagação da pré-trinca de fadiga e a propagação da trinca pelo ensaio de CTOD, apresentando regiões com relevo bem distinto no plano da pré-trinca por fadiga e alto relevo na propagação da trinca pelo CTOD, devido às deformações ocorridas durante o ensaio.

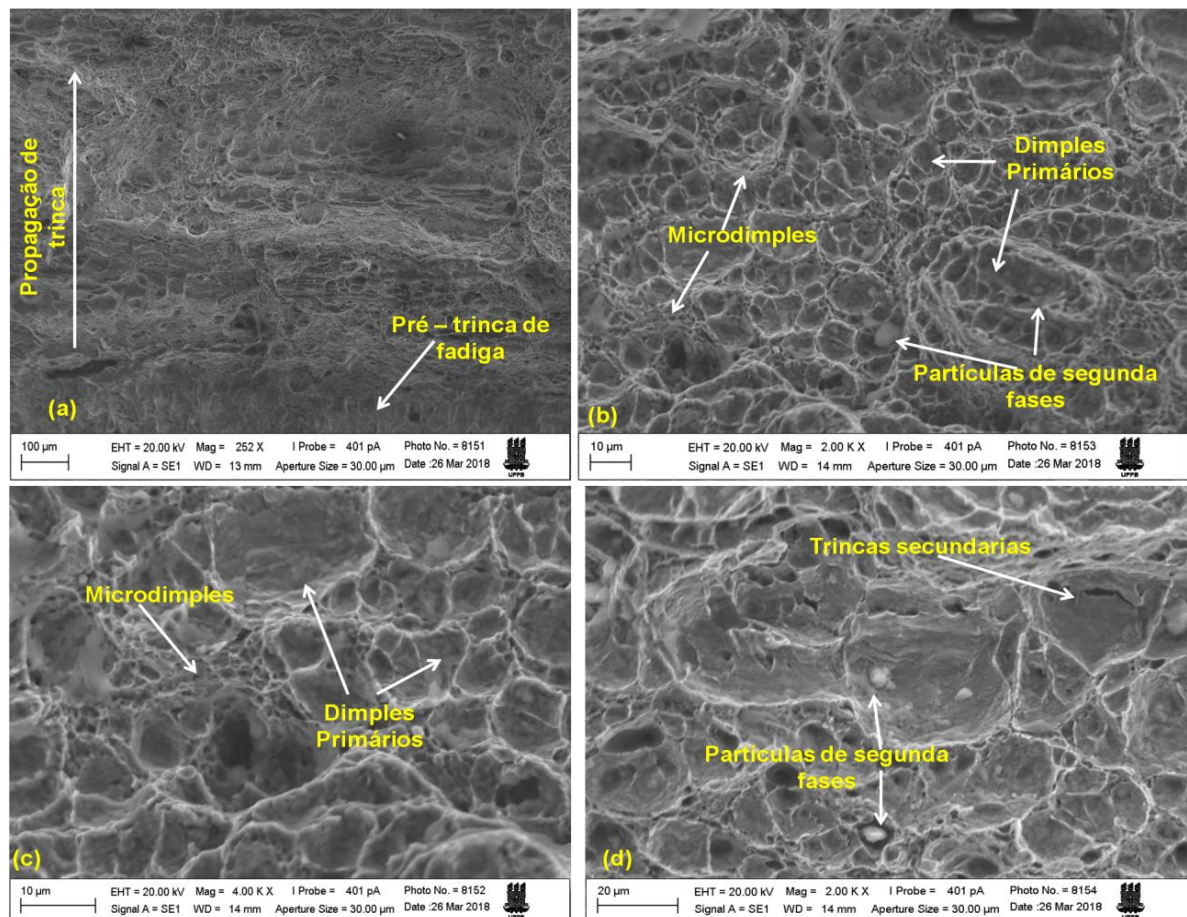


Figura 4.52: Fractografias da ZTA do aço AISI 4130 amanteigado com Inconel 725 modo de corrente convencional: a) Trinca de ensaio e pré-trinca de fadiga, b)2000X, c) 4000X e d) 2000X.

Na Figura 4.52 é mostrada a morfologia de fratura da ZTA da solda de amanteigamento com Inconel 725 com o modo de corrente convencional. Já a Figura 4.53 mostra a morfologia de fraturas da ZTA para o modo de corrente pulsada.

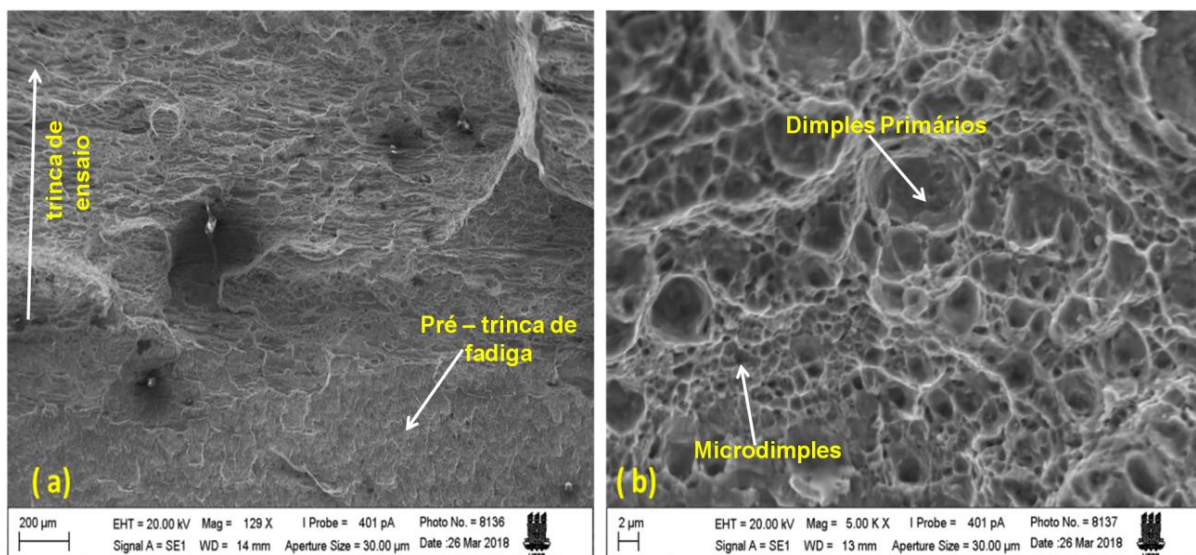


Figura 4.53: Fractografias da ZTA do aço AISI 4130 amanteigado com Inconel 725 modo de corrente Pulsada.

Da análise das Figuras 4.52 e 4.53, os resultados em relação aos modos de fratura, revelam que apesar da mudança de metal de adição, os micromecanismos de fratura são muito similares aos demonstrados nas Figuras 4. 50 e 4.51. Dessa forma, evidencia-se que a ZTA, assim como apontado nos ensaio de dureza, manteve o mesmo micromecanismo de fratura, caracterizando assim uma região de significativa ductilidade.

Ainda da análise do micromecanismo de fratura na interface com o modo de corrente pulsada com o Inconel 725 na ZTA. Verificou-se que o espécime IN725P-Z3, ao realizar o ensaio de CTOD, a trinca de ensaio sofre um desvio na direção do metal de solda e na sequência intercepta a interface. Na interface a trinca se propaga a princípio por uma Zona Δ (RGG) e em seguida propagou-se em uma região de transição entre uma Zona M e uma Zona Φ , como mostra a Figura 4.54. Esse comportamento ocorreu possivelmente porque a frente ao plano da trinca encontra-se o cordão de solda que teve maior penetração..

Ressalta-se que a maioria dos espécimes não tiveram esse comportamento. No entanto isso permitiu a realizar uma análise dos modos de fraturas nessa região específica, conhecida pelo elevado grau de fragilidade.

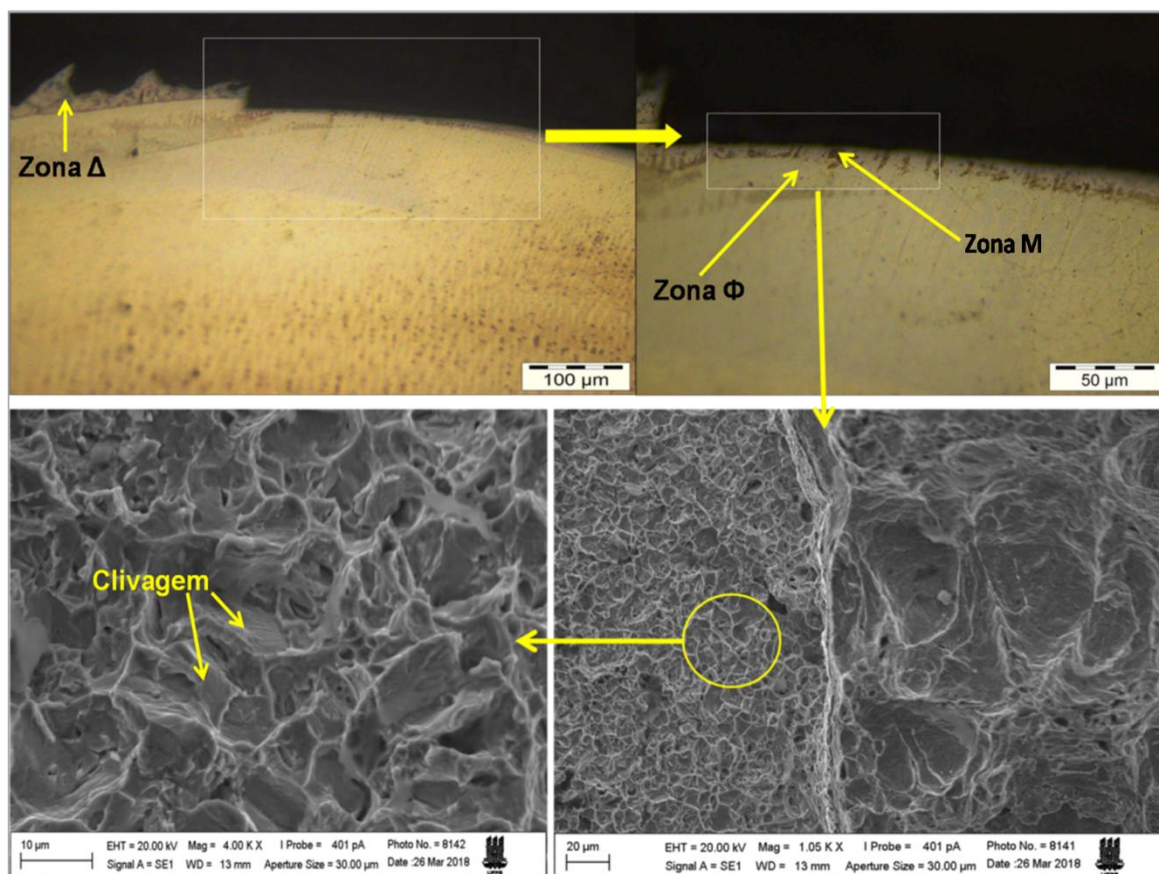


Figura 4.54: Propagação de trinca na Interface modo de corrente pulsada da espécie IN725P-Z3.

De acordo com a Figura 4.54, nota-se que o micromecanismo ocorre por clivagem, onde a trinca intercepta a Zona Φ . Esse micromecanismo caracteriza-se por apresentar superfícies planas, denominadas de facetas de clivagem. Nesse tipo de fratura o consumo de energia é baixo. Por isso a deformação plástica existente no processo de fratura é considerada nula ou muito pequena. Já quando a trinca intercepta a Zona M, o aspecto da morfologia é quase clivagem.

