



Universidade Federal da Paraíba

Centro de Tecnologia

Programa de Pós-Graduação em Engenharia Mecânica

Doutorado



**ANÁLISE DA INFLUÊNCIA DA CARGA DE
HIDROGENAÇÃO NA TENACIDADE À FRATURA
QUASE ESTÁTICA DE JUNTAS SOLDADAS
DISSIMILARES**

Por

Esdras Carvalho da Costa

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

ESDRAS CARVALHO DA COSTA

**ANÁLISE DA INFLUÊNCIA DA CARGA DE
HIDROGENAÇÃO NA TENACIDADE À FRATURA
QUASE ESTÁTICA DE JUNTAS SOLDADAS
DISSIMILARES**

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.

Orientadora: Danielle Guedes de Lima Cavalcante, Dr.

João Pessoa–Paraíba

Agosto, 2018.

Catálogo na publicação
Seção de Catalogação e Classificação

C838a Costa, Esdras Carvalho da.

Análise da influência da carga de hidrogenação na tenacidade à fratura quase estática de juntas soldadas dissimilares / Esdras Carvalho da Costa. - João Pessoa, 2018.

191 f. : il.

Orientação: Danielle Cavalcante.

Tese (Doutorado) - UFPB/CT.

1. Tenacidade quase estática. 2. Permeação por hidrogênio. 3. Junta soldada dissimilar. 4. Hidrogenação. 5. Fragilização. 6. CTOD. I. Cavalcante, Danielle. II. Título.

UFPB/BC

ANÁLISE DA INFLUÊNCIA DA CARGA DE HIDROGENAÇÃO NA TENACIDADE À FRATURA QUASE ESTÁTICA DE JUNTAS SOLDADAS DISSIMILARES

por

ESDRAS CARVALHO DA COSTA

Tese aprovada em 30 de agosto de 2018

Danielle Guedes de Lima Cavalcante

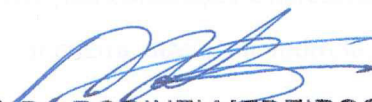
Profa. Dra. DANIELLE GUEDES DE LIMA CAVALCANTE

Orientador - UFPB



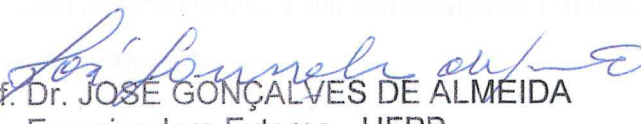
Prof. Dr. JOSINALDO PEREIRA LEITE

Examinador Interno - UFPB



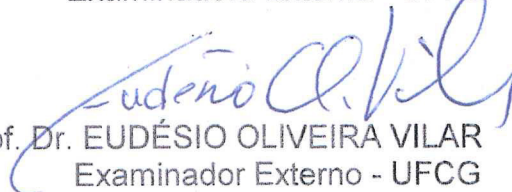
Prof. Dr. RODINEI MEDEIROS GOMES

Examinador Interno - UFPB



Prof. Dr. JOSÉ GONÇALVES DE ALMEIDA

Examinadora Externa - UFPB



Prof. Dr. EUDÉSIO OLIVEIRA VILAR

Examinador Externo - UFCG

IN MEMORIAN

Dedico este trabalho em especial ao meu eterno orientador que me acompanhou desde o início da minha formação como acadêmico, o **Prof. Dr. SEVERINO JACKSON GUEDES DE LIMA**, que teve a iniciativa e a competência em abraçar este projeto de pesquisa REMULT oferecido pelo o CENPES, no qual ficou na frente coordenando cinco instituições federais UFPB, UFCG, UFPE, UFC e UFPR, na pesquisa em determinar o melhor procedimento de soldagem em juntas dissimilares que minimize o risco de fragilização pelo hidrogênio proveniente da proteção catódica.

Além do mais sendo o pioneiro em nossa instituição em montar um laboratório de solidificação (LSR) e juntamente com outros profissionais montar um laboratório de soldagem e ampliar o LSR com um novo laboratório mais sofisticado com novos equipamentos, inclusive com um MET.

Infelizmente Deus lhe chamou para perto Dele, mas sempre grato, pois sua passagem aqui em nosso meio foi de edificação, construção e acréscimo, contribuindo para que novos profissionais, inclusive eu, de maneira direta ou indireta, evoluíssem em suas carreiras profissionais e acadêmicas.

Obrigado professor **Dr. SEVERINO JACKSON GUEDES DE LIMA**, pois o que me tornei hoje como profissional acadêmico teve a sua contribuição e influência, pois a sua memória e ensino já faz parte da minha vida.

AGRADECIMENTOS

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

A minha orientadora e professora Danielle Guedes de Lima Cavalcante, por abraçar esta pesquisa e se dispor a ser minha orientadora.

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

Ao professor Eudésio Oliveira Vilar, por acreditar neste trabalho e me proporcionar mais conhecimentos na área da eletroquímica e enriquecimento deste trabalho de pesquisa.

Ao Aluno Mc. João Paulo Dantas de Carvalho, aluno de doutorado do (UFCG/UAEQ/LEEq) que acompanhou os meus ensaios de permeação por hidrogênio.

Aos técnicos e laboratório de solidificação rápida da Universidade Federal da Paraíba (UFPB/PPGEM/LSR) e pelo apoio e dedicação nos trabalhos de usinagem.

Aos técnicos do UFPB/PPGEM/LABEME) pelo apoio e dedicação nos trabalhos práticos.

Aos técnicos Arthur, Romoaldo, Josivan, Ailton e Willams da oficina mecânica da Universidade Federal da Paraíba (UFPB/CT) pelo o apoio e dedicação nos trabalhos de usinagem.

Aos colegas pesquisadores Adiana, Fabrício, Ronelles, Saulo e Carrasco pela participação, incentivo, espírito de grupo e compreensão.

A todos os Membros da Banca Examinadora pela honrosa participação no julgamento desta pesquisa e, conseqüentemente, na avaliação final deste trabalho de tese.

Ao Laboratório de Engenharia Química da Universidade Federal de Campina Grande (UFCG/UAEQ/LEEq) que me auxiliaram nos ensaios eletroquímicos de permeação por hidrogênio com a coordenação do professor Eudésio Oliveira Vilar que sem o qual os trabalhos de permeação não teriam sido alcançados.

Ao Centro Nacional de Pesquisa (CNPq), que me contribuiu com uma bolsa de doutorado, que me ajudou plenamente na minha manutenção e compra de materiais vinculados a pesquisa do meu doutorado.

ANÁLISE DA INFLUÊNCIA DA CARGA DE HIDROGENAÇÃO NA TENACIDADE À FRATURA QUASE ESTÁTICA DE JUNTAS SOLDADAS DISSIMILARES

RESUMO

O presente trabalho analisou a influência da carga de hidrogênio na tenacidade quase estática de uma junta soldada dissimilar, constituída dos metais de base aço AISI 8630M e ASTM A-36, tendo como metal de adição o arame AWS ERNiCrMo-3 (comercialmente conhecido como INCONEL 625). A referida junta, que é uma das mais utilizadas no setor petrolífero, vem apresentando fraturas frágeis nas regiões da ZTA, em consequência das transformações metalúrgicas e mecânicas causadas pelo aporte térmico de soldagem. O parâmetro de tenacidade à fratura utilizada foi o de deslocamento de abertura da ponta da trinca, conhecido como CTOD (*Crack Tip Open Displacement*). Por se tratar de uma junta soldada os corpos-de-prova utilizados foram do tipo SE(B), submetidos à flexão em três pontos e testados ao ar após previa hidrogenação. A hidrogenação dos corpos de prova de CTOD foi realizada em solução de NaCl sob cargas de $-650 \text{ mV}_{\text{SCE}}$, $-850 \text{ mV}_{\text{SCE}}$ e $-1100 \text{ mV}_{\text{SCE}}$. Os testes eletroquímicos de permeação utilizados na quantificação do hidrogênio retido foram realizados tanto na ZTA quanto no MB em dois níveis de carga de $-650 \text{ mV}_{\text{SCE}}$ e $-1100 \text{ mV}_{\text{SCE}}$. Em termos do parâmetro CTOD, os resultados não indicaram influência do hidrogênio na fragilização da junta soldada, analisados nos três níveis de pré – cargas de hidrogenação pré – estabelecidos. Por sua vez, em termos de permeação por hidrogênio, houve um aumento no número de sítios intersticial aprisionadores da ZTA em comparação com o MB.

Palavras chave: Tenacidade quase estática, permeação por hidrogênio, junta soldada dissimilar, hidrogenação, fragilização, CTOD.

ANALYSIS OF THE INFLUENCE OF THE HYDROGENATION LOAD IN THE QUASISTATIC TOUGHNESS OF WELDED JOINT DISSIMILAR

ABSTRACT

The present work analyzed the influence of hydrogen on the quasistatic toughness of welded joint dissimilar, consisting of AISI 8630M and ASTM A-36 steel base metals, with AWS ERNiCrMo-3 filler metal (commercially known as INCONEL 625). This joint, which is one of the most used in the oil industry, has presented brittle fractures in the ZTA regions, as a consequence of the metallurgical transformations and residual stresses caused by the thermal welding. The fracture toughness parameter used was the crack tip aperture displacement, known as Crack Tip Open Displacement (CTOD). Because it was a welded joint, the specimens used were of type SE (B), submitted to three-point bending and tested in the air after previous hydrogenation. The hydrogenation of CTOD specimens was performed in NaCl solution under loads of $-650 \text{ mV}_{\text{SCE}}$, $-850 \text{ mV}_{\text{SCE}}$ and $-1100 \text{ mV}_{\text{SCE}}$. The electrochemical permeation tests used in the quantification of the retained hydrogen were performed in both the ZTA and the MB at two load levels of $-650 \text{ mV}_{\text{SCE}}$ and $-1100 \text{ mV}_{\text{SCE}}$. In terms of the CTOD parameter, the results did not indicate the influence of the hydrogen in the welded joint embrittlement, analyzed in the three levels of established hydrogenation preloads. In turn, in terms of hydrogen permeation, there was an increase in the number of trapping sites of HAZ compared to MB.

Keywords: Quasistatic toughness, hydrogen permeation, weld strength mismatch, hydrogenation, embrittlement, CTOD.

SUMÁRIO

RESUMO.....	v
ABSTRACT.....	vi
LISTA DE FIGURAS.....	x
LISTA DE TABELAS.....	xviii
LISTA DE SÍMBOLOS, ABREVIATURAS E LETRAS GREGAS.....	xix
CAPÍTULO I.....	1
1. APRESENTAÇÃO.....	1
1.1 INTRODUÇÃO.....	1
1.1.1 Contribuição do trabalho.....	4
1.2 OBJETIVOS.....	5
1.2.1 Objetivo Geral.....	5
1.2.2 Objetivos Específicos.....	5
CAPÍTULO II.....	6
2. REVISÃO BIBLIOGRÁFICA.....	6
2.1 PROCESSOS DE SOLDAGEM.....	6
2.1.1 Soldagem de metais dissimilares.....	6
2.1.2 Zona termicamente afetada pelo o calor (ZTA).....	6
2.1.3 Microestrutura da solda.....	9
2.1.4 Macrosegregação em soldas de metais dissimilares.....	12
2.1.5 Carbonetos.....	17
2.1.6 Amanteigamento.....	18
2.1.7 Carbono equivalente.....	19
2.2 TRATAMENTO TÉRMICO.....	20
2.2.1 Têmpera.....	20
2.2.2 Tratamento térmico de alívio de tensões após soldagem (TTPS) e revenido.....	20
2.2.3 Preaquecimento.....	21
2.3 MÊCANICA DA FRATURA ENSAIO CTOD SE(B).....	22
2.3.1 Força máxima de flexão para produção da pré trinca de fadiga.....	22
2.3.2 Metodologia para determinação experimental do CTOD.....	23
2.3.3 Definição de CTOD em juntas soldadas.....	30

2.3.4 Mecanismo de fratura e fractografia.....	32
2.4 PERMEACÃO POR HIDROGÊNIO.....	37
2.4.1 Potencial de proteção catódica.....	37
2.4.2 Interação hidrogênio e metal.....	40
2.4.3 Difusão ideal, leis de Fick.....	43
2.4.4 Aprisionadores do hidrogênio.....	45
2.4.5 Fragilização por hidrogênio.....	47
2.4.6 Permeação por hidrogênio.....	50
2.4.7 Transiente por permeação por hidrogênio.....	52
CAPÍTULO III.....	59
3. MATERIAIS E MÉTODOS.....	59
3.1 MATERIAIS DE CONSUMO.....	59
3.1.1 Metal de base de estudo.....	59
3.1.2 Metal de adição.....	60
3.1.3 Gás de proteção.....	61
3.2 EQUIPAMENTOS.....	61
3.2.1 Equipamentos para usinagem.....	61
3.2.2 Equipamento para tratamento térmico.....	61
3.2.3 Equipamento para soldagem.....	62
3.2.4 Equipamento para o ensaio de CTOD SE(B).....	63
3.2.5 Equipamento para hidrogenação dos corpos de prova.....	64
3.2.6 Modelo esquemático para permeação por hidrogênio (DEVANATHAN E STACHURCKI).....	65
3.2.7 Equipamentos para microscopia eletrônica de varredura (MEV) e microscopia ótica (MO).....	67
3.3 PROCEDIMENTOS DE ENSAIO.....	67
3.3.1 Tratamento térmico das chapas AISI 8630M.....	67
3.3.2 Preparação das chapas ASTM A36 e AISI 8630M.....	70
3.3.3 Parâmetros para o processo de amanteigamento e soldagem.....	71
3.4 PREPARAÇÕES DOS CORPOS DE PROVA.....	76
3.4.1 Hidrogenação dos corpos de prova.....	76
3.4.2 Ensaio de tenacidade à fratura CTOD SE(B) e pré-trinca de fadiga.....	77
3.4.3 Ensaio de permeação por hidrogênio.....	80
3.4.4 Ensaio de dureza.....	82
3.4.5 Ensaio de microdureza.....	83