Dessa forma, estes micromecanismo demonstraram o quanto a Zona Φ e a Zona M são frágeis, corroborando assim com os ensaios de microdureza, nos quais foram encontrados valores bem elevados nessas regiões. Esses micromecanismo de fratura também foram observado por Dodge et al. (2013), que analisaram a fratura na interface do aço 8630 com Inconel 625. Os autores verificaram que a morfologia de fratura do tipo clivagem, foi observada dentro de uma região rica em ferro. Tal região representava um "redemoinho" e ZPDs (caracterizada por uma Zona M e Zona Φ), na qual a trinca foi capaz de interceptar. Esse tipo de morfologia nessa região também foram verificada por Beaugrand et al. (2009)

4.4.5 Ensaios com hidrogenação

4.4.5.1 Ensaios de tração hidrogenado

Para esses ensaios o hidrogênio foi introduzido através de proteção catódica nas espécimes utilizadas nos testes mecânicos de tração, via difusão gerada pelo gradiente de concentração de hidrogênio entre a superfície e a matriz metálica. O carregamento de hidrogênio foi efetuado com potencial catódico escolhido, sem aplicação de tensões mecânicas, durante tempo suficiente para que o material fique completamente saturado.

A dopagem por hidrogênio catódico para as espécimes ocorreu em uma solução de 3.5% NaCl, potencial de -1100 mv, com temperatura controlada a 0 °C e pH 7 . Após uma semana (7 dias - 168 h), as espécimes foram retiradas e imediatamente imersa em uma solução sulfeto de cobre por 20 s. Esse procedimento teve como objetivo restringir a saída da hidrogenação, os corpos de provas, previamente, hidrogenado foram tracionados até a ruptura á temperatura ambiente.

A suscetibilidade do material à fragilização por hidrogênio foi verificada comparando a ductilidade das amostras hidrogenadas com a ductilidade das amostras não hidrogenadas, o que permitiu determinar um *índice de fragilização* (IF). Valores desse índice próximos à 1, indicam que o material é resistente à fragilização por hidrogênio, enquanto valores mais baixos indicam, à diminuição dessa resistência e, assim , aumento da sua suscetibilidade a esse processo de degradação. Já para valores muito baixos, próximos de zero indicam que o material ensaiado é altamente suscetível (ASTM G129-00-R06, 2006, CARRASCO, 2013). Este índice foi obtido através de:

$$I_f = \frac{\epsilon_H}{\epsilon} \quad (4.1)$$

Onde ϵ_H representa a deformação do corpo-de-prova com material hidrogenado e ϵ a deformação do corpo-de-prova com material sem hidrogênio.

Os resultados dos ensaios de tração com e sem a hidrogenação estão representados na Tabela 4.7. Vale salientar que, os espécimes de tração para o metal de base que foi submetida a dopagem por hidrogênio, foram retirados das juntas soldadas na sua versão final, após passar pelo TTAT.

Tabela 4.7 Resultados dos ensaios de tração, após dopagem com Hidrogênio

Condições	Espécime	σ_{π} (MPa)	$\sigma_{y0,2}$ (MPa)	ϵ (Deformação) %	Estricção % ΔA
MB	CP1	689,4	557,66	26,8	54,03
	CP2	670,12	521,75	29,3	57,7
	CP3	678,93	532,84	29,2	59,5
	Média	679,47	537,41	28,2	57,07
MB-H	Cp1	676,5	520	26,6	55,43
	CP2	690	534,35	28,00	58,78
	CP3	676	516,01	27,5	60,62
	Média	680,8	523,45	27,4	58,00

Índice de Fragilização (IF) =0,97

Os resultados obtidos na Tabela 4.7, mostram que o índice de fragilização é aproximadamente igual a 1, ou seja, dentro das condições estabelecida, o aço AISI 4130, demonstrou ser um material resistente a fragilização por hidrogênio. Além disso, observa-se que os valores obtidos para a estricção também não evidenciam qualquer efeito do hidrogênio nessa propriedade. As curvas Tensão-Deformação alcançadas nos ensaios de tração com e sem hidrogenação estão mostradas na Figura 4.55.

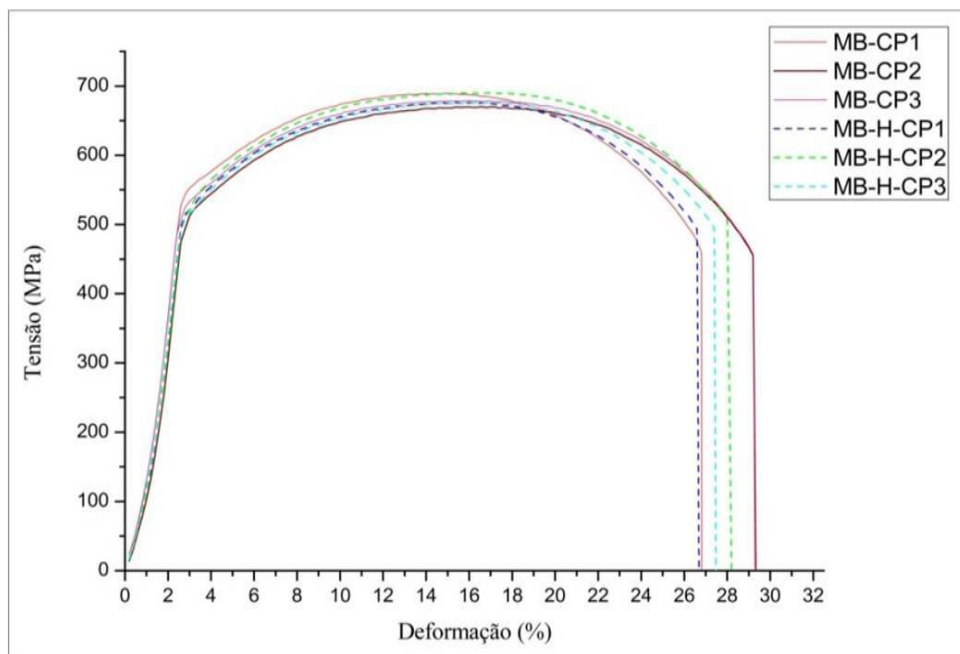
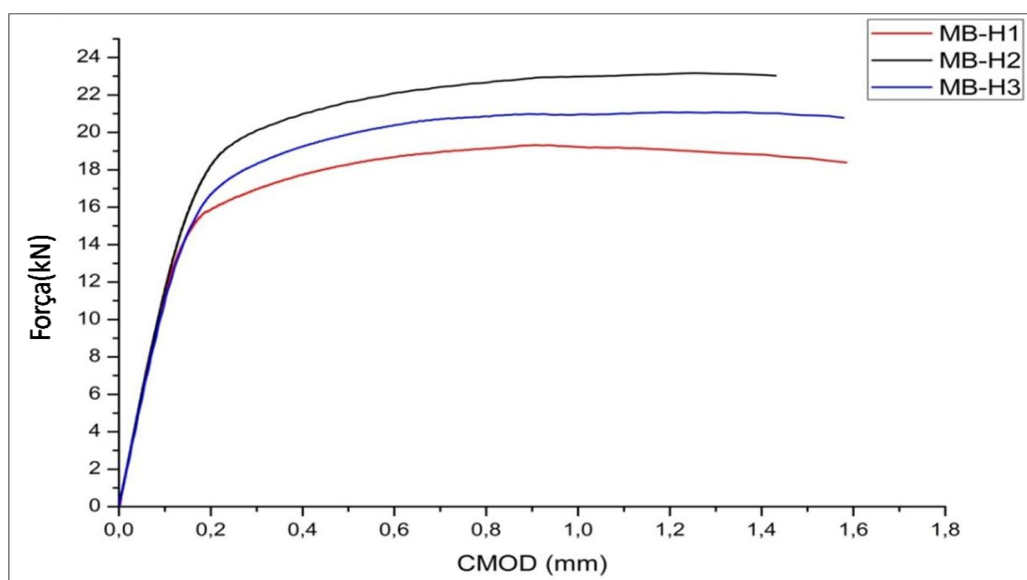


Figura 4.55: Curvas Tensão x Deformação para os ensaios de tração com e sem hidrogenação

Os resultados encontrados são condizentes com relatos feitos por Batista (2016), quando realizou estudos com o aço AISI 4130, objetivando avaliar a influência do hidrogênio no comportamento da junta com ensaios de tração. O autor adotou procedimentos semelhantes aos que foram realizados neste trabalho, como ensaios realizados após passarem por 7 dias de dopagem (em meio hidrogenado), sendo estes realizados em temperatura ambiente (25°C). Comprovando, então, que através da análise do índice de fragilização o aço AISI 4130 mostrou-se bastante resistente a fragilização pelo hidrogênio.

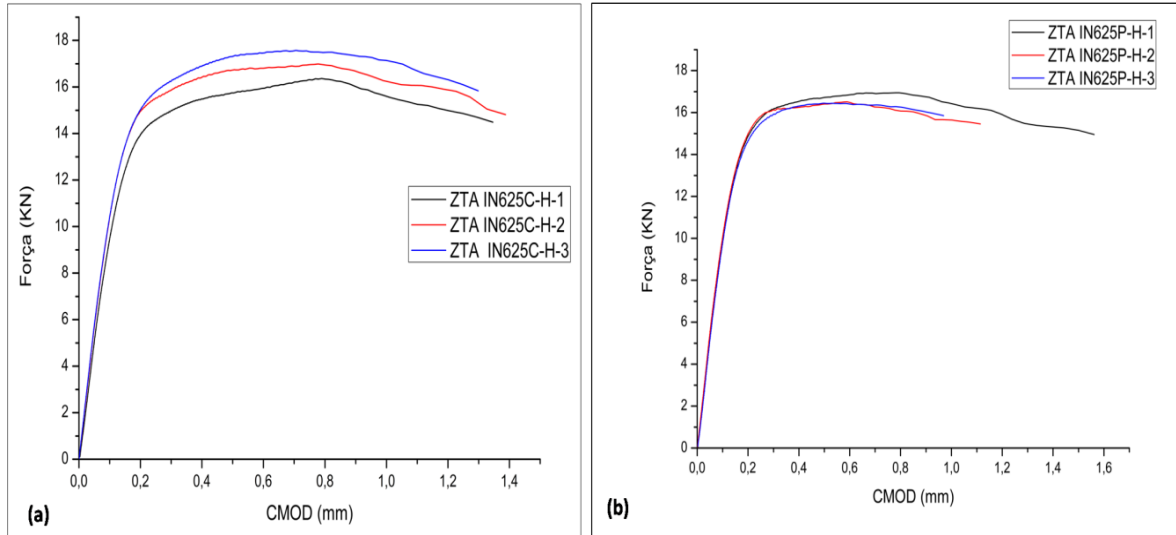
4.4.5.2 Ensaios de mecânica da fratura (CTOD) com hidrogenação

A dopagem por hidrogênio catódico dos espécimes de CTOD ocorreu com o mesmo procedimento adotado para os ensaios de tração. No caso do CTOD, as espécimes foram pré-trincadas, conectados ao cabo catódico e pintados parcialmente para restringir a hidrogenação apenas no entorno da trinca. Constatou-se que mesmo após a hidrogenação as Curvas (P) vs CMOD, permaneceram bastante uniformes, não apresentando descontinuidades do tipo *Pop-In* ao longo de todo o ensaio. A Figura 4.56, mostra as Curvas (P) vs.(CMOD) para o MB, submetido ao processo de hidrogenação.

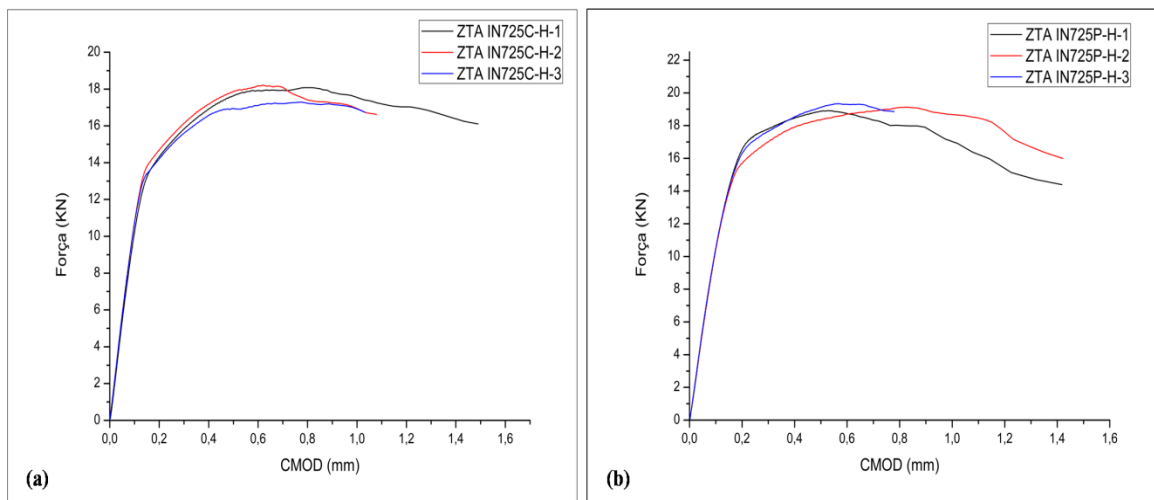


A Figura 4.56: Curvas de resposta P vs. CMOD resultantes dos ensaios de mecânica da fratura nos espécimes do MB com hidrogenação

As Figuras 4.57 (a) e (b) mostram as curvas P vs.(CMOD), para a junta com Inconel 625 nos modos de corrente pulsada e convencional. Já nas Figuras 4.58 (a) e (b) vê-se as curvas P vs.(CMOD), para a junta com Inconel 725 nos modos de corrente pulsada e convencional após a hidrogenação.



Figuras 4.57: Curvas P vs.(CMOD) da Junta Hidrogenada com Inconel 625. a) MIG-Convencional; b) MIG-Pulsado



As figuras 4.58: Curvas P vs.(CMOD) da Junta Hidrogenada com Inconel 725. a) modo convencional; b) modo pulsado

Os resultados de CTOD para a condição com hidrogenação estão apresentados nas Tabelas 4.8, 4.9 e 4.10 para o metal de base, para a ZTA da junta soldada e amanteigada com

o Inconel 625 e para a ZTA da junta soldada e amanteigada com o Inconel 725, respectivamente.

Tabela 4.8. Resultados dos valores de CTOD para pré-trinca de fadiga localizada no MB na condição com hidrogenação.

Espécime	Pré-trinca de fadiga		Fator geométrico	CTOD (mm)		
	a_0	a_0/w	$G(a_0/w)$	V_p	F (kN)	δ_m
MB-H1	9,75	0,488	2,564	0,700	19,245	0,2369
MB-H2	9,85	0,495	2,620	0,767	22,966	0,2647
MB-H3	10,04	0,502	2,680	0,677	20,962	0,2309
CTOD médio				0,2442		

A análise da Tabela 4.8 mostra que o valor médio de CTOD para o metal de base é de 0,2442 mm, já para a condição sem hidrogenação é de 0,2461 mm. Ou seja, os valores de CTOD encontrados mostram que o hidrogênio não provocou efeitos significativos na redução da tenacidade á fratura do aço AISI 4130, nas condições estabelecidas de dopagem.

Tabela 4.9. Resultados dos valores de CTOD para pré-trinca de fadiga localizada na ZTA do amanteigamento com Inconel 625 na condição com hidrogenação.

Modo de corrente	Espécime	Pré-trinca de fadiga		Fator geométrico	CTOD (mm)		
		a_0	a_0/w	$G(a_0/w)$	V_p	F (kN)	δ_m
Convencional	IN625C-H-Z1	10,2	0,51	2,750	0,6065	16,354	0,20027
	IN625C-H-Z2	10,0	0,50	2,660	0,5981	16,960	0,1988
	IN625C-H-Z3	10,1	0,51	2,705	0,4863	17,540	0,16672
	CTOD médio				0,1885		
Pulsada	IN625P-H-Z1	10,5	0,525	2,880	0,4967	16,938	0,1698
	IN625P-H-Z2	10,1	0,500	2,660	0,4320	16,514	0,1473
	IN625P-H-Z3	10,3	0,515	2,793	0,3299	16,446	0,1173
	CTOD médio				0,1448		

Tabela 4.10. Resultados dos valores de CTOD para pré-trinca de fadiga localizada na ZTA do amanteigamento com Inconel 725 na condição com hidrogenação.

Modo de corrente	Espécime	Pré-trinca de fadiga		Fator geométrico	CTOD (mm)		
		a_o	a_o/w		V_p	F (kN)	δ_m
Convencional	IN725C-H-Z1	10,0	0,5	2,660	0,4580	17,912	0,1575
	IN725C-H-Z2	10,0	0,5	2,660	0,4406	18,169	0,1545
	IN725C-H-Z3	10,0	0,5	2,660	0,4890	17,103	0,1674
	CTOD médio				0,1575		
Pulsada	IN725P-H-Z1	10,2	0,510	2,753	0,3414	18,914	0,1261
	IN725P-H-Z2	10,1	0,505	2,705	0,6299	19,111	0,2146
	IN725P-H-Z3	10,1	0,505	2,705	0,3758	19,324	0,1371
	CTOD médio				0,1592		

A análise da Tabela 4.9 mostra que os valores de CTOD para a junta amanteigada e soldada com Inconel 625 evidenciam que as mostras soldadas com corrente convencional apresentaram uma leve tendência de fragilização, quando se compara os valores com e sem hidrogenação. Os espécimes sem hidrogenação apresentaram CTOD médio de 0,2041 mm, enquanto os espécimes com hidrogenação apresentaram CTOD médio de 0,1885mm, logo houve uma diminuição de 7,64%.

A análise das Tabelas 4.5 e 4.9, para as juntas amanteigadas e soldadas com o Inconel 625 e corrente pulsada, mostra que há uma influência significativa do efeito do hidrogênio na tenacidade à fratura da junta soldada. Como pode ser observado os valores médios de CTOD sem hidrogenação é de 0,1867 mm, e os valores obtidos após a hidrogenação é de 0,1448 mm, isso representa uma diferença de 22,44%. Ou seja, há uma evidencia significativa que nessa condição, a ZTA é mais susceptível a fragilização por hidrogênio.

Vale ressaltar que a tendência de fragilização da junta observada nesta pesquisa, em termos da queda de tenacidade via CTOD, está apenas em função do hidrogênio retido (residual) na microestrutura, uma vez que, os ensaios foram realizados ao ar (temperatura ambiente) onde parte do hidrogênio permeado já havia sido dissipado.

A análise da Tabela 4.9 mostra que o modo de corrente não influenciou os resultados de CTOD. Quando são comparados os resultados médios de CTOD para as espécimes

ensaiados com e sem hidrogenação (Tabelas 4.6 e 4.9) observa-se que os espécimes ensaiados com hidrogenação tiveram um comportamento mais dúctil.

Da análise da Tabela 4.9 para os valores de CTOD para as juntas amanteigadas e soldadas com o Inconel 725 e hidrogenadas, verifica-se que a presença do hidrogênio nos corpos de prova ensaiados apresentou resultados dispersos. Em algumas amostras, como é o caso da IN725P-H-Z1, e IN725P-H-Z3, o hidrogênio não interferiu, significativamente, no valor de CTOD, quando comparado a condição não hidrogenada. No entanto, algumas amostras estudadas nessa condição nem sempre apresentaram o comportamento de redução de ductilidade, como é comum encontrar na literatura. Nas amostras IN725P-H-Z2, seguida por todas as amostras na interface com IN725C-H, houve um aumento da tenacidade à fratura (comportamento mais dúctil na presença do hidrogênio). Nesse último caso representa em porcentagem 12,63%, em relação os valores médio na condição de não hidrogenado.

È provável que esse comportamento nestes casos específicos tenha ocorrido a fragilização dessas amostras pelo mecanismo de plastificação localizada intensificada pelo hidrogênio (*HELP-Enhanced Localized Plasticity model*). Nesse modelo o movimento de discordâncias é facilitado pela presença de hidrogênio em solução sólida, resultando no surgimento de regiões com elevada plasticidade. O tipo de dano causado por esse mecanismo é o empacotamento de hidrogênio em regiões susceptíveis, reduzindo a interação entre as discordâncias e elevando a deformação.

De acordo com Sousa et al. (2016), este “amaciamento” ou região de alta plasticidade localizada do material resulta em trincamento devido à coalescência de microvazios ao longo de planos cristalográficos preferenciais.

Comportamento semelhante foi verificado por Batista (2016), que observou, através de ensaio de tração, que algumas amostras apresentavam índices de fragilização negativos, ou seja, as juntas apresentava maior ductilidade em meio hidrogenados. O autor atribuiu esse comportamento ao mecanismo de fragilização HELP.

Alves (2014) também observou indícios de atuação desse mecanismo pela análise dos valores de CTOD, foi verificado que a redução da velocidade de ensaio associada à concentração de hidrogênio na ponta da trinca favoreceu a atuação da atmosfera de elétrons ao redor das discordâncias, e conseqüentemente a ação do mecanismo HELP na ponta da trinca para obtenção dos maiores valores de CTOD. Este efeito localizado ao redor da ponta da trinca evidencia o efeito de amaciamento (*softening*) do material.

Mas por outro lado, segundo Fenske (2010), apesar de existirem vários trabalhos na literatura sobre o assunto da plasticidade melhorada pelo hidrogênio, a teoria não foi

desenvolvida até ao ponto em que possam ser feitas previsões quantitativas da tenacidade à fratura.

Portando, nesse trabalho provavelmente tenha ocorrido a atuação de dois mecanismos de fragilização por hidrogênio. O da Decoção(*HEDE*), que consiste no postulado de que o hidrogênio diminui as forças para separar cristais ao longo de um plano cristalográfico, ou seja, diminui as forças de coesão entre átomos, e consequentemente, a energia para formar planos de clivagem, reduzindo assim a ductilidade do material. E o mecanismo da Plasticidade Localizada(*HELP*)..

A visualização geral das respostas de tenacidade para todas as situações ensaiadas encontra-se representada no gráfico da Figura 4.58. Por este gráfico ficam claro os efeitos do uso do metal de adição é a tendência de fragilização.

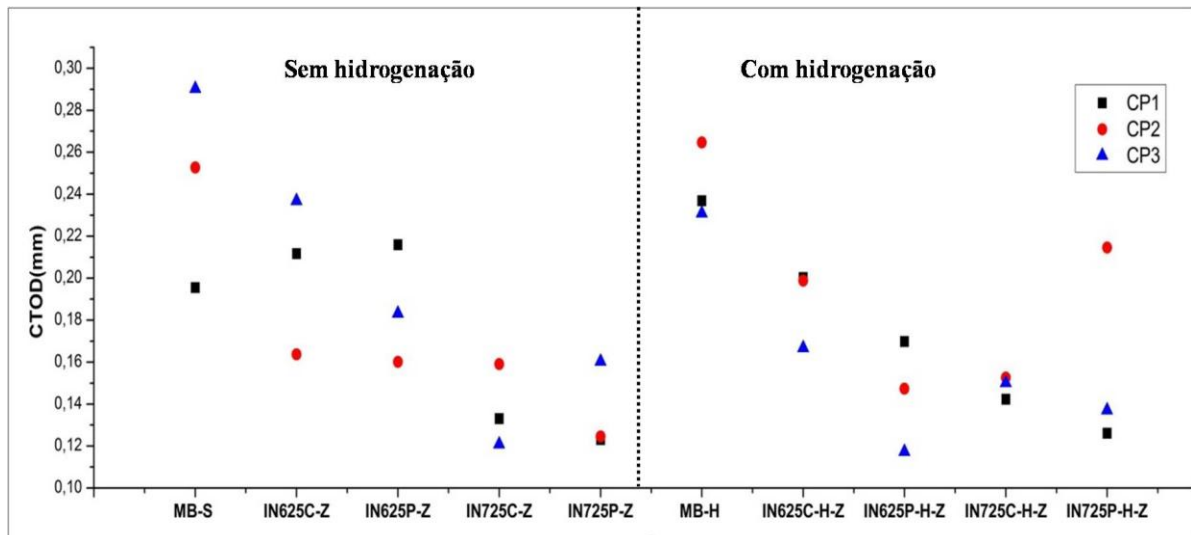


Figura 4.59: Gráfico mostrando a distribuição dos resultados de CTOD em todas as condições estabelecidas com e sem hidrogenação.