3.4.6 Ensaio de tração.....	84
3.4.7 Ensaio de caracterização microestrutural.....	86
3.5 FLUXOGRAMA DA METODOLOGIA APLICADA.....	87
CAPÍTULO IV.....	88
4. RESULTADOS OBTIDOS.....	88
4.1 ANÁLISE METALOGRAFICA.....	88
4.2 ENSAIOS DE DUREZA E MICRODUREZA NA JUNTA SOLDADA.....	103
4.2.1 Dureza.....	103
4.2.2 Perfil de microdureza da junta soldada.....	104
4.2.3 Microdureza pontual.....	107
4.3 ENSAIOS DE TRAÇÃO.....	108
4.4 ENSAIOS DE MECÂNICA DA FRATURA – CTOD.....	111
4.5 FRACTOGRAFIA.....	120
4.6 PROPAGAÇÃO DA TRINCA DOS ENSAIOS DE CTOD.....	125
4.7 ENSAIOS ELETROQUÍMICOS DE PERMEAÇÃO POR HIDROGÊNIO.....	131
4.7.1 Permeação por hidrogênio.....	131
4.7.2 Caracterização do aprisionamento.....	138
CAPÍTULO V.....	144
5. CONCLUSÕES.....	144
CAPÍTULO VI.....	147
6. SUGESTÕES PARA TRABALHOS FUTUROS.....	147
CAPÍTULO VII.....	148
7. REFERÊNCIAS.....	148
ANEXO A – CURVAS ORIGINAIS DA PRÉ – TRINCA DE FADIGA E DOS ENSAIOS DE MECÂNICA DA FRATURA POR AMOSTRA.....	159
ANEXO B – CARACTERIZAÇÃO DA COMPOSIÇÃO QUÍMICA DO AÇO AISI 8630M.....	167

LISTA DE FIGURAS

Figura 1.1	Progressão na exploração em águas profundas. (Fonte: TOOD, 2010).	01
Figura 1.2	Figura 1.2: Falhas em instalações <i>offshore</i> nas ZPDs do amanteigamento em flanges de aço AISI 8630M e o MA INCONEL 625: a) Golfo do México 2005, (Fonte: HALDORSEN, 2017); b) Mar do Norte, Asgard, 2001, (Fonte: KVAALE, 2004).	02
Figura 2.1	Microestrutura criada na ZTA e metal de solda solidificada como uma consequência do procedimento de soldagem, (Fonte: <i>Adaptado de</i> FENSKE, 2010).	08
Figura 2.2	Comparação de microestruturas em: a) um único cordão; b) uma solda de múltiplos passes, (Fonte: DODGE, 2014).	09
Figura 2.3	Modos de solidificações básicas: a) solidificação planar de um metal puro; b) solidificação celular de um metal com uma quantidade pequena de impurezas; c) solidificação de dendrítico colunar de um metal com várias porcentagens de impureza; d) solidificação de equiaxial dendrítico de um ciclo hexanol com impureza, (Fonte: FENSKE, 2010).	10
Figura 2.4	Variações em gradiente de temperatura, G , e taxa de crescimento, R , ao longo do limite da poça de solda, (Fonte: FENSKE, 2010).	12
Figura 2.5	Formação de macrosegregação do limite de fusão incluindo praias, penínsulas, e ilhas quando metal de enchimento for $T_{LW} < T_{LB}$, (Fonte: Adaptado de FENSKE, 2010).	14
Figura 2.6	Formação de macrosegregação no fundo da solda causado por um metal de enchimento dissimilar misturado parcialmente isso faz $T_{LW} < T_{LB}$, (Fonte: Adaptado de FENSKE, 2010).	15
Figura 2.7	Micrografia da interface dissimilar: a) Centro do cordão de solda; b) Entre passes. (Fonte: BEAUGRAND, <i>et al.</i> , 2009b).	17
Figura 2.8	Ilustração de uma típica microestrutura na linha de fusão de uma junta dissimilar ferrítica-austenítica. (Fonte: <i>Adaptado de</i> DODGE, 2014).	18
Figura 2.9	Estimativa de CTOD do modelo de faixa de rendimento. (Fonte: ANDERSON, 2005).	24
Figura 2.10	Curvas características do ensaio CTOD. (Fonte: ISO 12135: 2002).	25
Figura 2.11	Definição da componente plástica. (Fonte: ISO 12135: 2002).	25

Figura 2.12	Corpo de prova SE(B) preparado para o ensaio de flexão de três pontos. (Fonte: DONATO, 2008).	26
Figura 2.13	Abertura no corpo de prova no ensaio de CTOD. (Fonte: CAVALCANTE, 2014 <i>adaptado de</i> ANDERSON, 2005).	26
Figura 2.14	Relações Geométricas dos CPs tipo SE(B). (Fonte: ISO 12135:2002).	27
Figura 2.15	Medição da pré trinca de fadiga do corpo de prova SE(B). (Fonte: ISO 12135: 2002).	30
Figura 2.16	Ilustração esquemática estrutural assimétrica de trincas na interface de soldagem e a decomposição do CTOD total (δ) em suas parcelas δ_{LS} e δ_{HS} . (Fonte: DONATO, 2008).	32
Figura 2.17	Mecanismo de Fratura: (a) Clivagem; (b) Intergranular; (c) Dúctil (Fonte: RIBEIRO, 2016).	33
Figura 2.18	Fratura por clivagem. (Fonte: RIBEIRO, 2016).	33
Figura 2.19	Fratura intergranular. (Fonte: RIBEIRO, 2016).	34
Figura 2.20	Fratura dúctil. (Fonte: RIBEIRO, 2016).	35
Figura 2.21	Detalhe da trinca rente à interface entre o INCONEL 625 e o MB 8630M. (Fonte: Parte II: DODGE, 2013).	36
Figura 2.22	Trinca ligando entre regiões planares perto da ponta da trinca entre o INCONEL 625 e o MB 8630M. (Fonte: Parte II: DODGE, 2013).	36
Figura 2.23	Imagem 8630/INCONEL 625, superfície de fratura no lado da solda com uma larga região de fratura quase clivagem. (Fonte: Parte II: DODGE, 2013).	37
Figura 2.24	Reações anódicas e catódicas na superfície de um metal imerso no mar. (Fonte: <i>Adaptado de</i> CARRASCO, 2013).	39
Figura 2.25	Diagrama de polarização do aço em água do mar representando processos de corrosão e proteção catódica. (Fonte: FENSKE, 2010).	40
Figura 2.26	Etapas da hidrogenação de um metal: I-adsorção física; II-adsorção química dissociativa; III-absorção; IV-difusão. (Fonte: CORREA, 2011).	41
Figura 2.27	Diagrama unidimensional de energias potenciais de átomos de H na superfície de um metal M e imediatamente abaixo dela (adsorção na superfície). (Fonte: CORREA, 2011).	42
Figura 2.28	Cubo de face centrada. (Fonte: <i>Adaptado de</i> STROE, 2006).	43
Figura 2.29	Cubo de corpo centrado. (Fonte: <i>Adaptado de</i> STROE, 2006).	44

Figura 2.30	Desenho esquemático da interação do hidrogênio com a microestrutura metálica: (a) solução sólida; (b) hidrogênio-soluto; (c) atmosfera de discordância; (d) acúmulo no contorno de grão; (e) acúmulo na interface matriz-partícula; (f) hidrogênio recombinado em vazios. (Fonte: OLIVEIRA, 2013).	45
Figura 2.31	Esquema das relações de energia da difusão e aprisionamento de H em um sistema metal-H. (Fonte: CORREA, 2011).	46
Figura 2.32	Representação esquemática do modelo HEDE. (Fonte: CARRASCO, 2013 <i>adaptado de STROE, 2006</i>).	48
Figura 2.33	Representação esquemática do modelo HELP, (Fonte: CARRASCO, 2013 <i>adaptado de STROE, 2006</i>).	50
Figura 2.34	Esquema do sistema experimental para os testes eletroquímicos de permeação de hidrogênio. (Fonte: SEGUNDO <i>et al.</i> , 2014).	52
Figura 2.35	Transiente de permeação de hidrogênio sob fluxo constante de hidrogênio no lado de entrada na membrana pelo método galvanostático. (Fonte: CARRASCO, 2013).	54
Figura 2.36	Curvas de permeação representada em coordenadas de fluxo-tempo. (Fonte: STROE, 2006).	55
Figura 2.37	Curvas de permeação representadas em coordenadas normalizadas. (Fonte: STROE, 2006).	57
Figura 3.1	Modelos Esquemáticos da chapa soldada e localização dos corpos de prova na chapa soldada: a) Chapa da junta soldada utilizado no trabalho; b) CPs do ensaio de CTOD; c) CPs do ensaio de tração; d) CPs do ensaio eletroquímico de permeação. (Fonte: Autoria própria).	60
Figura 3.2	DIGIPlusA7/450A – ARM 7 de 32 bits. (Fonte: Autoria própria).	62
Figura 3.3	SERVO – PULSER SHIMADSU de 200 kN. (Fonte: ALMEIDA, 2014).	63
Figura 3.4	Clipgage SHIMADZU. (Fonte: ALMEIDA, 2014).	63
Figura 3.5	Arranjo físico do sistema de proteção catódica e hidrogenação. (Fonte: ALMEIDA, 2014).	64
Figura 3.6	Distribuição das cubas de hidrogenação no freese. (Fonte: Autoria própria).	65
Figura 3.7	Modelo esquemático do ensaio de permeação por hidrogênio.	66
Figura 3.8	Ciclo térmico de têmpera para o aço AISI 8630M. (Fonte: COSTA, 2013).	68
Figura 3.9	Ciclo térmico de revenido para o aço SAE 8630. (Fonte: COSTA, 2013).	68
Figura 3.10	Ciclo térmico de alívio de tensões (TTAT ou TTPS) para o aço SAE 8630.	

	(Fonte: COSTA, 2013).	69
Figura 3.11	Diagrama de transformação tempo – temperatura do aço AISI 8630M. (Fonte: COSTA, 2013).	69
Figura 3.12	Dimensões do chanfro em J da chapa ASTM A36.	70
Figura 3.13	Perspectiva do chanfro em J da chapa ASTM A36.	70
Figura 3.14	Perspectiva e dimensões do aço AISI 8630M.	71
Figura 3.15	Perspectiva e dimensões da chapa AISI 8630M usinada após o amanteigamento.	74
Figura 3.16	Detalhes da junta soldada.	74
Figura 3.17	Dimensões em milímetros exigidas pela norma ISO 12135: 2002 e pela norma API RP 2Z: 2005 para o ensaio de tenacidade à fratura CTOD SE(B).	78
Figura 3.18	Foto do corpo de prova logo após a confecção do entalhe. (Fonte: Autoria própria).	78
Figura 3.19	Foto do corpo de prova para o ensaio de tenacidade à fratura CTOD SE(B).	79
Figura 3.20	CPs que foram carregadas para o ensaio de CTOD. (Fonte: Autoria própria)	80
Figura 3.21	Dimensões em centímetros da amostra de permeação.	81
Figura 3.22	Corpos de prova de permeação. (Fonte: Autoria própria).	81
Figura 3.23	Localização das medições de dureza da junta soldada. (Fonte: Autoria própria).	82
Figura 3.24	Regiões de análise de dureza referentes às normas citadas. (Fonte: API-6A, 2010).	83
Figura 3.25	Perfil do procedimento do cálculo da média do conjunto de impressões. (Fonte: COSTA, 2013).	84
Figura 3.26	Dimensões do Corpo de prova para ensaio de tração. (Fonte: ASTM E8M: 2008)	84
Figura 3.27	Corpo de prova para ensaio de tração. (Fonte: Autoria própria).	85
Figura 3.28	Fluxograma dos ensaios que foram realizados.	87
Figura 4.1	Processo dos ciclos térmicos do aço AISI 8630M. Nital 2% e resolução 200x. a) MB forjado; b) MB temperado. (Fonte: Autoria Própria).	89
Figura 4.2	Processo dos ciclos térmicos do aço AISI 8630M. Nital 2% e resolução 200x. a) MB temperado e revenido; b) ZTA do TTPS. (Fonte: Autoria Própria).	89

Figura 4.3	Zona parcialmente misturada descontínua sem TTPS – 500x. (Fonte: Autoria Própria).	91
Figura 4.4	Zona parcialmente misturada descontínua sem TTPS – 500x. (Fonte: Autoria Própria).	91
Figura 4.5	Zona parcialmente misturada descontínua sem TTPS – 500x. (Fonte: Autoria Própria).	92
Figura 4.6	Zona parcialmente misturada descontínua com TTPS – 500x. (Fonte: Autoria Própria).	93
Figura 4.7	Zona parcialmente diluída contínua com TTPS – 1000x. (Fonte: Autoria Própria).	94
Figura 4.8	Zona parcialmente diluída descontínua com TTPS – 500x. (Fonte: Autoria Própria).	95
Figura 4.9	Zona parcialmente diluída descontínua com TTPS – 1000x. (Fonte: Autoria Própria).	95
Figura 4.10	Zona parcialmente diluída descontínua com TTPS – 2000x. (Fonte: Autoria Própria).	96
Figura 4.11	Extensão penetrada pelos dedos – Baixo Ângulo 6° – 500x. (Fonte: Autoria Própria).	97
Figura 4.12	Zona parcialmente diluída contínua com TTPS – 2000x. (Fonte: Autoria Própria).	98
Figura 4.13	Imagens dos principais elementos metálicos ao longo da junta através do EDS. Zona parcialmente diluída contínua. (Fonte: Autoria Própria).	99
Figura 4.14	Imagens dos principais elementos metálicos ao longo da junta através do EDS. Zona parcialmente diluída descontínua 01. (Fonte: Autoria Própria).	100
Figura 4.15	Imagens dos principais elementos metálicos ao longo da junta através do EDS. Zona parcialmente diluída descontínua 02. (Fonte: Autoria Própria).	101
Figura 4.16	Imagens dos principais elementos metálicos ao longo da junta através do EDS. Zona parcialmente diluída descontínua 03. (Fonte: Autoria Própria).	102
Figura 4.17	Microdureza realizada no plano transversal da junta soldada com e sem TTPS.	106
Figura 4.18	Média das médias da microdureza com e sem TTAT.	106
Figura 4.19	Sem TTPS – 500x. (Fonte: Autoria Própria).	107
Figura 4.20	Com TTPS – 500x. (Fonte: Autoria Própria).	108