4.5.2.3 Fractografias das superfícies de fratura após a hidrogenação

A seguir são apresentadas as fractografias das superfícies de fratura para melhor visualização dos mecanismos presentes. Neste caso as superfícies de fratura analisadas correspondem a ZTA do amantecimento nas quatro condições estabelecidas com a dopagem de hidrogênio. A região analisada foi a da trinca de ensaio que encontra-se sempre após a pré-trinca de fadiga, pois é neste local onde o hidrogênio tem maior concentração e onde teria maior efeito sobre o mecanismo de fratura.

Todas as amostras hidrogenadas apresentaram, mesmo após a dopagem com hidrogênio, comportamento semelhante, com fraturas que romperam de forma dúctil, por coalescência de microvazios. No entanto, nota-se que em alguns casos, os *Dimples* são mais rasos, apresentando uma superfície ligeiramente mais plana, o que evidência um modo de fratura menos dúctil que na condição sem hidrogenação. Esse efeito ficou mais evidenciado para a amostra IN625P-H-Z3 com o modo de corrente pulsada, como é mostrado na Figura 4.60.

Da análise da Figura 4.60 observa-se que o micromecanismo de fratura envolvido na propagação da trinca que passou de nucleação, crescimento e coalescimento de cavidades para o micromecanismo de quase clivagem em algumas regiões, representados em círculos amarelos. Ainda é possível verificar a presença de cavidades quase planas *dimples* facetados. O que corroboram com o menor valor de CTOD nessa condição.

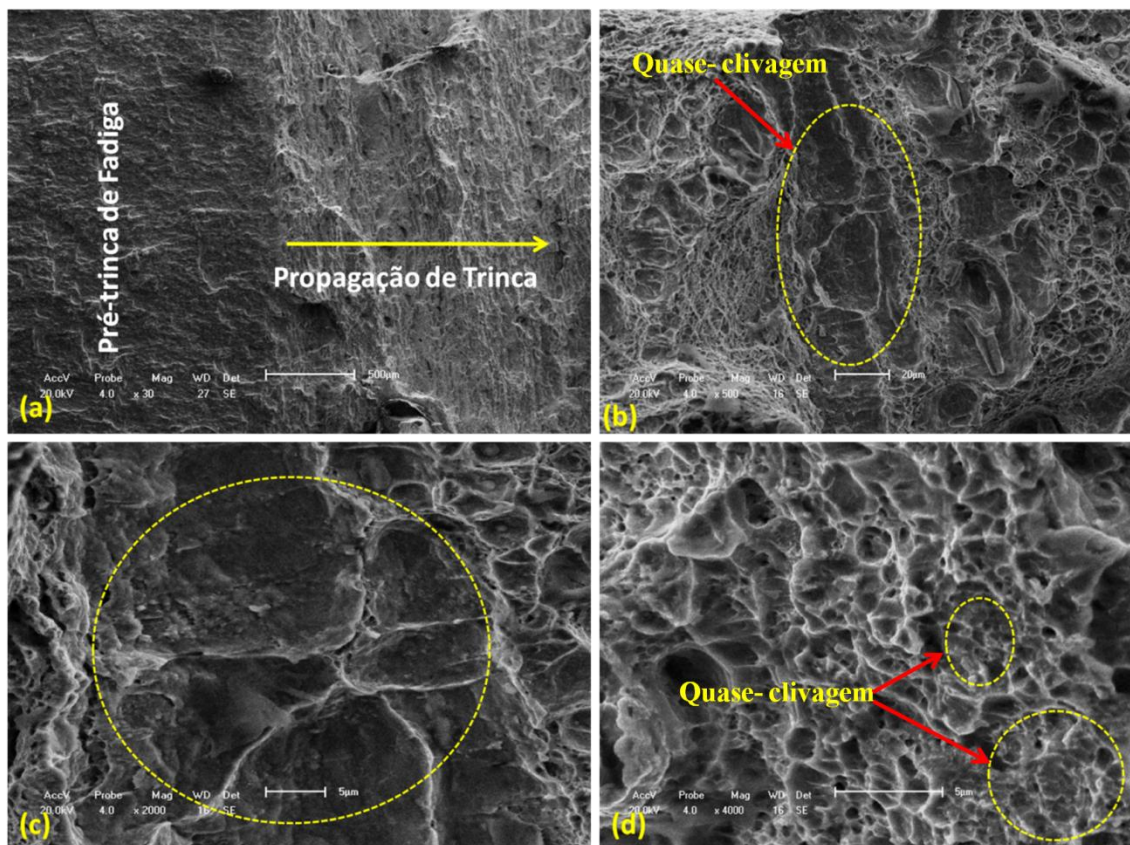


Figura 4.60: Fractografias da superfície de fratura da junta amanteigada e soldada com Inconel 625, modo de corrente pulsada, com hidrogenação.

A Figura 4.61 mostra os modos de fraturas na ZTA da junta amanteigada e soldada com Inconel 625 e corrente de soldagem convencional do espécime hidrogenado. É possível

observar na Figura 4.61 zonas que romperam de forma dúctil, por coalescência de microvazios. Comparando as micrografias nessas condições com as sem hidrogênio (Figura 4.50) não é possível verificar diferenças consideráveis nas superfícies de fratura quanto ao efeito do hidrogênio.

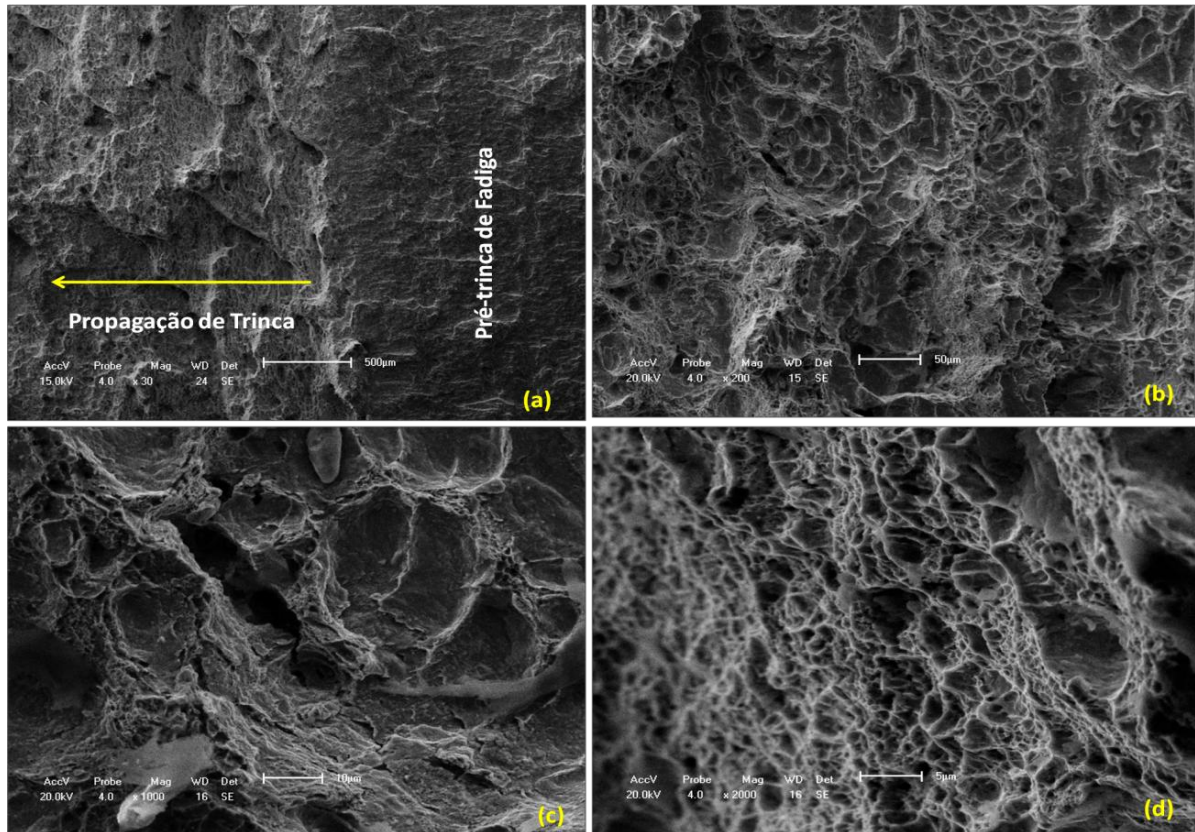


Figura 4.61: Fractografias da superfície de fratura da junta amanteigada e soldada com Inconel 625 e modo de corrente convencional.

As Figuras 4.62 e 4.63 mostram as fractografias da ZTA da junta amanteigada e soldada com o Inconel 725 nos modos de corrente pulsada e convencional, respectivamente. Assim como foi verificado na ZTA com o Inconel 625, de modo geral os modos de fratura na ZTA do Inconel 725 apresentam uma morfologia dúctil com dimples. Observa-se na Figura 4.62 (b) e (c), que as cavidades nas quais se encontram as partículas de 2ª fase não foram submetidas a grande deformação plástica, além de pequenas regiões com aspectos de quase clivagem e dimples facetados.

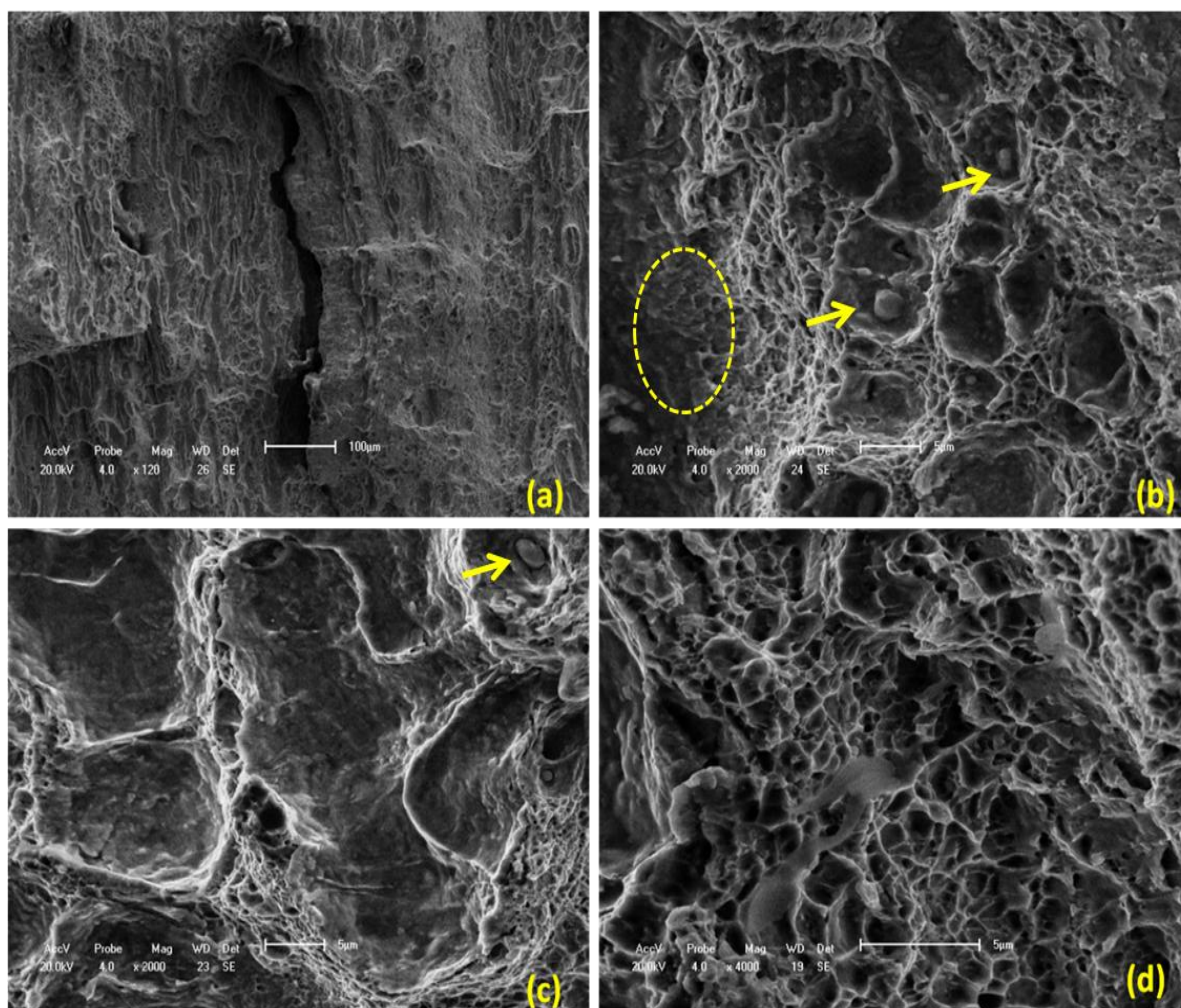


Figura 4.62: Fractografias da superfície de fratura da junta amanteigada e soldada com Inconel 725 MIG e modo de corrente pulsada, com hidrogenação.

Já na Figura 4.63 (c) e (d) observa-se o caso específico da amostra IN725C-H-Z2, na qual foi possível verificar que a trinca teve um pequeno desvio em direção à interface. Esse comportamento motivou uma análise do perfil de morfologia da fratura nessa região. Nota-se que a morfologia da fratura é mista, apresentando uma região mais plana com fratura intergranular, dimples, e clivagem. Modos mistos de fratura geralmente são esperados nessa região, devido as diferentes microestruturas que se formam a uma pequena distância da interface dissimilar.

Porém apesar dessa amostra ter passado pelo processo de hidrogenação, não é possível afirmar que esse mecanismo de fratura foi provocado pelo hidrogênio, uma vez que outros autores (DODGE, 2014; NOVA, 2018) verificaram tais morfologias na interface mesmo sem a presença do hidrogênio.

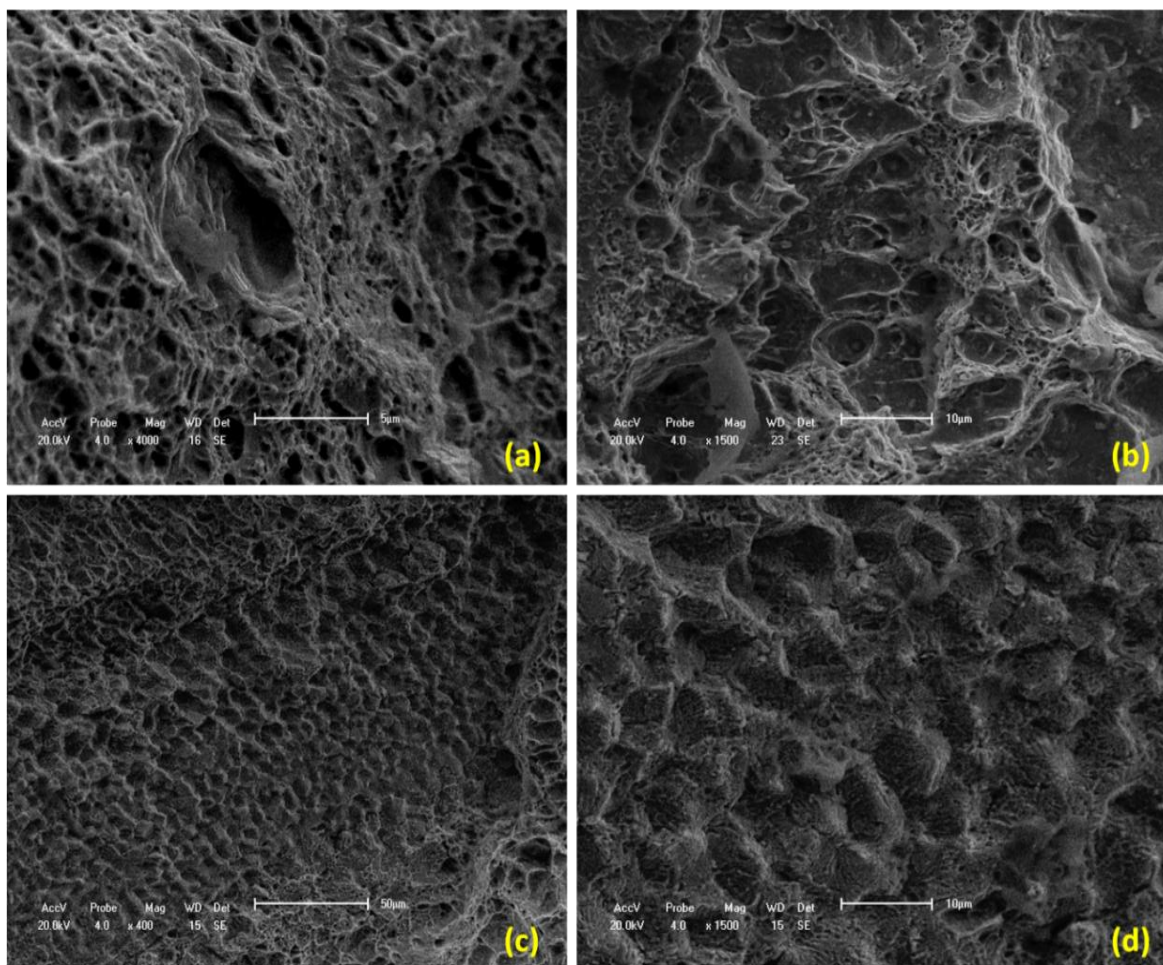


Figura 4.63: Fractografias da superfície de fratura da junta amanteigada e soldada com Inconel 725 MIG e modo de corrente convencional, com hidrogenação.

Dodge (2014) verificou modos mistos de fraturas ao analisar uma interface Inconel 625/ AISI 8630, com destaque para o modo de fratura intergranular que ocorreu numa região de transição entre um "Redemoinho" e uma Zona Φ .

Nova (2018) analisou os modos de fraturas de corpos de provas submetidos a ensaios de Charpy de junta amanteigadas do aço AISI 4130 com Inconel 725, foi verificado que os modos de fraturas entre um "redemoinho" e uma zona Φ , apresentava o mesmo tipo de morfologia encontrada por Dodge (2014). Assim, provavelmente a trinca nesta amostra tenha se propagado em região semelhante as que foram observadas por esses autores. A Figura 4.64, mostra os resultados obtidos por Dodge (2014).e Nova (2018) com a trinca se propagando na interface.

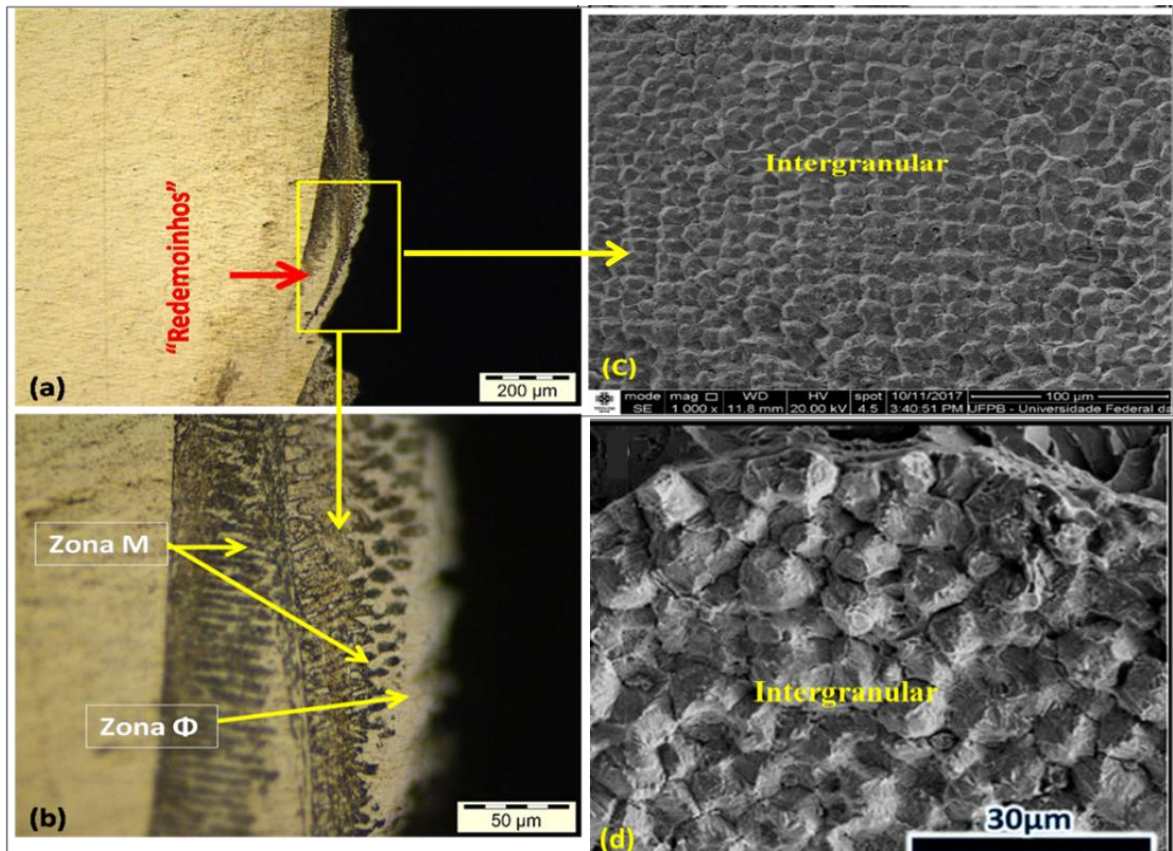


Figura 4.64: Fractografias da superfície de fratura da junta soldada dissimilares na interface; a) "redemoinhos", b) Zona M e Zona Φ , c) fratura intergranular (NOVA (2018) e d) Fratura Intergranular na Interface AISI 8630/Inconel 625 (DODGE,2014).

Morfologicamente, a forma da superfície da fratura, seja ela intergranular, quasi-cleavagem ou dimples, depende da concentração de hidrogênio, da microestrutura e da intensidade de tensão na ponta da trinca (FESKE, 2010). Porém esses modos de fraturas encontrados entre uma Zona Φ e um "redemoinho", demonstra o quanto essa região apresenta um aspto fragil da interface.

Apesar do processo de hidrogenação ter influenciado no mecanismo de fratura de algumas amostras, passando de predominantemente dúctil para quase-clivagem ou com *dimples* mais rasos, notou-se que na maioria dos casos não houve essa mudança.

Dessa forma, análises micrográficas de superfícies de fratura não devem ser usadas de forma isolada na avaliação para quantifica o efeito do hidrogênio através de ensaios de CTOD, principalmente quando se refere a juntas dissimilares, por causa das grandes mudanças microestrutural presente na ZTA, além dos efeitos da dissimilaridade.

4.5.2.4 Propagação da trinca nos ensaios de CTOD

Após a análise da morfologia das fraturas, as superfícies adjacentes ao amanteigamento foram cortadas ao meio para uma análise mais detalhada da propagação da trinca de ensaio.

A Figura 4.65 (a), (b) mostra a propagação de trinca de ensaio de CTOD em juntas com Inconel 625 com os modos de corrente convencional e pulsada. Observa-se que a trinca se propagou na ZTA em direção ao metal de base. O grau de dissimilaridade para essa junta é $M=0,70$; ou seja, encontra-se na condição *undermatch* (o metal de solda menos resistente que o metal de base). Apesar dessa condição, a trinca não desvia em direção ao metal de solda, e sim na ZTA, que apresentou menor dureza como demonstrado no Item 4.4.1 (pag.121).