Figura 4.21	Curvas tensão-deformação obtida a partir de corpos-de-prova baseado da norma ASTM E8M retirados de uma chapa de aço AISI 8630M, no qual SH é sem pré-carga de proteção catódica e -1100H uma pré-carga de -1100 mv de proteção catódica. (Fonte: Autoria própria).	110
Figura 4.22	Média das curvas tensão-deformação obtida a partir de corpos-de-prova baseado da norma ASTM E8M retirados de uma chapa de aço AISI 8630M, sem hidrogenação e uma pré-carga de -1100 mv. (Fonte: Autoria própria)	111
Figura 4.23	Corpos-de-prova com entalhe na ZTA após o ensaio de CTOD e rasgamento para medição da pré-trinca de fadiga: a) Sem pré-carga; b) Pré-carga de -650 mV; c) Pré-carga de -850 mV; d) Pré-carga de -1100 mV. (Fonte: Autoria própria).	112
Figura 4.24	Resultados para os corpos-de-prova com entalhe na ZTA a aproximadamente a 01 mm da linha de fusão, sem pré-carga de proteção catódica. (Fonte: Autoria própria).	114
Figura 4.25	Resultados para os corpos-de-prova com entalhe na ZTA a aproximadamente a 1 mm da linha de fusão, com uma pré-carga de proteção catódica de -650mv. (Fonte: Autoria própria).	114
Figura 4.26	Resultados para os corpos-de-prova com entalhe na ZTA a aproximadamente a 1 mm da linha de fusão, com uma pré-carga de proteção catódica de -850mv. (Fonte: Autoria própria).	115
Figura 4.27	Resultados para os corpos-de-prova com entalhe na ZTA a aproximadamente a 1mm da linha de fusão, com uma pré-carga de proteção catódica de -1100mv. (Fonte: Autoria própria).	115
Figura 4.28	Todos os resultados do ensaio de CTOD para os CPs com o entalhe na ZTA. (Fonte: Autoria própria).	118
Figura 4.29	Média dos resultados do ensaio de CTOD para os CPs com o entalhe na ZTA. (Fonte: Autoria própria).	119
Figura 4.30	Superfícies de fratura Sem Hidrogenação, resoluções 1000x e 4000x. (Fonte: Autoria Própria).	121
Figura 4.31	Superfícies de fratura com pré-carga de -650 mV resoluções 1000x e 4000x. (Fonte: Autoria Própria).	123
Figura 4.32	Superfícies de fratura com pré-carga de -850 mV, resoluções 1000x e 4000x. (Fonte: Autoria Própria).	124

Figura 4.33	Superfícies de fratura com pré-carga de -1100 mV, resoluções 1000x e 4000x. (Fonte: Autoria Própria).	125
Figura 4.34	Desvio da trinca sem pré-carga. Resolução 50x. (Fonte: Autoria Própria).	128
Figura 4.35	Desvio da trinca com uma pré-carga de -650 mV _{SCE} . Resolução 50x (Fonte: Autoria Própria).	129
Figura 4.36	Desvio da trinca com uma pré-carga de -850 mV _{SCE} . Resolução 50x (Fonte: Autoria Própria).	130
Figura 4.37	Desvio da trinca com uma pré-carga de -1100 mV _{SCE} . Resolução 50x. (Fonte: Autoria Própria).	131
Figura 4.38	Curvas de permeação por hidrogênio em coordenadas fluxo - tempo no MB na amostra 01 com o potencial de -650 mV, temperatura à 0°C.	132
Figura 4.39	Curvas de permeação por hidrogênio em coordenadas fluxo - tempo no MB na amostra 02 com o potencial de -650 mV, temperatura à 0°C.	133
Figura 4.40	Curvas de permeação por hidrogênio em coordenadas fluxo - tempo no MB na amostra 03 com o potencial de -650 mV, temperatura à 0°C.	133
Figura 4.41	Curvas de permeação por hidrogênio em coordenadas fluxo - tempo no MB na amostra 01 com o potencial de -1100 mV, temperatura à 0°C.	134
Figura 4.42	Curvas de permeação por hidrogênio em coordenadas fluxo - tempo no MB na amostra 02 com o potencial de -1100 mV, temperatura à 0°C.	134
Figura 4.43	Curvas de permeação por hidrogênio em coordenadas fluxo - tempo no MB na amostra 03 com o potencial de -1100 mV, temperatura à 0°C.	135
Figura 4.44	Curvas de permeação por hidrogênio em coordenadas fluxo – tempo na ZTA na amostra 01 com o potencial de -1100 mV, temperatura à 0°C.	135
Figura 4.45	Curvas de permeação por hidrogênio em coordenadas fluxo – tempo na ZTA na amostra 02 com o potencial de -1100 mV, temperatura à 0°C.	136
Figura 4.46	Curvas de permeação por hidrogênio em coordenadas fluxo – tempo na ZTA na amostra 03 com o potencial de -1100 mV.	136
Figura 4.47	Curvas de permeação por hidrogênio em coordenadas normalizadas adimensional no MB na amostra 01 com o potencial de -650 mV.	139
Figura 4.48	Curvas de permeação por hidrogênio em coordenadas normalizadas adimensional no MB na amostra 02 com o potencial de -650 mV.	140
Figura 4.49	Curvas de permeação por hidrogênio em coordenadas normalizadas adimensional no MB na amostra 03 com o potencial de -650 mV.	140
Figura 4.50	Curvas de permeação por hidrogênio em coordenadas normalizadas adimensional no MB na amostra 01 com o potencial de -1100 mV.	141

Figura 4.51	Curvas de permeação por hidrogênio em coordenadas normalizadas adimensional no MB na amostra 02 com o potencial de -1100 mV.	141
Figura 4.52	Curvas de permeação por hidrogênio em coordenadas normalizadas adimensional no MB na amostra 03 com o potencial de -1100 mV.	142
Figura 4.53	Curvas de permeação por hidrogênio em coordenadas normalizadas adimensional na ZTA na amostra 01 com o potencial de -1100 mV.	142
Figura 4.54	Curvas de permeação por hidrogênio em coordenadas normalizadas adimensional na ZTA na amostra 02 com o potencial de -1100 mV.	143
	Curvas de permeação por hidrogênio em coordenadas normalizadas adimensional na ZTA na amostra 03 com o potencial de -1100 mV.	143

LISTA DE TABELAS

TABELAS

Tabela 3.1	Composição química das três chapas do aço SAE 8630 modificado (% massa).	60
Tabela 3.2	Composição química do arame ERNiCrMo-3 (% massa).	61
Tabela 3.3	Parâmetros do amanteigamento aplicados na união das chapas.	73
Tabela 3.4	Parâmetros da soldagem aplicados na união das chapas.	75
Tabela 3.5	Corpos-de-prova extraídos para o ensaio de CTOD SE(B).	80
Tabela 3.6	Corpos-de-prova extraídos para o ensaio eletroquímico de permeação.	82
Tabela 3.7	Corpos-de-prova extraídos para o ensaio de tração.	85
Tabela 4.1	Resultados da dureza HRC com TTPS.	104
Tabela 4.2	Média das micro-durezas HV10 do material.	105
Tabela 4.3	Resultado do ensaio de tração do MB com uma pré-carga de $-1100\text{mV}_{\text{SCE}}$.	109
Tabela 4.4	Resultado do ensaio de tração do MB sem pré-carga.	109
Tabela 4.5	Resultado do ensaio de tração do MS, (Fonte: ALMEIDA, 2014).	110
Tabela 4.6	Resultado do ensaio de CTOD da junta soldada.	117
Tabela 4.7	Parâmetros médios de permeação do aço AISI 8630M estudado.	138
Tabela 4.8	Densidade de aprisionamento do aço AISI 8630M estudado.	139

LISTA DE SÍMBOLOS, ABREVIATURAS E LETRAS GREGAS

LISTA DE SÍMBOLOS

E_{pe}	Energia de penetração.
eV	EletroVolt.
H	Hidrogênio.
G	Gradiente de Temperatura na Interface.
G_{CL}	Gradiente de temperatura para o limite da poça na linha central.
G_{FL}	Gradiente de temperatura para o limite na linha de fusão.
I_F	Índice de fragilização.
J_0	Fluxo de hidrogênio.
K_{IC}	Fator de intensidade de fator crítico.
Bi	Bismuto.
Bo	Boro.
$C_{eq.}$	Carbono Equivalente.
C	Carbono.
Cr	Cromo.
Cu	Cobre.
D_L	Coefficiente de Difusão do soluto no líquido.
dt	Intervalo de tempo infinitamente pequeno.
E_{pH}	Eletrodo de Leitura do pH da solução.
ER_{SCE}	Eletrodo de Referência de calomelano para a leitura do potencial.
E_{ad}	Energia de adsorção.
E_{des}	Energia de desadsorção.
E_{dif}	Energia de difusão.
E_{dis}	Energia de dissociação.
G	Gradiente de Temperatura.
G_{CL}	Gradiente de Temperatura para o limite da poça na linha central.
G_{FL}	Gradiente de Temperatura para o limite da poça na linha de fusão.
Mo	Molibdênio.
NaCl	Cloreto de Sódio.

Nb	Nióbio.
Ni	Níquel.
N_t	Densidade de sítios aprisionadores por unidade de volume.
P	Fósforo.
R	Taxa de solidificação ou Crescimento da Interface.
R_{CL}	Taxa de solidificação ou Crescimento da Interface na linha central.
R_{FL}	Taxa de solidificação ou Crescimento da Interface na linha de fusão.
S	Enxofre.
T_{LB}	Temperatura líquida do metal de base.
T_{LF}	Temperatura do metal de enchimento original.
$T_{LF'}$	Temperatura líquida do metal de enchimento parcialmente misturada.
T_{LW}	Temperatura líquida do metal de solda.
$T_{máx}$	Temperatura da poça de soldagem máxima.
T_L	Temperatura líquida.
$T_{máx}$	Temperatura máxima.
T_S	Temperatura sólida.
V_p	Componente plástico de abertura da trinca.

LISTA DE ABREVIATURAS

AISI	<i>American Iron and Steel Institute.</i>
AMTG	Amanteigamento.
API	<i>Americam Petroleum Institute.</i>
ARBL	Alta Resistência e Baixa Liga.
ASTM	<i>American Society for Testing and Materials.</i>
AWS	<i>American Welding Society.</i>
BS	<i>British Standard.</i>
CCC	Cúbico de Corpo Centrado.
CFC	Cúbico de Face Centrado.
CPs	Corpos de prova.
CMV	Coalescencia de Microvazios.
CTOD	<i>Crack Tip Opening Displacement.</i>
DMS	Dissimilaridade do Metal de Solda.
EDS	<i>Electrons Dispersative Spectre.</i>
ET	Eletrodo de Trabalho (amostra).

IIW	<i>Institute International Welding.</i>
LF	Linha de Fusão.
M _L	<i>Mismatch Level.</i>
MA	Metal de Adição ou Metal de enchimento.
MEV	Microscopia eletrônica de varredura.
MFEL	Mecânica da Fratura Elástico Linear.
MFEP	Mecânica da Fratura Elasto – Plástico.
MIG	<i>Metal Inerte Gás.</i>
MO	Microscopia Ótica.
MB	Metal de Base.
MIG	<i>Metal Inerte Gas.</i>
MS	Metal de Solda.
NOD	<i>Notch Open Displacement.</i> (Deslocamento da Abertura da Trinca).
PS	Poça de Solda.
ppm	Partes por milhão.
SAE	<i>Society American Engineer.</i>
TTAT	Tratamento Térmico de Alívio de Tensões ou TTPS.
TTPS	Tratamento Térmico Pós Soldagem ou TTAT.
TTS	<i>Tearing Topography Surface</i> – Topografia de Superfície Rasgada.
VS	Velocidade de Soldagem.
ZPD	Zona Parcialmente diluída.
ZTA	Zona Termicamente Afetada.

LETRAS GREGRAS

α	Ângulo entre a direção da soldagem e a normal para o limite da poça de solda.
β	Ângulo entre a direção da soldagem e a direção do crescimento de uma dendrite $\langle 100 \rangle$.
σ_{YS}	Limite de escoamento.
δ	Deslocamento da abertura na ponta da trinca ou CTOD.
δ_c	Valor δ para qual ocorre à fratura em crescimento estável da trinca ($< 2 \text{ mm}$).
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).
n	Direção Normal.
ΔT	Variação de Temperatura ou intervalo de resfriamento de equilíbrio.
ΔK	Fator de intensidade de tensão.

CAPÍTULO I

1. APRESENTAÇÃO

1.1 INTRODUÇÃO

Na indústria de petróleo e gás natural, a prospecção, exploração e transporte destes produtos estão exigindo cada vez mais a utilização de materiais e processos de fabricação de alta confiabilidade e eficiência. Este fato é decorrente da necessidade de se extrair estes produtos derivados do petróleo em regiões cada vez mais desfavoráveis, em termos de acesso e agressividade ambiental, como ilustrado na **Figura 1.1**.