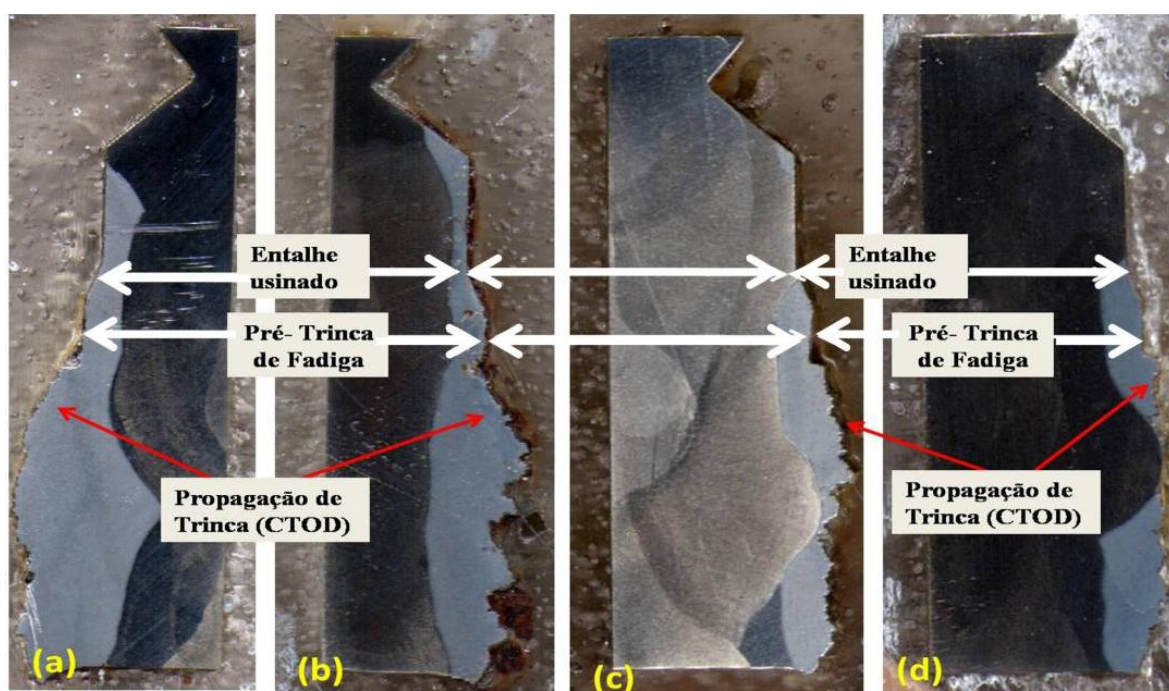


Figura 4.65. Macrografia da propagação de trinca no ensaio de CTOD: a) Inconel 625, modo de corrente convencional; b) Inconel 625, modo de corrente pulsada; c) Inconel 725, modo de corrente convencional e d) Inconel 725, modo de corrente pulsada.

Esse comportamento da propagação da trinca nesta condição divergem de estudos realizados por Dodge et al. (2013) e Almeida, (2014). Segundo esses autores o desvio inicial da trinca ocorreu em direção ao material mais dúctil, ou seja, nesse caso o metal de solda.

Almeida (2014) analisou o desvio de trinca de CTOD na interface da solda de amanteigamento do aço AISI 8630M com Inconel 625, com o entalhe a 1 mm da linha de fusão. Verificou que na condição de *undermatch* $M= 0,66$, a trinca desviou em direção ao

MS. No entanto no trabalho de Almeida (2014), a dureza da ZTA é elevada em relação ao MB e MS. Diferentemente do que ocorreu nessa pesquisa, onde a ZTA da interface AISI 4130/Inconel 625 e AISI 4130/Inconel 725, apresenta dureza na ZTA menor do que o MB e o MS. Acredita-se que esse comportamento ocorreu pelo seguinte motivo; paralelo ao plano do entalhe a 1 mm, encontra-se a interface da solda de amanteigamento, região de alta heterogeneidade, com elevados níveis de dureza; associado a isso, tem-se a ZTA, que apresenta menor dureza e resistência mecânica. Esses fatores possivelmente foi responsável, para desviar o campo de tensão/deformação fazendo com que a trinca se propague na ZTA.

Lee et al.(2000), demonstraram que o campo de tensões à frente da trinca é governado pelas propriedades do material de menor resistência da interface. Nesse sentido a dureza verificada em todos as condições demonstraram que a ZTA é a região de menor resistência mecânica. O que justifica, a propagação de trinca nessa região

Resultados semelhante também foram encontrados por Li et al. (2015), que realizou ensaios de CTOD em juntas soldadas com aço DP780; os autores observaram que a ZTA nas condições de soldagem estabelecida apresentava uma dureza menor que o MB e que a trinca propagou longitudinalmente ao cordão de solda e na sequência desviou para dentro da ZTA, região de menor resistência mecânica. Também foi verificado que a zona plástica na ponta da trinca aumentava na região com menor dureza (menor resistência à deformação). Ou seja, nesse caso a zona plástica tende a perder a simetria em função da diferença de resistência à deformação dada pelas regiões adjacente ao plano de trinca. A Figura 4.66 ilustra o resultado obtidos por Li et al. (2015), com a propagação da trinca na ZTA, região de menor dureza.

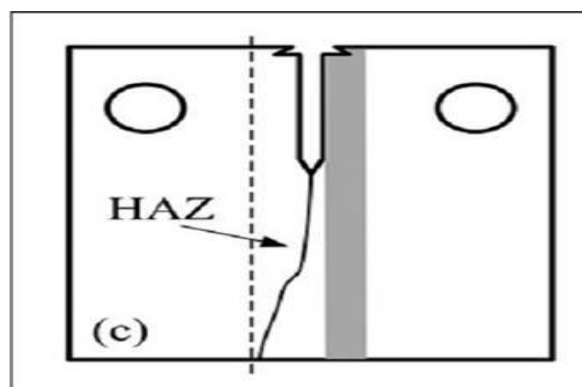


Figura 4.66: Propagação de trinca na ZTA (Li et al.,2015).

Esses resultados demonstram que avaliar a dissimilaridade em relação ao limite de resistência ao escoamento do metal de solda (σ_{YS}) com o limite de resistência ao escoamento

do metal de base (σ_{YB}) torna-se uma análise bastante conservadora, uma vez que na ZTA de uma junta dissimilar sofre mudanças significativa, do ponto de vista da microestrutura e das propriedades mecânicas.

Diante de tais observações, é provável que não se possa generalizar, para uma condição de *undermatch* ($M < 1$), e associa o desvio de trinca para o metal de solda, onde apresenta menor resistência mecânica, sem considerar o efeito das propriedades mecânicas da ZTA.

Outra observação importante, nas juntas soldadas e amanteigadas com Inconel 625 é que independente do modo de corrente utilizado, há semelhança para a propagação da trinca, com exceção da amostra IN625C-CP1, onde o plano da trinca de ensaio ficou próximo a uma região de maior penetração do cordão de solda. Com isso verificou que a trinca se propaga inicialmente em linha reta (na ZTA), e em seguida, ao se aproximar da interface, sofre um desvio em direção ao metal de solda. Nesse caso verifica-se que o caminho preferencial da trinca foi a Zona Δ (região de grãos grosseiros e menor resistência mecânica próxima a interface). Zona esta que de acordo a análise de microdureza apresenta os menores perfil de dureza como mostrado no Item 4.3.2(114). A Figura 4.67 mostra a propagação de trinca ao longo da Zona Δ .

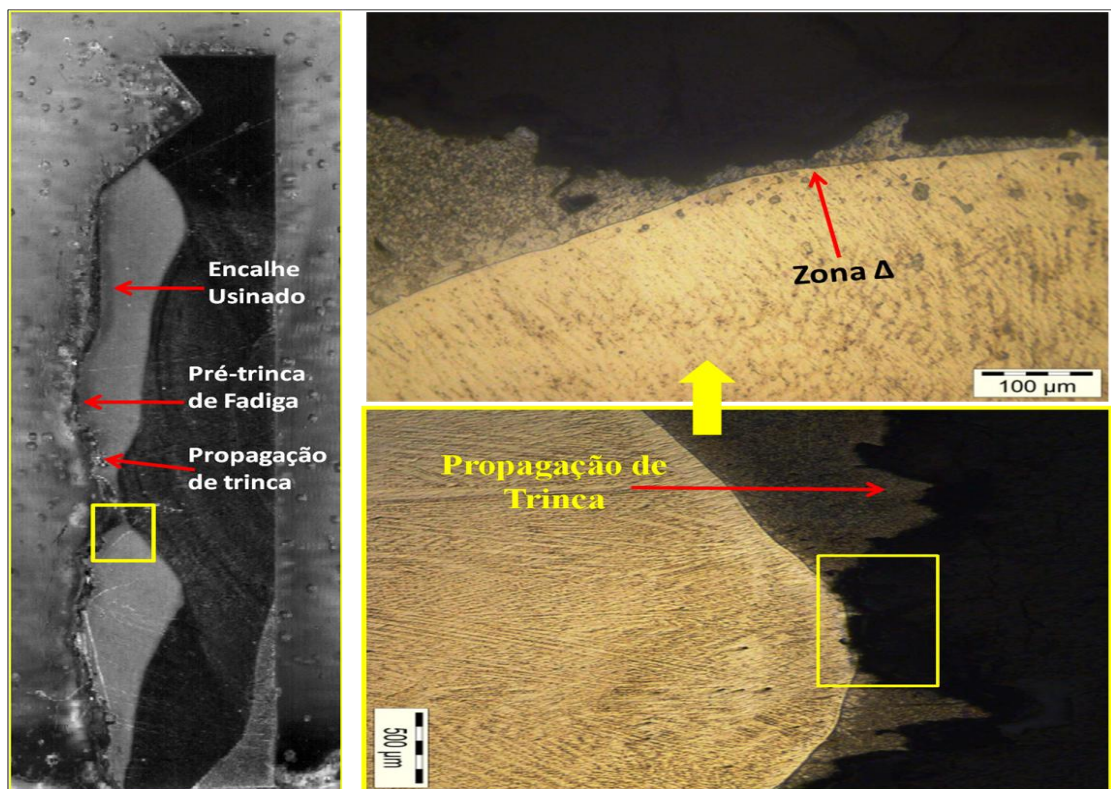


Figura 4.67: Propagação da trinca na Zona Δ para o espécime IN625C-CP1

Na Figura 4.65(c) e (d) apresenta o comportamento da propagação de trinca na interface AISI4130/Inconel 725. Observa-se que é muito semelhante ao que foi verificado na interface AISI4130/Inconel 625, ou seja, a trinca se propaga na ZTA. Nesse caso é possível verificar que a trinca mesmo propagando na ZTA, o desvio na direção do MB e menos acentuado, consequentemente, a trinca se propaga quase em linha reta. Esse comportamento está relacionado, a condição quase *evenmatch* (MB e o MS tem a mesma resistência ao escoamento com $M=1$), que apresentou um grau de dissimilaridade $M=0,94$. Esse grau de dissimilaridade nessa condição possivelmente possibilitou uma simetria do campo de tensão/deformação na ZTA, condicionando a propagação da trinca quase sem desvio.

Esse comportamento do campo de tensão/deformação em função do grau de dissimilaridade foi analisado para o caso de trinca posicionada na interface por Donato (2008). A Figura 4.68 (a), mostra a assimetria provocada no campo de tensão para $M=0,8$, desviando-o para o metal de menor resistência. Já na a Figura 4.68 (b), o campo de tensão simétrico a frente da ponta da trinca para a condição de $M=1$.