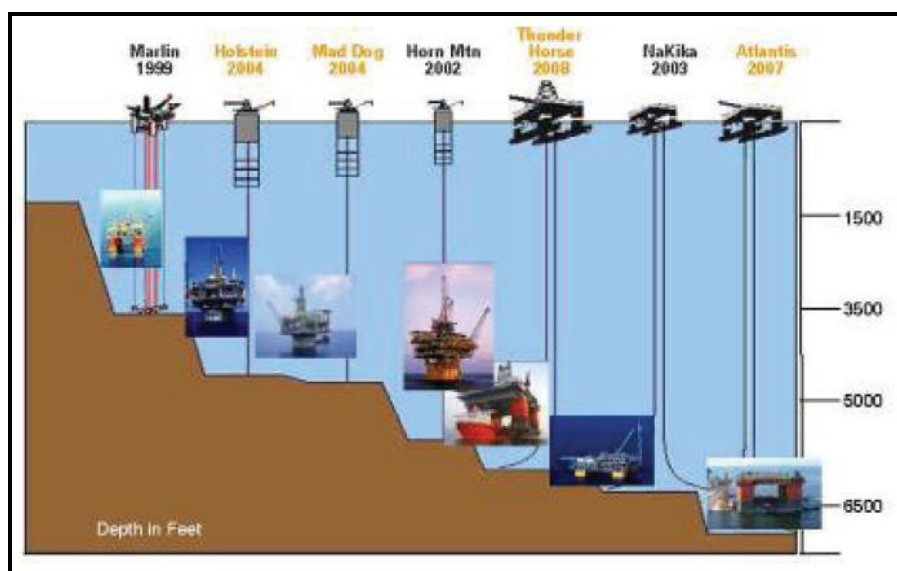


Figura 1.1: Progressão na exploração em águas profundas.

(Fonte: TOOD, 2010).

Os desafios dos engenheiros, projetistas e fabricantes de máquinas e equipamentos, para aplicações em condições *offshore*, se tornaram mais acentuados a

partir de falhas catastróficas, ocorridas recentemente em uniões soldadas. A dissimilaridade destas juntas decorre da união de metal de base (MB) via metal de adição (MA) constituídas de ligas especiais Cr-Ni, também com acentuadas diferenças de composição química e em propriedades mecânicas. Embora venham sendo utilizadas a mais de 60 anos, estas juntas proporcionaram falhas em construções submarinas, com sérios danos ao meio ambiente, perdas de vidas humanas e prejuízos financeiros significativos ao setor. Em 2001, houve uma falha no conector da Árvore Natural Molhada e em seis linhas de fluxo no mar do Norte. Outro acidente que ocorreu foi no Golfo do México em 2005, provocado por uma falha na soldagem destes materiais, como ilustrado na **Figura 1.2**.

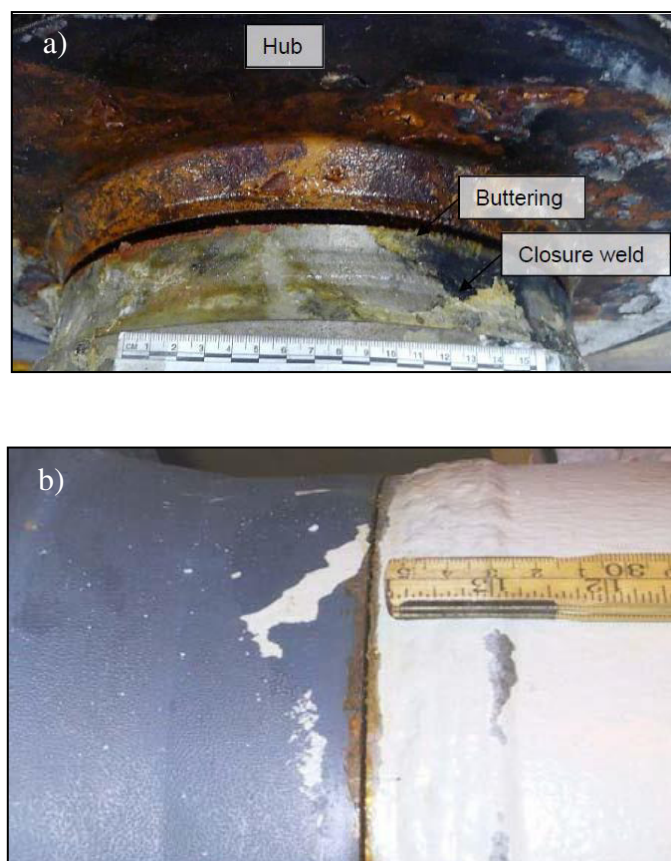


Figura 1.2: Falhas em instalações *offshore* nas ZPDs do amanteigamento em flanges de aço AISI 8630M e o MA INCONEL 625:

- a) Golfo do México 2005, (Fonte: HALDORSEN, 2017);
- b) Mar do Norte, Asgard, 2001, (Fonte: KVAALE, 2004).

As reações por trás destes acidentes são complexas e não simples de serem explicadas, ao ponto de se questionar se são totalmente compreendidas. Os principais problemas creditados a estas falhas estão associados a:

- i. Trincas induzidas pelo o hidrogênio;
- ii. Fontes de hidrogênio tanto no processo de soldagem quanto na proteção catódica;
- iii. Microestruturas frágeis e precipitações devido ao tipo de tratamento térmico após a soldagem (TTPS);
- iv. Tensões residuais em juntas dissimilares causado pela soldagem e pelo TTPS;
- v. Uma microestrutura de grãos grosseiros;
- vi. Uso de materiais de alta resistência;
- vii. Sobre carga decorrente de projeto incorreto;
- viii. Concentrações de tensões nos dedos do pé da solda.

Estes problemas, dentre outros, motivaram esta pesquisa visando estudar a interface do aço AISI 8630M e o AWS ERNiCrMo – 3 (INCONEL 625), sob vários níveis de hidrogenação, uma vez que a fragilização por hidrogênio é um dos principais vetores de redução da tenacidade à fratura em juntas soldadas.

1.1.1 Contribuição do trabalho

Este trabalho tem como propósito agregar mais informações às pesquisas em juntas soldadas dissimilares que utilizam o aço AISI 8630M/INCONEL 625, utilizadas em componentes da indústria de petróleo e gás. As principais contribuições alcançadas estão associadas à:

- i. Caracterização metalúrgica da zona termicamente afetada pelo o calor (ZTA) e do amantecimento em torno da linha de fusão (LF);
- ii. Efeito do TTPS na junta soldada dissimilar;
- iii. Verificação da suscetibilidade à fragilização por hidrogênio (índice de fragilização) pelo o uso da carga de proteção catódica de $-1100 \text{ mV}_{\text{SCE}}$, através do ensaio de *tração*;
- iv. Verificação da suscetibilidade à fragilização por hidrogênio aos diferentes potenciais de proteção catódica ($-650 \text{ mV}_{\text{SCE}}$, $-850 \text{ mV}_{\text{SCE}}$, $-1100 \text{ mV}_{\text{SCE}}$) na análise de tenacidade à fratura através de ensaio de CTOD;
- v. Levantamento das propriedades específicas de *permeabilidade*, *solubilidade*, *difusividade* e *número de sítios intersticiais* com o uso de diferentes potenciais de proteção catódica ($-650 \text{ mV}_{\text{SCE}}$ e $-1100 \text{ mV}_{\text{SCE}}$) em estruturas metalúrgicas diferentes (MB e ZTA).

1.2 OBJETIVOS

1.2.1 Objetivo Geral

Analisar, através de ensaios metalúrgicos, mecânicos e eletroquímicos, as alterações provocadas pela carga de hidrogênio na fragilização da junta soldada dissimilar constituída do aço SAE 8630M e o ERNiCrMo – 3(INCONEL 625).

1.2.2 Objetivos Específicos

- i. Determinar através de ensaios metalúrgicos e mecânicos, as modificações ocorridas, quanto ao amantecimento do MB AISI 8630M com o MA AWS ERNiCrMo – 3 (INCONEL 625), sem e com o TTPS.
- ii. Determinar à fragilização por hidrogênio via ensaio de tração, pelo o uso da carga de proteção catódica de $-1100\text{mV}_{\text{SCE}}$, recomendado para a maioria dos aços pelas normas técnicas;
- iii. Determinar o valor do CTOD da junta soldada dissimilar do metal do MB AISI 8630M com o MA AWS ERNiCrMo – 3(INCONEL 625) com e sem a dopagem de hidrogênio;
- iv. Interpretar o mecanismo de fratura via MEV e MO;
- v. Determinar as propriedades de *permeabilidade*, *difusividade*, *solubilidade* e a concentração do hidrogênio no MB e na ZTA do aço AISI 8630M, incluindo aprisionadores reversíveis e irreversíveis.

CAPÍTULO II

2. REVISÃO BIBLIOGRÁFICA

2.1 PROCESSOS DE SOLDAGEM

2.1.1 Soldagem de metais dissimilares

A soldagem de materiais dissimilares é considerada mais complexa do que a soldagem de materiais similares. Isto se dá pela decorrência dos amplos gradientes composicionais e pelas mudanças microestruturais em torno da linha de fusão. Em soldas dissimilares, na região próxima à linha de fusão, ocorre a diluição do metal de base (MB) com o metal de adição (MA) apresentando uma região misturada com a composição destes dois tipos de metais, com propriedades diferentes se comparado a estes dois metais de maneira isolada, (PONTES, CAMPOS *et. al.*, 2009).

2.1.2 Zona termicamente afetada pelo o calor (ZTA)

O campo de temperatura, produzido pelo percurso do cordão de solda distribuído por uma fonte de calor através de uma superfície de metal, pode criar uma morfologia microestrutural complexa na ZTA da junta soldada. O ciclo térmico no arco de soldagem consiste de um aquecimento rápido (100°C/s), seguido por um resfriamento relativamente rápido (da ordem de 10°C/s à 100°C/s). A mudança microestrutural na ZTA depende das taxas de aquecimento e resfriamento, que por sua vez são determinadas pelo calor do processo de soldagem, pela a espessura do material que está sendo soldado, da geometria e da temperatura de interpasse, (DODGE, 2014).

Cada região pode compreensivelmente ser prevista quanto ao perfil da temperatura no procedimento de soldagem relacionado ao diagrama de fase estabelecido, mesmo pesar do gradiente da microestrutura dentro da ZTA ser aparentemente complexo. Para um MB de aço com 0,3% de C, a ZTA apresenta uma grande variação em sua microestrutura, caracterizada por regiões de *grãos grosseiros*, *grãos finos*, *intercrítica*, *esferoidizada* e uma região *recristalizada*, como ilustrado na **Figura 2.1**. A primeira região de *grãos grosseiros* é a que está mais próxima da linha de fusão e suporta as mais altas temperaturas. Na **Figura 2.1**, observa-se que a temperatura máxima no diagrama de fase se aproxima do limite superior da região da fase austenítica com estrutura cristalina de cubo de face centrada (CFC), significando que não apenas os grãos austeníticos são nucleados, mas com temperatura suficiente e o tempo necessário, torna-se também seus grãos grosseiros.

A segunda zona de *grãos finos* é uma consequência do aço ter sido submetido a temperaturas suficientemente altas para nuclearem os grãos austeníticos. Contudo, a temperatura máxima no diagrama de fase é próxima do limite inferior da fase austenítica, logo, os grãos dentro desta região permanecem finos porque eles não experimentaram uma temperatura suficientemente alta por um tempo necessário para permitir crescimentos significantes de grãos. A terceira região da ZTA é a *intercrítica*, considerada a que possui uma temperatura máxima ideal, existindo uma região de ferrita/austenítica binária, em que alguns grãos são austenitizados e refinados, enquanto que outros não são. Todas as regiões que experimentam temperaturas abaixo da temperatura A_1 (aproximadamente a 723°C), são classificados como grãos austeníticos nucleados e são adequados e capazes de se transformarem numa estrutura martensítica frágil e metaestável, sob resfriamento, dependendo da taxa de resfriamento e do conteúdo da liga. A formação de regiões martensíticas frágeis é o principal motivo pelo o uso do TTPS e procedimentos de pré-aquecimento. A quarta região da ZTA é a *esferoidizada* que possui uma temperatura inferior a A_1 , portanto não existindo a possibilidade do aparecimento de regiões martensíticas frágeis sob resfriamento, sendo esta região rica de grãos com precipitados de Fe_3C . E a última zona é a região *recristalizada* que experimenta temperaturas suficientemente altas para remover apenas defeitos cristalinos. O tamanho da ZTA e respectivamente suas subzonas descritas, são variáveis e dependentes do perfil da temperatura, que é originado pelos parâmetros de soldagem e pela composição dos elementos de liga do MB, (FENSKE, 2010).

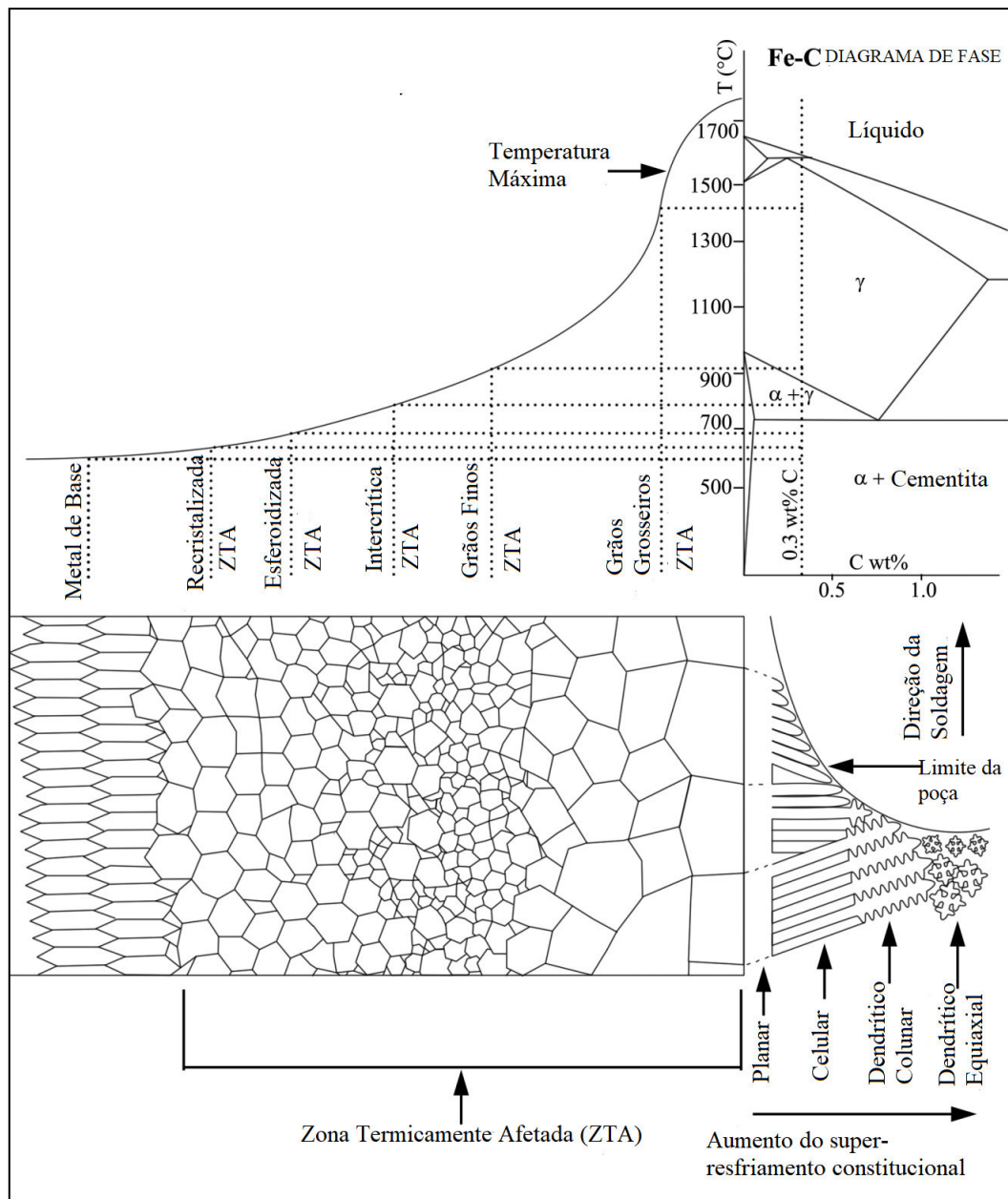


Figura 2.1: Microestrutura criada na ZTA e metal de solda solidificada como uma consequência do procedimento de soldagem, (Fonte: Adaptado de FENSKE, 2010).

Em juntas amanteigadas a ZTA é ainda mais complexa, isto se dá pela aplicação de múltiplos passes de soldagem, gerando refinamentos na microestrutura, reduções das tensões residuais e melhorias na dureza e na tenacidade. Os ciclos térmicos, empregado pelo o processo de soldagem, são os principais precursores para o refinamento dos grãos, atuando a cada passe de solda subsequente, na transformação de zonas recristalizadas de

granulações finas e grosseiras, ilustradas nas **Figuras 2.2a e 2.2b**. O efeito do recozimento dos passes posteriores faz prolongar o tempo de resfriamento atuando assim como um pré-aquecimento da solda que também reduz as tensões residuais e os novos crescimentos de grãos, (DODGE, 2014).

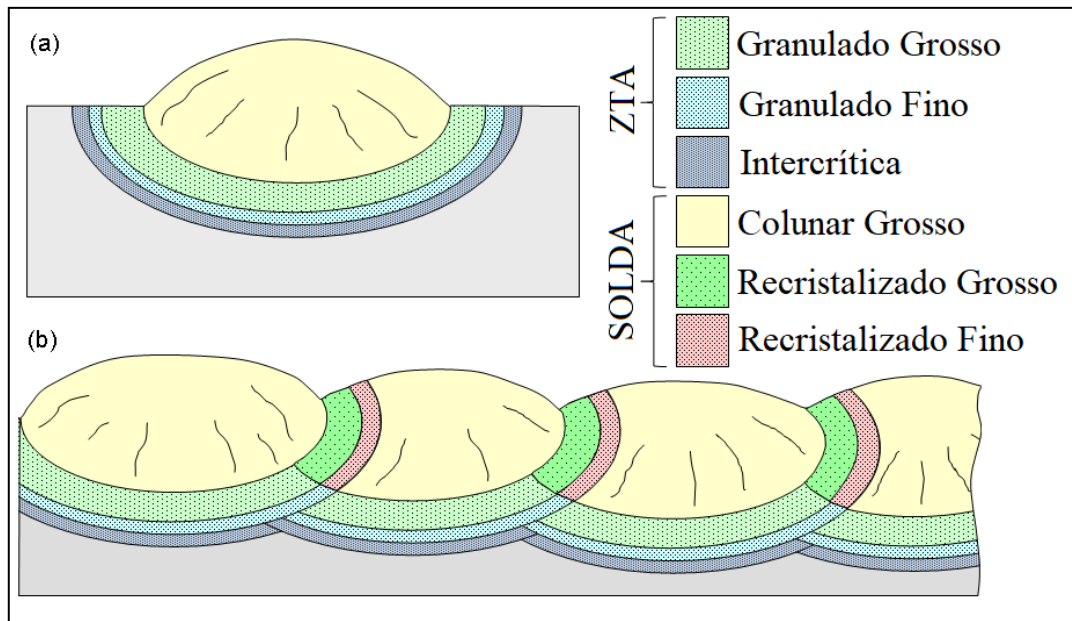


Figura 2.2: Comparação de microestruturas em:
a) um único cordão; b) uma solda de múltiplos passes,
(Fonte: DODGE, 2014).

Com múltiplos passes, somente uma pequena região da ZTA é exposta à temperatura mais alta durante os dois passes de solda, todavia, a soldagem de multipasse age como um método de TTAT. Se um grande número de cordões de solda é empregado, existirá uma maior fração de MS pré-aquecida, considerando que menos passes largos tende a aumentar a quantidade de solda recristalizada. Aumentando o volume de grãos refinados de MS, uma maior resistência é alcançada, possivelmente a partir da remoção de efeitos de segregação, tal como carbonetos do contorno de grãos colunar, (DODGE, 2014).

2.1.3 Microestrutura da solda

Além da variedade de microestruturas criadas pelo procedimento de soldagem em metal fundido, um número de estruturas de solidificação pode surgir dentro do MS.

Durante a solidificação de um metal puro, a interface sólida – líquida é usualmente planar, a menos que seja imposta sob resfriamento severo. Contudo a solidificação de uma liga é freqüentemente mais complexa e depende das condições da solidificação e do sistema em que o material está envolvido. Quatro tipos de interfaces sólidos – líquidos são identificadas e diretamente observadas e estudadas pela a solidificação que são a *planar*, *celular*, *celular dendrítico* e *equiaxial dendrítico*, como ilustrada na **Figura 2.3**, (FENSKE, 2010).

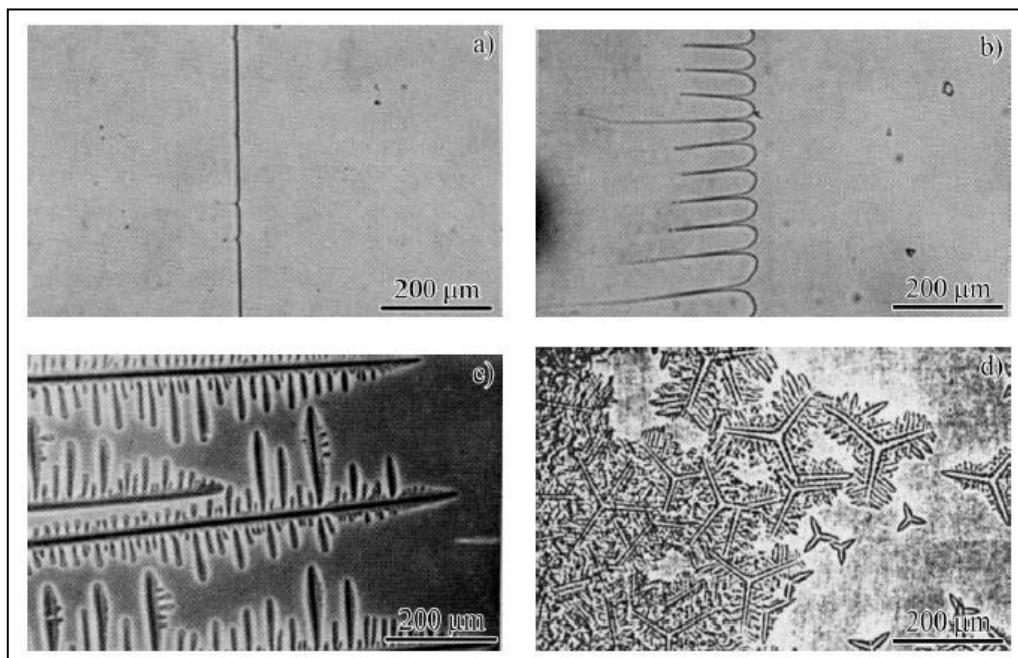


Figura 2.3: Modos de solidificações básicas: a) solidificação planar de um metal puro; b) solidificação celular de um metal com uma quantidade pequena de impurezas; c) solidificação de dendrítico colunar de um metal com várias porcentagens de impureza; d) solidificação de equiaxial dendrítico de um ciclo hexanol com impureza,

(Fonte: FENSKE,2010).

A teoria do *super-resfriamento constitucional*, que considera apenas o aspecto termodinâmico do problema, e a teoria da *estabilidade da interface*, que também considera a cinética da interface e a transferência de calor, estas são as duas principais teorias quantitativas propostas para descrever as divisões observadas da interface sólida – líquida. A teoria do *super-resfriamento constitucional* pressupõe para as ligas, condições sob os quais a sua interface sólida – líquida possui uma energia de superfície isotrópica. Quando a temperatura de uma interface sólida – líquida é menor que a

temperatura líquida, as fases sólidas e líquidas vêm a coexistir na interface, resultando em um colapso de uma interface planar no meio de uma região celular ou dendrítico. A diferença de temperatura através da camada limite é determinada pelo o intervalo de resfriamento de equilíbrio $\Delta T = T_L - T_s$, onde T_L é a temperatura líquida e T_s é a temperatura sólida. A espessura da camada limite no estado estacionário pode ser determinada aproximadamente por D_L/R , onde o D_L é o coeficiente de difusão do soluto no líquido e R é a taxa do crescimento da interface. Em vista disso, o declive da tangente para a distribuição da temperatura líquida na interface sólida – líquido é $\Delta T / (D_L/R)$ e o gradiente de temperatura na interface, G , deve ser finalmente igual ou superior à $R\Delta T/D_L$, obtendo uma interface sólida – líquida planar estável. Logo o estado estável do critério por crescimento planar é representado pela a equação seguinte:

$$\frac{G}{R} \geq \frac{\Delta T}{D_L} \quad (2.1).$$

A transição de um modo de solidificação de planar para celular, dendrítico e finalmente para dendrítico equiaxial no interior de uma solda simples pode ser entendida quando R e o G são considerados com referência à linha central da PS. A **Figura 2.4** demonstra também a relação entre R , e VS . A distância de um dado ponto viaja no limite da poça na direção normal, n , durante um intervalo de tempo infinitamente pequeno, dt , sendo:

$$R_n = (Vdt) \cos \alpha = (Rdt) \cos(\alpha - \beta) \quad (2.2).$$

Dividindo a **Equação 2.2** por $dt \cos(\alpha - \beta)$, rendimentos.

$$R_n = \frac{V \cos \alpha}{\cos(\alpha - \beta)} \quad (2.3).$$

Onde α é o ângulo entre a direção da soldagem e a normal para o limite da poça de solda e β é o ângulo entre a direção da soldagem e a direção do crescimento de uma

dendrite <100> em materiais CFC e CCC. Em uma aproximação, a diferença entre os dois ângulos (α - β) é negligenciada e a **Equação 2.3** torna-se:

$$R = V \cos \alpha \quad (2.4).$$

Portanto, como também observado na **Figura 2.4**, o R é máximo na linha central e mínimo no limite de fusão, isto porque a PS é elíptica com o eixo extenso ao longo da direção da soldagem, à distância entre a temperatura da poça de soldagem máxima, $T_{\max}$, e a temperatura do limite da poça, T_L , é mais extensa ao longo da linha central de soldagem do que a LF. Devido à diferença na distância e a semelhança na mudança de temperatura, o normal no gradiente de temperatura para o limite da poça na linha central, G_{CL} , é menor do que na linha de fusão, G_{FL} . Assim sendo o raio G/R é reduzida próxima a linha central comparado pela a LF e assim mudanças na solidificação são presenciadas, (FENSKE, 2010; DODGE, 2014).

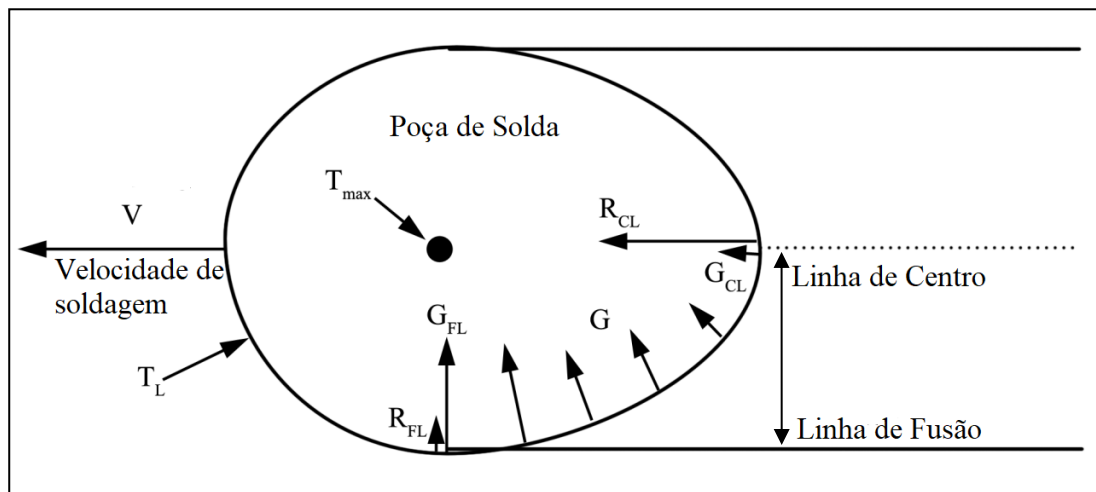


Figura 2.4: Variações em gradiente de temperatura, G , e taxa de crescimento, R , ao longo do limite da poça de solda, (Fonte: FENSKE, 2010).