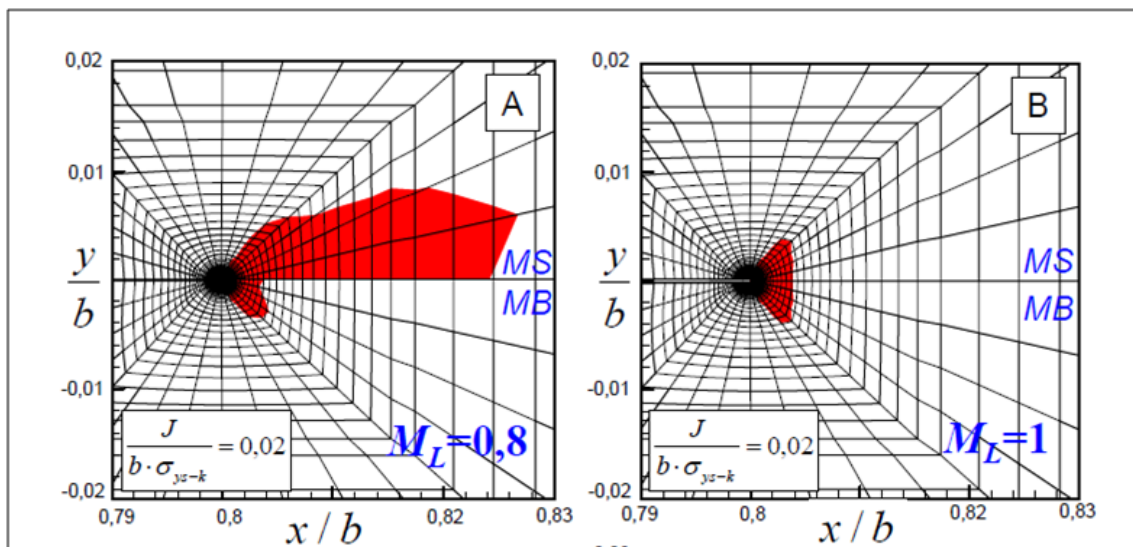


Figura 4.68: Campo de Tensão/ Deformação a frente da ponta da trinca a) *undermatch* $M=0,8$; b) *evenmatch*, $M=1$ DONATO (2008).

Quando ao efeito do hidrogênio, na propagação e desvio de trinca não foi verificado mudanças significativa, uma vez que o desvio de trinca se mantém de forma semelhante as que ocorreram na condição sem dopagem com hidrogênio.

CAPÍTULO V

5 CONCLUSÕES

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

- Os valores de CTOD mostraram que a tenacidade à fratura do aço AISI 4130 não foi influenciada pelo hidrogênio retido.
- Os valores de CTOD mostraram que a ZTA do amanteigamento com o modo de corrente pulsada e Inconel 625 é mais susceptível a fragilização pelo hidrogênio.
- A junta com Inconel 625 atende os critérios para aplicação em componentes de estruturas *offshore* em relação à tenacidade à fratura para ambientes não hidrogenados, independentemente do modo de corrente.
- O procedimento de soldagem é fundamental para o controle das Zonas Parcialmente Diluídas (ZPDs) na interface da solda de amanteigamento.
- A interface da solda de amanteigamento realizado com modo de corrente pulsado apresentou menores níveis de diluição para ambos os arames utilizados, no entanto, os melhores resultados com maior controle das zonas parcialmente diluídas (ZPD`s) foram obtidos com o Inconel 625.
- A formação da Zona M (Martensítica) ocorreu mais frequência na interface do amanteigamento com o Inconel 725.
- A formação de zonas frágeis do tipo "redemoinhos" e Zona M na interface do "amanteigamento" foram minimizadas com o modo de corrente pulsada usando o metal de adição Inconel 625.
- A formação da Zona Φ foi verificada de forma continua para ambos os modos de corrente pulsada e convencional.
- O TTAT não foi eficiente quanto à redução dos níveis de microdureza em regiões com presença de "redemoinhos" e Zona M. Além disso, proporcionou um aumento de dureza na Zona Φ .
- O uso do TTAT, independentemente do modo de corrente e do metal de adição provoca mudanças significativas na interface tornando mais frágil e conseqüentemente mais susceptível a fragilização pelo hidrogênio.

- Os procedimentos de soldagem adotados para a solda de amanteigamento junto com o pré-aquecimento mostraram-se eficaz no controle de microestruturas frágeis na ZTA ao proporcionar dureza que atende aos critérios das normas NACE MR 0175/ISO 15156, sem necessidade do uso do TTAT.
- A junta com Inconel 725 não atende os critérios mínimos de exigência em valores de CTOD da norma DNV-OS-F101.

CAPÍTULO VI

6 SUGESTÕES PARA TRABALHOS FUTUROS

Diante dos resultados obtidos nesse trabalho, fica recomendado para trabalhos futuros, nessa mesma linha de pesquisa o seguinte:

- Analisar tenacidade à fratura de juntas amanteigadas e soldadas de aços de menor teor de carbono como é o caso do F22 com o Inconel 725.
- Avaliar a fragilização por hidrogênio de juntas dissimilares em ambiente assistido.
- Comparar a tenacidade à fratura de juntas dissimilares com a pré-trinca de fadiga posicionada na linha de fusão e a 1 mm da interface.
- Realizar ensaios com baixas taxas de deformação e em ambiente assistido, utilizando espécimes SE(B) normalizados e submetidos a flexão em três com a trinca de fadiga na interface.

CAPÍTULO VII

7 REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS

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

ALBUQUERQUE, A.F. et al. *Avaliação da Microestrutura e Propriedades Mecânicas de Metais de Solda Obtidos por Processos de Soldagem Manual e Automatizado utilizado na Soldagem de Aço API 5L X80*. *Soldagem & Inspeção*, v. 16 p. 322-332, 2011

ALCÂNTARA, N. G. *Weld Metal Hydrogen Cold Cracking*. Cranfield Institute of Technology - School of Industrial Science, 322p, Cranfield, April, 1982 (PhD Thesis).

ALEXANDROV B.T. et al. *Fusion boundary microstructure evolution associated with embrittlement of Ni-base alloy overlays applied to carbon steel*, *Welding in the World*, v. v57, n. 1, p. 39–53, Dez. 2012.

ALVES. G.T, *Comportamento de Aço Estrutural API 5L X65 após Exposição ao Hidrogênio: Uma Abordagem Baseada na Fratura Dúctil*, Tese de Doutorado, Programa de Pós-Graduação em Engenharia de Materiais e de Processos Químicos. PUC-Rio, 2014

AMARAL .T S. et al. *Avaliação da Aplicação de um Atlas de Soldagem de um Aço Bainítico Microligado ao Nióbio*. *Soldagem & Inspeção* v. 22, p. 163-173, 2017.

AMERICAN PETROLEUM INSTITUTE- API 6A: *Specification for Wellhead and Christmas Tree Equipment*. 2011

ANDERSON, T. L. *Fracture Mechanics – Fundamentals and Applications*. 2º ed. United States. CRC Press, 2005.

ANDREWS, P .; MCQUEEN, M; MILLWOOD, N. *Fracture Toughness of Line Pipe Under Cathodic Protection Using Crack Tip Opening Displacement Tests*. *Corrosion Engineering*, USA, v. 57, n. 8, p. 721-729, ago, 2001.

API RP 2Z, *American Petroleum Institute. Recommended Practice for Preproduction Qualification for Steel Plates for Offshore Structures*, Fourth Edition, Washington, D.C., 2005.

ASTM E3 –: *Standard Guide for Preparation of Metallographic Specimens*. 2011

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

ASTM G129-00-R06, *Standard Practice for Slow Strain Rate Testing to Evaluate the Susceptibility of Metallic Materials to Environmentally Assisted Cracking*. American Society for Testing Materials, New York, 2006.

BAHRAMI, A. et al. *Assessing the integrity of subsea dissimilar joints to ensure safe operations*, 2010 Offshore Technology Conference, Houston, Texas, USA 3-6 May 2010

BAIXO, C. E. I., & DUTRA, J. C. *Efeito do Gás de Proteção e do Modo de Transferência na Aplicação da Liga 625 em Aço Carbono*. Soldagem e Inspeção. São Paulo, 14(4), p 313-319. 2009

BARBEDO, N. D. *Avaliação Comparativa dos processos de Soldagem GMAW e FCAW utilizando aço ASTM –36 para verificar a soldabilidade, propriedades mecânicas, metalúrgicas e Geométricas* Dissertação de Mestrado, Universidade Federal de Itajubá – Unifei, Itajubá. 83p. 2011.

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 06 a 10 de Novembro , Natal, RN, Brasil , 2016

BEAUGRAND, V. C. M.; SMITH, L. S.; GITTOS, M. F. *Subsea dissimilar joints: failure mechanisms and opportunities for mitigation* N. In: NACE, 2009b, Atlanta - Georgia - USA. NACE. p. Paper Nº 09305. 2009b

BEAUGRAND, V.C.M. et al. *Hydrogen embrittlement of 8630M/625 subsea dissimilar joints: factors that influence the performance*, Proceedings of the 28th International Conference on Ocean, Offshore and Arctic Engineering (OMAE2009) May 31-June 5, , Honolulu, Hawaii, USA, 2009 (a)

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

BOURGEOIS, D. *Hydrogen Assisted Crack in Dissimilar Metal Welds for Subsea Service under Cathodic Protection*. Doctoral dissertation, The Ohio State University. 2015.

BURK, J.D. & RIBARDO, C.L. *Thunder Horse – Materials, Welding and Corrosion Challenges and Solutions*, Offshore Technology Conference, Houston, Texas, USA 3-6 May 2010

CARRASCO, J. A.P. *Acoplamento de Modelos da Mecânica do Dano e da Fratura para a Avaliação da Integridade de Estruturas Sob Efeito do Hidrogênio Gerado em Sistemas de Proteção Catódica*. Tese de Doutorado em Pós – Graduação em Ciência e Engenharia de Materiais: UFCG, 2013.

CHATZIDOUROS, E.V. et al. *Hydrogen effect on fracture toughness of pipeline steel welds, with in situ hydrogen charging*. International Journal of Hydrogen **Energy**, USA, v. 36, p.12626-12643, jul. 2011.

CORTIAL, F. et al. *Heat treatments of weld alloy 625: influence on themicrostructure, mechanical properties and corrosion resistance* 1 Centre d'Etudes des Structures et des Materiaux Navals montagne - France 1994

COSTA, S.L.S I P. *Influência do hidrogênio na redução da tenacidade à fratura de um aço inoxidável supermartensítico* Itajahy Rio de Janeiro: UFRJ/ Escola Politécnica, 2015.

CRAIG, B.D. *Hydrogen Damage*. ASM Handbook v. **13A**, p 367-380, 2003.

CRAIG, B.D.; LANE R.A. *Environmentally Assisted Cracking: Comparing the Influence of Hydrogen, Stress and corrosion on Cracking Mechanisms*. Amptiac Quartely, V.9,n.1,p.17-24, 2005.

ĆWIEK, J. *Prevention Methods Against Hydrogen Degradation of Steel*. Journal of Achievements in Materials and Manufacturing Engineering, v. 43, n. 1, p. 214-221, 2010

DAI T. LIPPOLD J C. *Tempering effect on the fusion boundary region of alloy 625 weld overlay on 8630 steel*. Welding in the World, 2018

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

DNV -OS-F101: *Submarine pipeline systems*. 2007

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

DODGE, M.F. et al. *Environment-Induced Cracking in Weld Joints in Subsea Oil and Systems – Part II*". ASME 32st International Conference on Ocean, Offshore and Arctic Engineering, Nantes, France. 2013

DONATO G.·H. B et al. *Effects of weld strength mismatch on J and CTOD estimation procedure for SE(B) specimens*. Springer Science+Business Media B.V. 2009

DONATO, G. H. B. *Efeitos de heterogeneidades mecânicas sobre forças motrizes de trinca em juntas soldadas: determinação experimental de tenacidade e extensão de metodologias de avaliação de criticidade de defeitos*. Tese apresentada para obtenção do título de doutor em engenharia. Departamento de Engenharia Naval e Oceânica da Escola Politécnica da USP. São Paulo. 2008

DUFOUR, J.D., *An Introduction to Metallurgy*. 4 ed. Houston-TX, Cooper Cameron Corporation, 2002.

DUPONT, J. N. et al. *Microstructural Evolution and Weldability of Dissimilar Welds between a Super Austenitic Stainless Steel and Nickel-Based Alloys*. Welding Journal, USA, v. 82, n. 6, pp. 125-56, jun. 2003.

DUTRA, J. C. MIG/MAG - *Transferência Metálica por Curto-Circuito - Fontes de Soldagem versus Gases do Arco*. Soldagem e Inspeção, São Paulo, v. 13, n. 1, p. 019-024, Jan/ Mar 2008.