2.1.4 Macrosegregação em soldas de metais dissimilares

O gradiente composicional pode ser formado próximo à LF, resultando em microestruturas locais emaranhadas e bastante complexas, produzidas pelo procedimento de soldagem e do TTPS. A macrosegregação em soldas dissimilares é definida como

regiões localizadas de composição segregada. Os estudos destas juntas dissimilares permanecem ainda mal compreendidos. Uma parcela deste feito se dá, principalmente, pelo o fato de que regiões macrosegregadas aparecem com tamanhos, morfologias e índices de composição diferentes em quase todos os sistemas estudados, (FENSKE, 2010).

As formas de macrosegregação como ilhas, redemoinhos e bem como suas variações na espessura e na continuidade, podem ser observadas considerando os efeitos da corrente de convecção. Correntes de convecção na PS são freqüentemente muito fortes e podem arrastar por completo à camada estacionária do MB deixando-a de forma descontínua. A camada estacionária do MB aumenta de espessura se a entrada de calor ou se o gradiente de temperatura variar no processo de soldagem para o limite da PS. Como causadores das correntes de convecção ao longo da PS, temos uma combinação das forças eletromagnéticas, gradientes de tensão de superfícies, impacto de gotas de metal de enchimento (MA) e cisalhamento de arco, tornando-a turbulenta e instável. Conseqüentemente, se a corrente de convecção varre a camada estacionária do MB líquido para dentro da região menos quente, haverá um resfriamento rápido obtendo uma mistura inadequada com o MS líquido. Porém, se a camada estacionária do MB líquido é varrida para dentro da região mais quente haverá uma mistura por completo na PS, sendo rapidamente dispersa pela corrente de convecção, como ilustrado na **Figura 2.5**. E dependendo da espessura da região menos quente do MS e a força das correntes de convecção na PS, deficientes redemoinhos ou ilhas podem se formar, devido às direções típicas das correntes de convecção paralelos a linha de fusão, (KOU, 2007; FENSKE, 2010).

Outro mecanismo também descreve a macrosegregação próxima ao fundo da PS, no qual mudanças na composição são formadas pelas variações nas temperaturas líquidas. A temperatura líquida do metal de enchimento parcialmente misturada ($T_{LF'}$) está bem próxima da temperatura do metal de enchimento original (T_{LF}) e da temperatura da massa da PS (T_{LW}) na LF, conforme a seguinte ordem de estudo, $T_{LF} < T_{LF'} < T_{LW} < T_{LB}$. Na região próxima ao fundo da PS, formada pelo o metal de enchimento misturado parcialmente ($T_{LF'}$), a solidificação rica de enchimento produz uma extensa zona mais fria, onde $T_{LF'} \ll T_{LB}$, como mostra a **Figura 2.6**, (SAVAGE, 1976; KOU, 2007; YANG, 2007; FENSKE, 2010).

A corrente de convecção pode facilmente levar o MB líquido até a camada que está próxima a LF, portanto por ser uma zona mais fria, esta camada se resfria rapidamente, não dando tempo para que ocorra a mistura completa e dando a formação de “redemoinhos”. O MB líquido pode também se separar enquanto está sendo carregado pela corrente de convecção e assim formar uma variedade de “ilhas”, cuja composição está localizada entre um MB e de uma zona rica de enchimento (MA). É de se observar também uma fina camada de MB líquida que permanece próxima a LF (interface) na forma de uma “praia” muito fina, (SAVAGE, 1976; KOU, 2007; YANG, 2007; FENSKE, 2010).

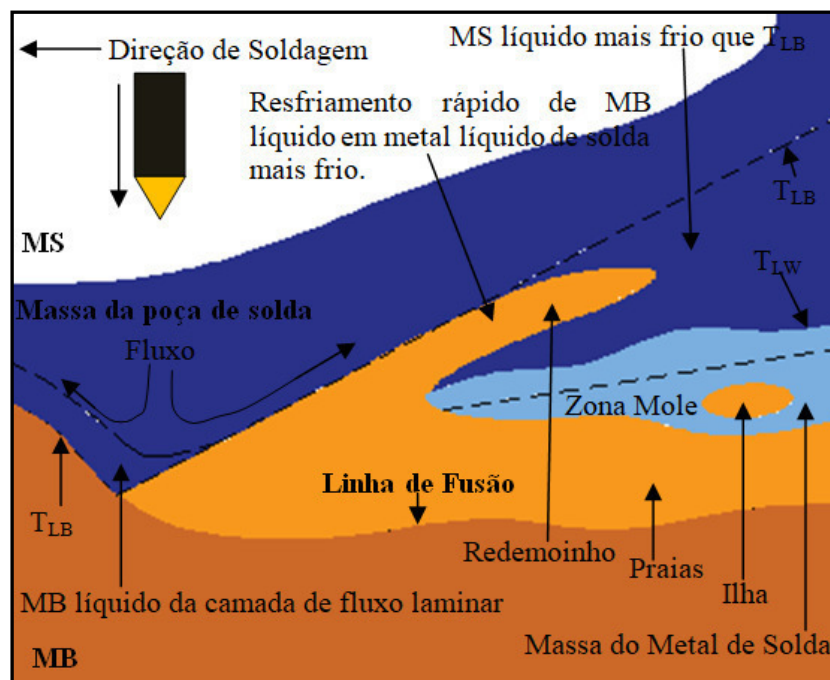


Figura 2.5: Formação de macrosegregação do limite de fusão incluindo praias, penínsulas, e ilhas quando metal de enchimento for $T_{LW} < T_{LB}$,
(Fonte: Adaptado de FENSKE, 2010).

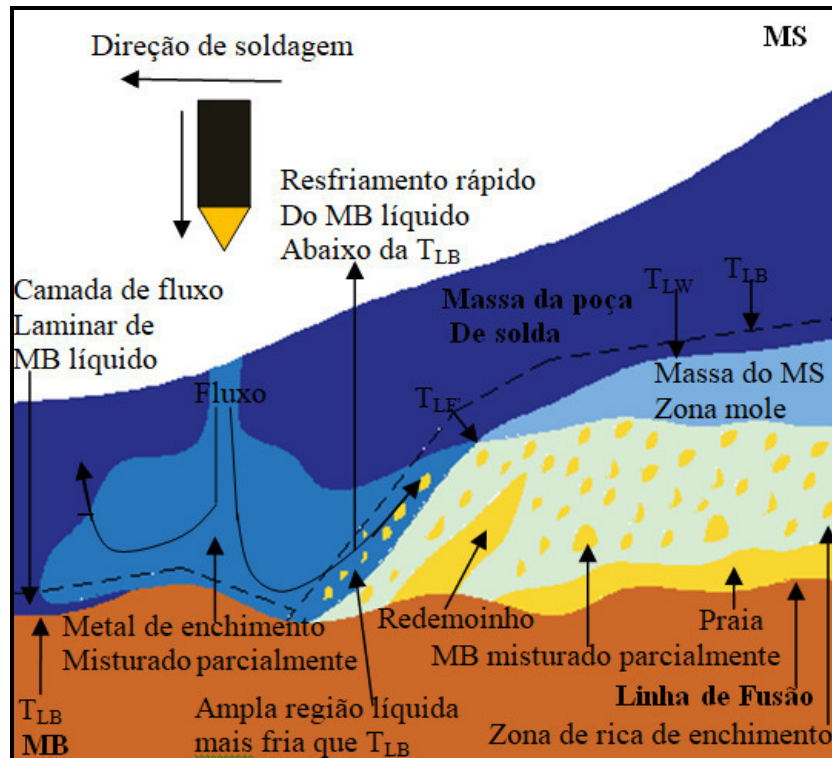


Figura 2.6: Formação de macrosegregação no fundo da solda causado por um metal de enchimento dissimilar misturado parcialmente isso faz $T_{LW} < T_{LB}$,

(Fonte: Adaptado de FENSKE, 2010).

A primeira camada do amanteigamento tem sido diluída no MB e exibindo redemoinhos parcialmente diluídos de material rico do aço entre passes de soldas adjacentes. Isto ocorre desde que a temperatura de fusão da liga INCONEL 625 ($T_{LW} \sim 1350^{\circ}\text{C}$) é mais baixa do que a temperatura de fusão do aço liga AISI 8630M ($T_{LB} \sim 1500^{\circ}\text{C}$). Uma estreita ZPD está presente entre o aço 8630M não fundido e a massa do depósito da solda, e tem uma composição química que se distingue entre a do aço do MB e a da massa da primeira camada do MS. Após o TTPS, prevê-se que haja uma migração do carbono do MB ao depósito amanteigado rico em Cr/Mo/Nb, criando-se assim uma zona descarbonetizada na região de grãos grosseiros do MB em direção a interface, tornando a LF uma região enriquecida de C no metal fundido. A microestrutura através da LF dissimilar consiste em seis diferentes zonas morfológicas definidas a seguir. Ocorre que nem todas estas zonas são encontradas em todas as posições, mas quando presentes se encontram na ZTA do MB em direção à massa da primeira camada amanteigada do MS, conforme ilustração nas **Figuras 2.7a e 2.7b**, (BEAUGRAND, 2009b). As referidas zonas são:

1. *Dedos* – Material mostrando uma microestrutura ferrítico fina com depósitos ocasionais de amantejamento altamente diluído penetrando dentro do MB, tendo como prioridade os contornos dos grãos austeníticos;
2. *Zona Δ* – Uma estreita zona descarbonetizada na região de grãos grosseiro imediatamente vizinho à linha de fusão e contendo ocasionalmente partículas de alto número atômico;
3. *Zona M* – Imediatamente na linha de fusão (principalmente dentro da ZPD, mas talvez se estenda ligeiramente no aço não fundido como martensita rica em ferro), principalmente nas posições de interpasse e dentro dos redemoinhos de inter e intrapasse de aço diluído penetrando dentro do depósito amantejamento;
4. *Zona ϕ* – Uma região de pouca característica no lado amantejamento imediatamente vizinho à linha de fusão e exibindo uma aparente microestrutura de fase única homogênea e sem característica na escala microscópica, com uma espessura de pelo menos entre 10 μ m à 30 μ m;
5. *Zona Π* – Uma região contendo numerosas partículas de número atômico alto, exibidas na distribuição Interdendrítica, consistente com a segregação esperada de Mo e Nb durante a solidificação desta região altamente diluída do depósito amantejamento;
6. A massa da primeira camada amantejamento depositada e subseqüentes camadas próximas a liga 625, possui um menor conteúdo de partículas de Nb/Mo com uma distribuição Interdendrítica.

Os tópicos de 03 até 05 constituem uma espécie de ZPD dentro do MS, sendo determinado a partir da extensão do gradiente composicional entre o MB e a massa da primeira camada amantejamento. Esta ZPD consiste principalmente de Fe, C, Ni e Cr nas proximidades da interface com proporções semelhantes da forja, com uma espessura de pelo menos entre 10 μ m à 100 μ m, embora principalmente na parte inferior desta escala, (BEAUGRAND, 2009b; DODGE, 2014).

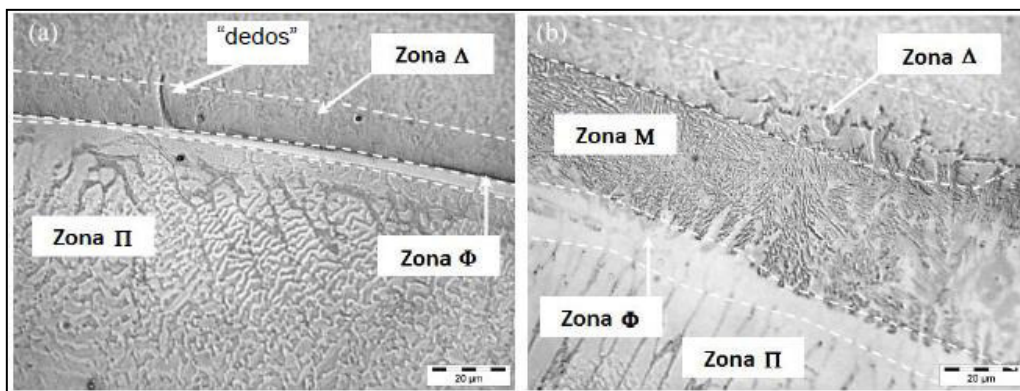


Figura 2.7: Micrografia da interface dissimilar:

a) Centro do cordão de solda; b) Entre passes.

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

2.1.5 Carbonetos

Os carbonetos mais encontrados nas ligas de Ni são os carbonetos MC, M_6C , M_7C_3 e $M_{23}C_6$, no qual o M representa um ou mais de um elemento metálico geradores de carbonetos. Até em quantidades ínfimas, o C na liga de Ni, se agrupará com determinados elementos de liga para a formação do tipo MC com estrutura cristalina cúbica de face centrada (CFC) no momento da solidificação. No entanto, estes carbonetos MC tendem a se desintegrar para a formação de outros tipos de carbonetos, como também na formação de fases secundárias. O C se difunde para a matriz austenítica (γ) em forma de carbonetos solúveis em Ni, sucedendo a formação de carbonetos $M_{23}C_6$ ricos em Cr e o M_6C ricos em W, Mo, Cr, Nb, Ta e Co, (CAVALCANTE, 2013).

A morfologia da LF (interface) é a principal região susceptível para a fragilização por hidrogênio, pois formações martensíticas são normalmente encontradas nestas zonas da junta soldada dissimilar, sendo particularmente sensível ao aparecimento de trincas. Por exemplo, “redemoinhos” de MB são varridos para dentro do MS, no qual estes se solidificam como ilhas ou penínsulas. O TTPS melhora no desempenho das juntas dissimilares quanto às trincas provocadas pelo o meio ambiente, contudo, sendo aplicado de maneira excessiva precipita fases de carbonetos, na zona de solidificação planar no lado austenítico (γ) da interface dissimilar.

Precipitados de carbonetos no MS afeta o desempenho mecânico do metal. Na LF no lado ferrítico (MB) nas regiões martensíticas, precipitados de $M_{23}C_6$, ricos em Mo e Cr, têm sido observados dentro da morfologia em forma de ripas. No lado da liga

INCONEL 625, após de um prolongado TTPS, uma faixa de carbonetos M_7C_3 rico em Cr se forma, sendo este metaestável e se decompõe também em carbonetos $M_{23}C_6$. O $Cr_{23}C_6$ provoca uma grande perda de Cr na matriz austenítica, no qual torna estas regiões menos resistentes e mais favoráveis à propagação de trincas. Carbonetos M_7C_3 têm a eficiência de exercer uma resistência à corrosão sob tensão intergranular em ligas de Ni. No entanto, o Cr_7C_3 está associado com a fragilização destas juntas dissimilares, pois atua como aprisionadores de hidrogênio, provenientes de um caminho de fratura ao longo da ZPD descontínua frágil, ilustrada na **Figura 2.8**, (CAVALCANTE, 2013; DODGE, 2014).

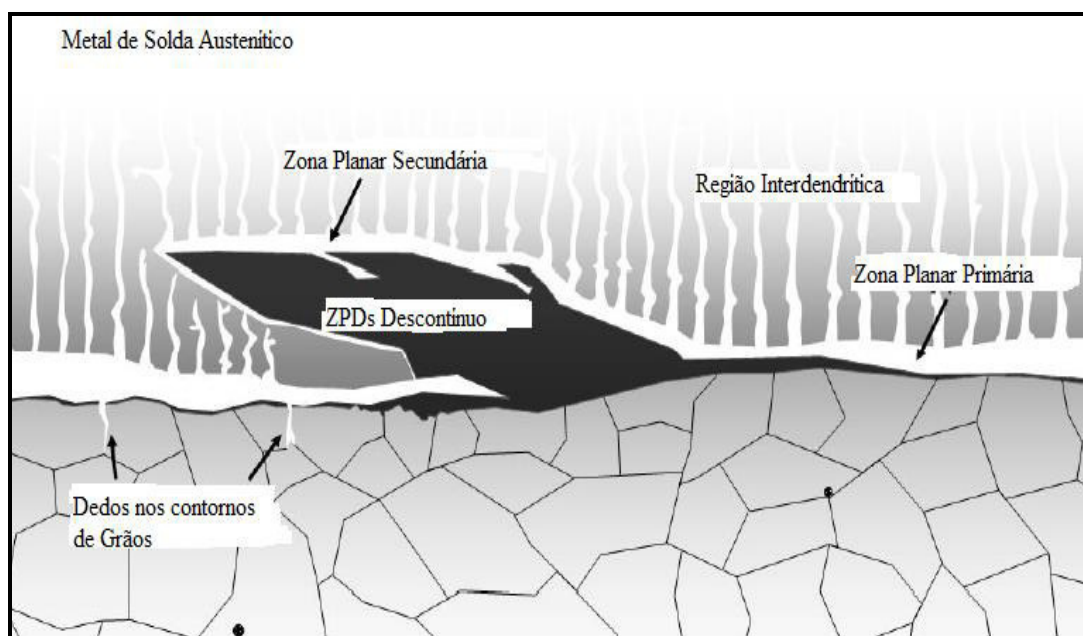


Figura 2.8: Ilustração de uma típica microestrutura na linha de fusão de uma junta dissimilar ferrítica-austenítica.

(Fonte: Adaptado de DODGE, 2014).

2.1.6 Amanteigamento

O amanteigamento é aplicado para juntas soldadas entre materiais dissimilares que apresentam um fenômeno específico de fissuração que não se detecta em juntas similares. Sendo estas trincas ou desprendimentos, ao longo da LF das juntas dissimilares ferrítico/austenítico, um problema que vem se mantendo e sem soluções ao longo dos anos. Apesar de constantes consequências catastróficas, o desenvolvimento, a natureza e as regras das juntas soldadas em propagar essas trincas, ainda não foram bem

compreendidos, como também dentre outros problemas relacionados a juntas dissimilares, (MAGALHÃES, 2008; NELSON, 2000).

Grande parte dos amanteigamentos metálicos são compostos por metais inoxidáveis, ligas de Ni e ligas de Cu soldados sobre aços C e aços de baixa liga. A espessura destes variam entre 5% a 10% em relação ao substrato. A intenção do uso do amanteigamento é obter certa resistência à corrosão, resistência a brasão e entre outras propriedades, utilizando materiais a partir de um baixo custo relacionados a outros mais caros, porém trazendo os mesmos benefícios, (MAGALHÃES, 2008).

Os MA para a série INCONEL 600 das ligas de Ni, com porcentagens de 72% de Ni, 15% de Cr e 8% de Fe, possuem um coeficiente de expansão térmico mais próximo do substrato ferrítico, diminuindo as tensões térmicas nas interfaces da solda, sendo estes aços menos propícios a problemas de diluição e microfissuração, (MAGALHÃES, 2008; EBERT, 2004).

Soldas depositadas que contém a razão Ni/Cr com valores elevados são mais vulneráveis à corrosão por compostos sulfurados quando submetidos às temperaturas superiores a 370°C. Este motivo e o risco por corrosão tem sido minimizado pela escolha de MA selecionados pela a maior concentração de Cr sobre o Ni, como exemplos de eletrodos temos ERNiCrMo – 3 e ERNiCrMo – 4 usadas na união das ligas INCONEL 625 e C – 276, (MAGALHÃES, 2008; EBERT, 2004).

2.1.7 Carbono equivalente

Existe o interesse na diminuição do carbono equivalente, pois este afeta diretamente na temperabilidade do aço e de antemão na soldabilidade, pois quanto maior a temperabilidade (facilidade que o material tem para se transformar em martensita) pior será a sua soldabilidade. Pois sabemos que a martensita é uma fase extremamente resistente e frágil, disponibilizando as chances do material apresentar fratura frágil próxima da região da solda. Sabemos que os elementos de liga possuem influência na temperabilidade dos aços, podendo ser este estimado através da **Equação 2.5** que determina o Carbono Equivalente (C_{eq}), no qual é recomendada pelo Instituto Internacional de Soldagem (*IIW*) e pela norma API 5L (2004) para aços com teores de carbono superior a 0,12%. Esta equação permite comparar o efeito de um dado elemento

de liga ao efeito do C, pois quanto maior o valor do C_{eq} , maior será a sua temperabilidade, (HIPPERT, 2004).

$$C_{eq}(IIW) = C + \frac{Mn}{6} + \frac{Cu}{15} + \frac{Ni}{15} + \frac{Cr}{5} + \frac{Mo}{5} + \frac{V}{5} \quad (2.5).$$

2.2. TRATAMENTO TÉRMICO

Baseado na Norma NBR NM 136 (1997), tratamento térmico é definido como a *“Operação ou conjunto de operações através dos quais se submete o aço, em estado sólido, a um ou a vários ciclos térmicos”*. Esta norma também descreve que o tratamento térmico tem a finalidade de produzir peças com propriedades específicas oriundas à sua transformação ou do seu emprego anterior.

2.2.1. Têmpera

A têmpera é um tratamento térmico que promove melhoria nas propriedades dos aços produzindo aumento de dureza, resistência e tração, com perda em valores de alongamento e estrição. Estas características geram alta fragilização do aço e aumento de concentrações de tensões internas. Na transformação da austenita em martensita, durante o ciclo térmico de têmpera, o volume do metal se expande suavemente surgindo tensões na peça. No caso de um aço bastante temperável e sendo tratado em uma taxa de resfriamento muito rápida, ocorre tendência ao surgimento de trincas de têmpera em consequência das tensões internas, (COSTA, 2013; LIMA, 2006).

2.2.2. Tratamento térmico de alívio de tensões após soldagem (TTPS) e revenido

O tratamento térmico de alívio de tensões após a soldagem (TTPS) é o ciclo térmico pelo qual o metal é aquecido abaixo da zona crítica e permanece durante um determinado período de tempo, com o propósito de obter transformações nas microestruturas e de aumentar as propriedades de ductilidade e tenacidade dos aços endurecidos ou martensíticos. O revenido possui as mesmas características do TTPS, porém geralmente é aplicado logo após um ciclo de têmpera, com o intuito de corrigir

especificamente os inconvenientes provocados pelo ciclo térmico anterior, recuperando ao aço grande parte das propriedades perdidas, sem perder as propriedades desejadas e adquiridas pela têmpera. O propósito é que se hajam alterações nas estruturas internas e conseqüentemente as propriedades mecânicas. Aços C – Mo com composições químicas de C entre 0,20% a 0,35%, normalmente possuem TTPS entre 675°C à 760°C em tempo de duas às três horas por polegada de seção, (COSTA, 2013; LIMA, 2006; CHIAVERINI, 2002).

2.2.3 Preaquecimento

O preaquecimento é definido como a temperatura inicial na qual toda a peça ou somente a região a ser soldada é submetida antes da operação de soldagem. O seu uso proporciona uma diminuição na velocidade de resfriamento e também nos gradientes térmicos, ambos proporcionalmente ligados diretamente entre si. A escolha da temperatura de preaquecimento faculta certo controle sobre a velocidade de resfriamento da microestrutura e suas propriedades da região da solda, (MATTOS, 2012; FORTES, 2004b).

Os metais são considerados bons condutores de calor, possuindo capacidade calorífica bastante elevada, apresentando boas condições de aquecimento e resfriamento relativamente rápidas, contribuindo na formação de microestruturas danosas na região a ser soldada. Logo o preaquecimento, na região onde se pretende soldar, tende a minimizar a taxa de resfriamento do metal, preservando uma melhor ductilidade, uma baixa dureza e uma menor probabilidade de fissuração durante o resfriamento, atribuindo valores estes entre 50°C à 540°C. No momento do resfriamento da solda, na ZTA, há geralmente o surgimento de fase martensítica, com a aplicação do preaquecimento, a taxa de resfriamento (gradiente térmico) diminui, ocasionando uma limitação do acúmulo de fase martensítica. Em suma o preaquecimento reduz a probabilidade de aparecimento de trincas por hidrogênio, reduz as tensões de contração e reduz a dureza na ZTA, (FORTES, 2004b).

2.3 MECÂNICAS DA FRATURA ENSAIO CTOD SE(B)

2.3.1 Força máxima de flexão para produção da pré trinca de fadiga

Existe uma necessidade de se realizar antes do ensaio de tenacidade à fratura, uma trinca com certo grau de agudez semelhante ao da trinca microestrutural. Para isto o corpo de prova é submetido a um carregamento dinâmico para gerá-la. Baseado nas normas ISO 12135:02 e ISO 15653:10 a força máxima do carregamento de fadiga é estabelecida pela **Equação 2.6**.

$$F_f = \frac{0,8B(W - a_t)^2}{S} \times R_{p0,2} \quad (2.6).$$

Onde:

F_f = Força máxima de carregamento de fadiga referente à norma ISO 12135: 02;

B = Espessura do corpo de prova;

W = Largura do corpo de prova;

$R_{p0,2}$ = Resistência ao escoamento do material a 0,2%;

$a_t = a_e + a_f$;

a_e = Comprimento pré-estabelecido para o entalhe;

a_f = Comprimento pré-estabelecido para a trinca de fadiga;

S = Comprimento entre os dois apoios.

Considerando K_I como o fator de intensidade de tensão no modo de fratura I, calculado por amostras flexionadas em três pontos descritos de acordo com a norma ISO 12135: 02, pela a **Equação 2.7**:

$$K_I = \left[\left(\frac{S}{W} \right) \frac{F_{\delta el}}{(BB_N W)^{0,5}} \right] \times \left[f \left(\frac{a_0}{W} \right) \right] \quad (2.7).$$

Onde:

$F_{\delta el}$ = Força selecionada do trecho linear da curva de ensaio que é 80% da F_f ;

$B=B_N$ = Espessura do corpo de prova considerando o chanfro lateral (*side-groove*), quando necessário sua aplicação;

$f(a_0/w)$ = Função geométrica adimensional tabelada em função da relação (a_0/w) nas normas citadas. (**Equação 2.14**).

2.3.2 Metodologia para determinação experimental do CTOD

Wells em 1961, ao realizar ensaios para medição de K_{IC} em aços estruturais, percebeu que estes materiais eram muito tenazes para que fossem caracterizados pela mecânica da fratura elástica linear. Observou-se que a elevada tenacidade é bastante favorável para o projeto e fabricação, no entanto a teoria existente de mecânica da fratura não era aplicável sob tais condições, restringindo a uma importante classe de materiais. Wells observou que a deformação plástica produzia o arredondamento da ponta de trincas originalmente agudas e que o grau de arredondamento evoluía proporcionalmente à tenacidade do material. Essa observação conduziu Wells a propor a abertura da ponta da trinca como um parâmetro de medição de tenacidade à fratura. Atualmente este parâmetro é conhecido como CTOD (*Crack Tip Opening Displacement*), (DONATO, 2008).

O CTOD representado pela letra grega (δ) é definido como parâmetro da tenacidade à fratura associado à abertura da trinca, utilizado na MFEP, sendo um dos parâmetros da MF recomendado para juntas soldadas. Para que exista o início da fratura, há a necessidade de que a abertura na ponta da trinca atinja um valor crítico relacionado às tensões impostas, e isso dependerá do tipo de material, da temperatura, da taxa de deformação e do estado de tensões. O parâmetro CTOD aprecia a presença de uma zona plástica na ponta da trinca, consentindo que as duas superfícies se separem não havendo um crescimento estável da trinca. Portanto, o processo de fratura é monitorado pela deformação plástica na ponta da trinca, e a origem da trinca ocorre a partir de um valor crítico de abertura ou do CTOD, de acordo com a **Figura 2.9**, (ANDERSON, 2005).

Ribeiro descreve (2016) que a abertura na ponta da trinca, o processo de propagação necessita de energia para gerar as novas superfícies da trinca e também para superar as deformações plásticas na ponta da trinca, e, no entanto, qualquer fator que restrinja a deformação do material estará reduzindo a tenacidade à fratura (baixo CTOD), do mesmo modo que qualquer mecanismo que absorva energia durante o processo de propagação contribuirá para o aumento da tenacidade do material (alto CTOD). As

deformações plásticas arredondam (embotamento) a ponta da trinca inicialmente aguda, e quanto maior a tenacidade à fratura maior será o embotamento.