ELIAS, M. S. PARANHOS, R, *Avaliação Metalúrgica da Soldagem de Revestimento Inox Austenítico Sobre Aço SAE 4130*, Soldagem & Inspeção, v. 19 p. 343-352, 2014

ELIAZ, N et al. *Characteristics of Hydrogen Embrittlement, Stress Corrosion Cracking and Tempered Martensite Embrittlement in High Strength Steels*. Engineering Failure Analysis, v. 9, p. 167-184, 2002.

EMAMIAN, A., EMAMIAN, A., & KOWKABI, A. H. *Effects of fillerwire composition along with different pre-and post-heat treatment on mechanical properties of AISI 4130 welded by the GTAW process*. Materials Sciences and Applications, 2010

FASSINA et al. *Influence of Hydrogen and Low Temperature on Pipeline Steels Mechanical Behaviour*. Milano Science direct 2011

FENSKE, J. A., *Microstructure and hydrogen induced failure mechanisms in iron-nickel weldments*, Ph.D. Thesis, University of Illinois at Urbana-Champaign, USA, 2010.

FENSKE, J.A. et al. - Microstructure and hydrogen-induced failure mechanisms in Fe and Ni alloy weldments, *Metallurgical and Materials Transactions A*, Vol. 43a, September 2012—3011

FERREIRA ,D.C.F. *Fragilização por hidrogênio de juntas dissimilares em forjados submarinos*. Rio Welding. Petróleo Brasileiro S/A, Centro de Pesquisas Leopoldo Américo Miguez de Mello - CENPES, Rio de Janeiro, Brazil , 2014

GARZA, E.I.S., *Mechanical Properties and Microstructure of Large Steel Forgings for Applications in the Energy Sector*, University of Sheffield. 2017

GHOSH, P. K. et al. *Pulsed current gas metal arc welding under different shielding and pulse parameters*. Part 1: Arc characteristics. ISIJ international, 49(2), 251-260. 2009.

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

HAGIWARA, N.; OGUCHI, N. *Fracture Toughness of Line Pipe Under Cathodic Protection Using Crack Tip Opening Displacement Tests*. Corrosion Engineering, USA, v. 55, n. 5, p. 503-511, mai, 1999.

HALDORSEN et al. *Recent experiences with cracking of load bearing dissimilar metal welds on subsea production systems*. International Conference on Ocean, Offshore and Arctic Engineering. Trondheim, Norway June. 25-30, 2017.

HIPPERT JR., E. *Investigação experimental do comportamento dúctil de aços API-X70 e aplicação de curvas de resistência J-a para previsão do 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.

HODGE, F.G. *The History of Solid-Solution-Strengthened Ni Alloys for Aqueous Corrosion Service*. JOM Journal of the Minerals, Metals and Materials Society, USA, v. 58, n. 9, p. 28-31, sep. 2006.

ISO 12135 – *Metallic materials — Unified method of test for the determination of quasi static fracture toughness*, 2002.

ISO 15653 – *Metallic materials — Method of test for the determination of quasistatic fracture toughness of welds*, 2010

JUNIOR, G.R. *Novos métodos de Controle da Soldagem MIG/MAG*. Tese apresentada para obtenção do título de doutor em engenharia. Programa de Pós Graduação em Engenharia Mecânica. Universidade Federal de Santa Catarina, 2002

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

KIM Y. J., SCHWALBE K. H. *Numerical analyses of strength mis-match effect on local stresses for ideally plastic materials*. Institute of Material Research, GKSS Centre, pp 1177-1199, 2003.

KIM, Y. J., LEE, H., “*Decomposition of Interfacial Crack Driving Forces in Dissimilar Joints*”. KSME International Journal, Vol.14, Nº 1, pp 30-38, 2000.

KOU, S. *Welding Metallurgy*. 2. ed. New York: Willey Inter Science Publisher, 2003

KVAALE, E. *et al.* (2004) - Experience with qualification and use of stainless steels in subsea pipelines, *Proceedings of OMAE04 23rd International Conference on Offshore Mechanics and Arctic Engineering*, Vancouver, British Columbia, Canada June 20-25, 2004.

LEE, H. K et al. *Fracture resistance of a steel weld joint under fatigue loading*. Engineering Fracture Mechanics, v. 66, n. 4, p. 403–419, 2000.

LI, S et al. *Microstructure and fatigue crack growth behavior in tungsten inert gas welded DP780 dual-phase steel*. Materials and Design, v. 85, p. 180 –189, 2015.

LOUTHAN JR., M.R *Hydrogen Embrittlement of Microstructure on the Failure Analys J. Fail.AN Anal. and Preven*, V.8,p 289-30, 2008.

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*. f. Dissertação, Universidade Federal do Ceará, Fortaleza, 2008.

MARQUES, P et al.. *Soldagem -Fundamentos e Tecnologia*. 2º Edição. Editora UFMG, Belo Horizonte, 2009.

MATHEW, M. D et al. *Creep Properties of Service- Exposed Alloys 625 After Re-solution Annealing Treatment*. Materials Science and Engineering A, v. 372, p. 327-333, 2004.

MEDEIROS, E.G. *Avaliação de Método de Proteção Catódica Remota para Instalação Submarinas*. Dissertação Mestrado em Eng. Mecânica e de Materiais UFRJ 2005.

MILITITSKY et al. *Assessment of Dissimilar Metal Interfaces for Sub- Sea Application under Cathodic Protection*. ASM International, Member/Customer Service Center Materials Park OH 44073-0002 United States. 2010.

MIRANDA, PEV. *Efeitos do Hidrogênio em aços inoxidáveis austeníticos*. *Gases em Metais e Ligas*. Fundamentos e Aplicações na Engenharia 291-353p. 1994

MOORE F. PISARSKI H. *CTOD and pipelines – the past, present and future*. Paper presented at the 6th International Pipeline Technology Conference (Rudi's Pipeline Conference), 6-9 October Ostend, Belgium, 2013

NORRISH, J. *Advanced welding process*. Bristol: IOP. 375 p. , 2006.

NACE MR0175 – *Petroleum and natural gas industries – Materials for use in H₂S-containing environments in oil and gas production – Part 2: Cracking-resistant carbon and low alloy steels, and the use of cast irons* 2009.

NOVA, A.M V. *Influência da corrente de soldagem e da composição do metal de adição sobre o comportamento mecânico de juntas soldadas dissimilares*. Dissertação de Mestrado em Engenharia Mecânica : UFPB, 2014

OLDEN, V.et al.,“*The effect of pwht on the material properties and micro structure in inconel 625 and inconel 725 buttered joints*”.In: The 22nd International Conference on Offshore Mechanics & Arctic Engineering, Cancun, Mexico, 2003.

OLIVEIRA, G. L. G. *Soldagem dissimilar dos aços AISI 8630M e ASTM A182 F22 para aplicações subaquáticas*. 205 p. Tese (Doutorado em Engenharia e Ciência dos Materiais) Centro de Tecnologia, UFCE, Fortaleza, Brasil, 2013.

OSHL et al. *Influence of Welding Techniques on Heat Affected Zone Softening of Dissimilar Metal Maraging Steel and High Strength Low Alloy Steel Gas Tungsten Arc Weldments..* Madhusudhan Reddy Gankidi .The Indian Institute of Metals - IIM 2016

PONOMAREV, V. *Arc process statistical analysis*, JOM-Institute, DTU-Helsingor, Denmark, pp. 59-100.1997

POPE, A. M. et al. *Fracture toughness of X60/alloy 625 welded joint*. In: *24th International Conference on Off-shore Mechanics and Arctic Engineering – OMAE.*, Halkidiki, Greece. Paper n. OMAE2005-67026, 2005

PRAVEEN, P. et al. *Behaviour of metal transfer modes in pulse gas metal arc welding of aluminum*, Proceedings of 2006 Advanced Materials Processing Technologies Conference, pages pp. 1-8, Las Vegas, USA.

QUITES, A. M. *Metalurgia na soldagem dos aços*. Soldasoft, Florianópolis, 2008.

RIBEIRO, H V. *Caracterização microestrutural e mecânica de juntas soldadas a laser em um aço ARBL..* Tese (Doutorado em Materiais Metálicos, Cerâmicos e Poliméricos) - Escola de Engenharia de Lorena, Universidade de São Paulo, Lorena, 2016.

SANDES, S.S et al. *Avaliação de Revestimentos de Liga de Níquel 625 Depositados pelo Processo Eletroescória*. *Soldag. insp.* [online]. 2016, vol.21, n.4, pp.417-427. Epub Jan 05, 2017. ISSN 0104-9224. <http://dx.doi.org/10.1590/0104-9224/si2104.03>

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

SILVA, C. C. *Revestimentos de Ligas de Níquel Depositados pelo Processo TIG com Alimentação de Arame Frio - Aspectos Operacionais e Metalúrgicos*. (Doutor). Engenharia Metalúrgica e de Materiais, Universidade Federal do Ceará, Fortaleza, 2010.

SILVA,C.C. et al. *Mechanical Properties and Microstructural Characterization of Aged Nickel-based Alloy 625 Weld Metal*, The Minerals, Metals & Materials Society and ASM International, 2018, <https://doi.org/10.1007/s11661-018-4526-2>

SILVA, C.C, AFONSO, C.R.M., RAMIREZ, A.J, MOTTA, M.F, MIRANDA,H.C, FARIAS, J.P, *Aspectos Metalúrgicos de Revestimentos Dissimilares com a Superliga à Base de Níquel Inconel 625*, *Soldagem & Inspeção*, v. 17 p. 251-263, 2011

SILVA, R. S. et al..*Caracterização macro e microestrutural do aço AISI 4130 amantado com ligas de níquel pelo processo gmaw*, 13º Congresso Iberoamericano de Ingeniería Mecánica Lisboa, Portugal, 2017

SOARES, J P. et al. *Efeito dos Tratamentos Térmicos de Normalização e de Solubilização na Microestrutura de uma Junta Dissimilar Soldada entre um Tubo de Aço API 5L X-52 e o Inconel 625*. *Soldag. insp.*, São Paulo , v. 22, n. 4, p. 357-373, Oct. 2017

SONG et al. *Experimental Investigation of the Effect of Hydrogen on Fracture Toughness of 2.25Cr-1Mo-0.25V Steel and Welds after Annealing*.Materials Published: 27 March, 2018

SPECIAL METALS CORPORATION, “*Product Handbook of High Performance Nickel Alloys*”, 2018 [http:// www.specialmetals.com/assets/smc/documents/pcc-8064-sm-alloy-handbook -v04.pdf](http://www.specialmetals.com/assets/smc/documents/pcc-8064-sm-alloy-handbook-v04.pdf)

STROE, M. E., *hydrogen embrittlement of ferrous materials*.Romania: UniversiteLibre De Bruxelles., 2006

SUAVE L.M. et al. *Microstructural Evolutions During Thermal Aging of Alloy 625: Impact of Temperature and Forming Process*. The Minerals, Metals & Materials Society and ASM International, 2014

TAHA, A. SOFRONIS, P. *A Micromechanics Approach to the study of Hydrogen Technology* - School of Industrial Science, 322p, Cranfield, April, 1982 (PhD Thesis). Texas, USA 3-6 May 2010

TIWARI et al. *A study of internal hydrogen embrittlement of steels*. *Materials Science and Engineering: A*, 286(2), 269-281 2000s, 7(6), 427-450. 2000

WOODTLI, J.; KIESELBACH, R. *Damage due to Hydrogen Embrittlement and Stress Corrosion Cracking*. *Engineering Failure Analysis*, v. 7, p. 427-450, 2000.

YANG et al. *Correlation of microstructure and fracture toughness of advanced 9Cr/CrMoV dissimilarly welded joint*. *Materials Science & Engineering A*, v. 638, p. 240–250, 2015.

YANG, Y. (2007) - *Mechanisms of Macrosegregation Formation near Fusion Boundary in Welds Made with Dissimilar Filler Metals*, *Proceedings of Materials Science and Technology 2007 Conference*, Detroit, MI, September 16-20, 2007.

ZHANG, H. et al. *Influence of weld mis-matching on fatigue crack growth behaviors of electron beam welded joints*. *Materials Science and Engineering: A*, v. 334, n. 1–2, p. 141-146, 9/1/ 2002.