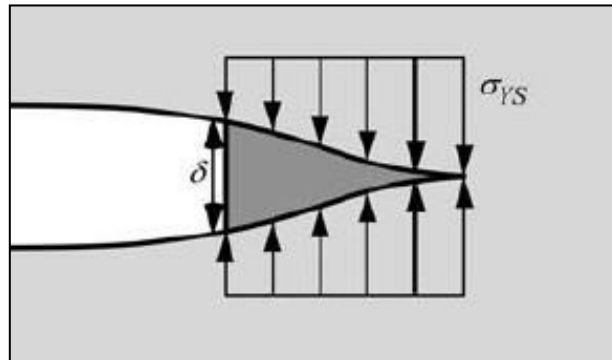


Figura 2.9: Estimativa de CTOD (δ) do modelo de faixa de rendimento.

(Fonte: ANDERSON, 2005).

Existem 06 possibilidades de curvas relacionadas ao ensaio de tenacidade à fratura CTOD, podendo ser representadas por δ_c (F_c , V_c), δ_u (F_u , V_u) e δ_m (F_m , V_m). O comportamento da curva depende da fratura do material, da eficiência do sistema de teste e da flexibilidade e concentricidade na instalação do corpo de prova, conforme as normas vigentes citadas. A **Figura 2.10** representa estas 06 curvas, nas quais as descontinuidades representadas pelos os pontos *b* encontrada nas curvas 3 e 5, são denominadas de “*pop in*”, já o ponto *a* encontrada nas curvas 1, 2 e 4 são denominados de “*fraturas*”. O valor do CTOD é obtido através de ensaios dos corpos de prova, baseado na norma ISO 12135: 2002, sendo esta utilizada continuamente para o acompanhamento da abertura da trinca, produzindo sempre uma das 06 curvas de carga em função da abertura do entalhe, (ALMEIDA, 2014; CAVALCANTE, 2014).

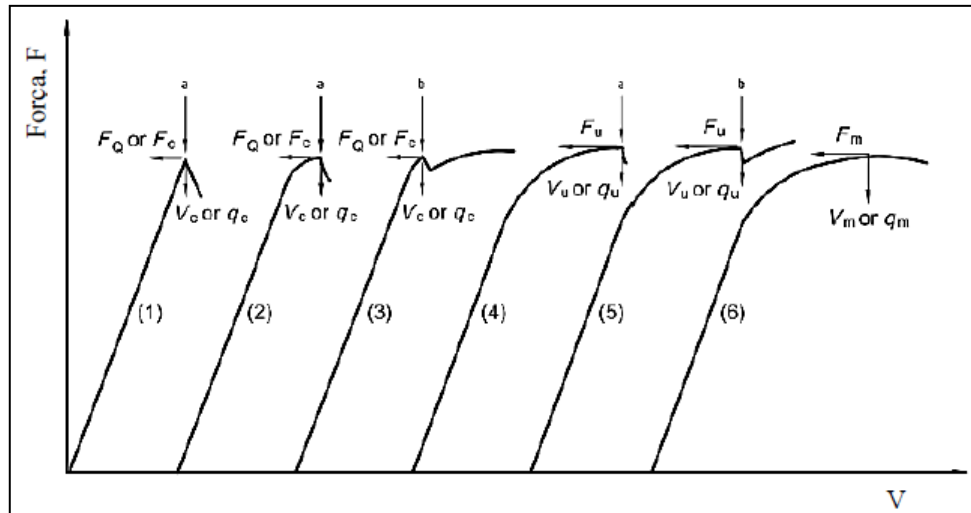


Figura 2.10: Curvas características do ensaio CTOD.

(Fonte: ISO 12135:2002).

Após a determinação do tipo de curva de ensaio, é definido então o ponto (F, V) que permite calcular o CTOD. O (V_p) é alcançado pelo diagrama carga *versus* deslocamento da abertura do entalhe (*Notch Opening Displacement - NOD*), a partir de uma reta paralela, a componente elástica de carregamento, traçada do ponto da carga máxima, obtendo então o valor do (V_p) e posteriormente o CTOD, demonstrada na **Figura 2.11**, (CAVALCANTE, 2014).

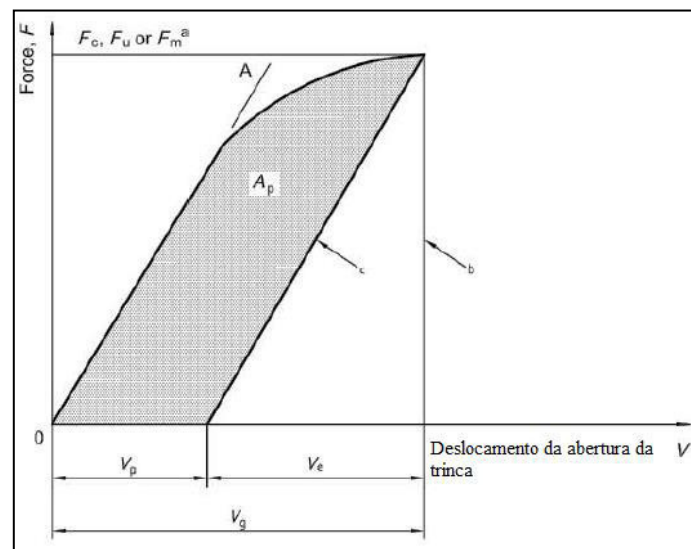


Figura 2.11: Definição da componente plástica.

(Fonte: ISO 12135:2002).

Estes diagramas são extraídos pelos ensaios de corpos de prova pré-trincados por fadiga padronizada, carregados continuamente, via controle do deslocamento do pistão da deformação do corpo de prova ou da abertura da boca do entalhe, no qual o extensômetro (*clipgage*) é acoplado. As **Figuras 2.12 e 2.13** mostram as configurações do corpo de prova antes e durante a realização do ensaio, em destaque a deformação plástica (V_p), no qual se faz a leitura pelo *clipgage*, fixado no corpo de prova e integrado a um computador para se medir os dados da abertura da trinca, (CAVALCANTE, 2014; DONATO, 2008; FALCÃO, 1997).

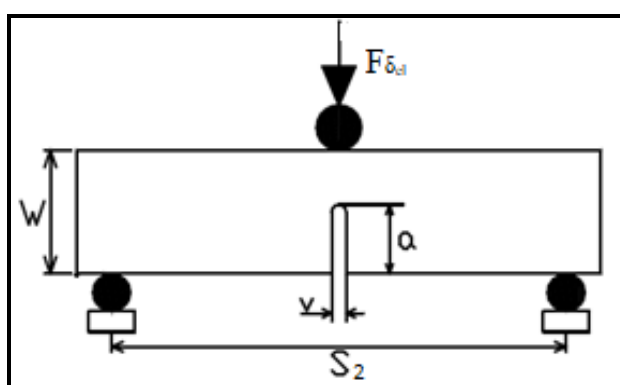


Figura 2.12: Corpo de prova SE(B) preparado para o ensaio de flexão de três pontos.
(Fonte: DONATO, 2008).

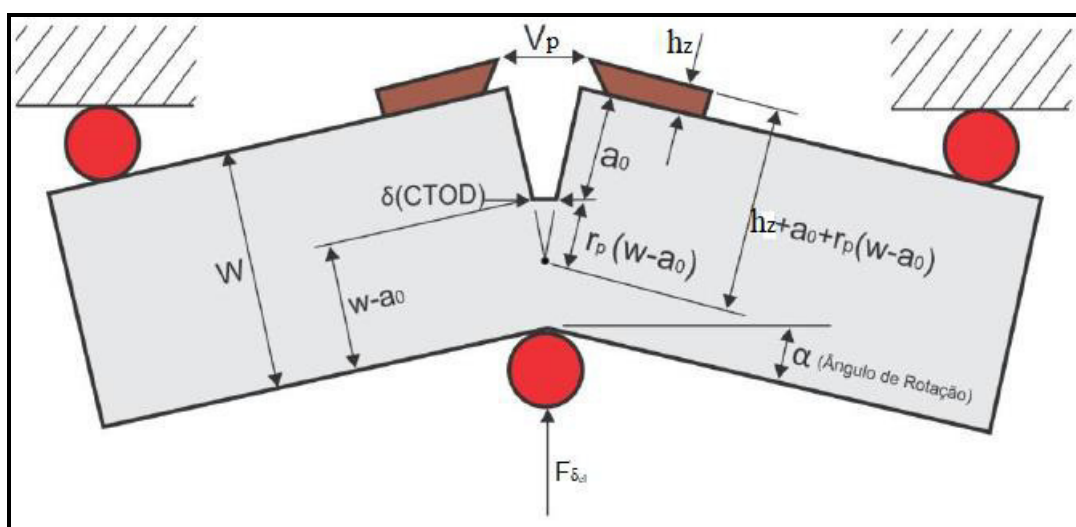


Figura 2.13: Abertura no corpo de prova no ensaio de CTOD.
(Fonte: CAVALCANTE, 2014 adaptado de ANDERSON, 2005).

Os corpos de prova SE(B), **Figura 2.14**, em termos de dimensões e relações geométricas são padronizados conforme as normas ISO 12135: 2002, BS 7448: 1997, ISO 15653: 2010, ASTM 1820: 2011 e ASTM 1290:2008, tendo estas normas à função de dar assistência nos ensaios de CTOD como também na determinação experimental dos parâmetros da mecânica da fratura, (ALMEIDA, 2014).

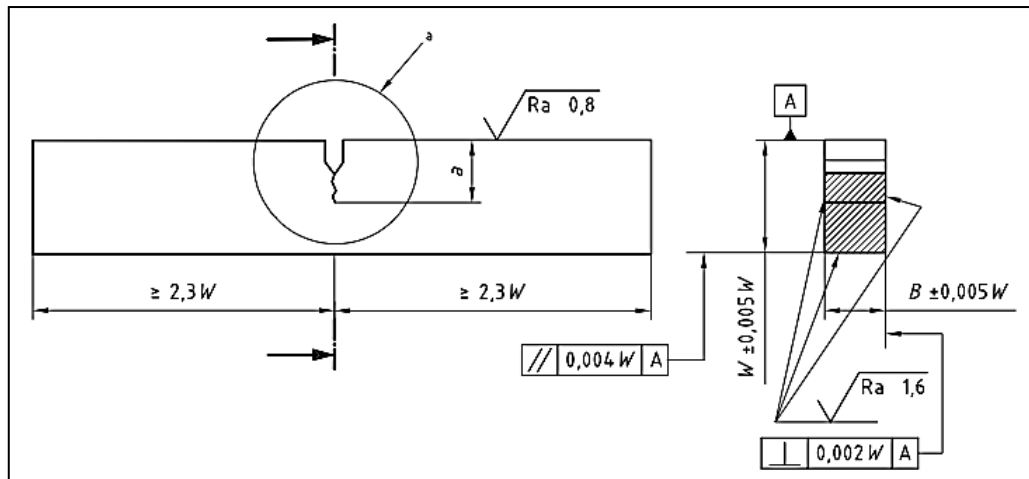


Figura 2.14: Relações Geométricas dos CPs tipo SE(B)

(Fonte: ISO 12135:2002).

As normas estabelecem padrões e relações geométricas para a confecção dos corpos de prova sendo elas representadas nas Equações abaixo:

$$1 \leq \frac{W}{B} \leq 4 \quad (2.8).$$

$$0,45 \leq \frac{a_0}{W} \leq 0,70 \quad (2.9).$$

$$S_2 = 4W \quad (2.10).$$

Onde:

W= largura;

a_0 =comprimento da pré-trinca de fadiga;

S_2 = comprimento entre os dois apoios.

Como referência a norma ISO 12135: 2002 para corpos de prova SE(B) o valor do CTOD é expresso pela **Equação 2.11**.

$$\delta = \delta_{el} + \delta_{pl} \quad (2.11).$$

Onde:

δ_{el} =componente elástica;

δ_{pl} =componente plástica.

No qual a componente elástica depende do fator de intensidade de tensão e a componente plástica depende do esforço, ambos representados pelas **Equações 2.12 e 2.13**.

$$\delta_{el} = \left[\left(\frac{S_2}{W} \right) \frac{F_{\delta el}}{(BB_N W)^{0,5}} g_1 \left(\frac{a_0}{W} \right) \right]^2 \left[\frac{(1 - \nu^2)}{2R_{0,2} E} \right] \quad (2.12).$$

Onde:

$F_{\delta el}$ =força máxima aplicada;

S_2 =distância entre os roletes de apoio no teste de flexão de três pontos;

B = espessura do corpo de prova;

B_N = espessura do corpo de prova na região do *sidegroove*;

W =largura do corpo de prova;

a_0 =tamanho inicial da trinca;

$f(a_0/W)$ =fator geométrico (dependente da geometria e do tipo do corpo de prova);

ν =coeficiente de Poisson;

$R_{0,2}$ =limite de escoamento para a temperatura no qual o ensaio de CTOD foi realizado;

E =módulo de elasticidade.

$$\delta_{pl} = \frac{r(W - a_0)V_p}{rW + 0,6a_0 + h_z} \quad (2.13).$$

Onde:

V_p = parcela plástica de deslocamento;

h_z =altura da colocação do *clipgag*, para a medida das faces da trinca;

r =fator rotacional (0,44 conforme as normas ISO 12135: 2002 e a ASTM E1290: 2008).

A função $f(a_0/W)$ é demonstrada pela **Equação 2.14**.

$$f\left(\frac{a_0}{W}\right) = \frac{3\left(\frac{a_0}{W}\right)\left[1,99 - \left(\frac{a_0}{W}\right)\left(1 - \frac{a_0}{W}\right)2,15 - 3,93\frac{a_0}{W} + 2,7\left(\frac{a_0}{W}\right)^2\right]^{0,5}}{2\left(1 + 2\frac{a_0}{W}\right)\left(1 - \frac{a_0}{W}\right)^{1,5}} \quad (2.14).$$

Onde:

a_0 = média das medições do comprimento da pré – trinca por fadiga tomada na superfície do corpo de prova fraturado;

W = altura do corpo de prova SE(B) a ser ensaiado.

Materiais com características elasto-plástico tornam possível a análise de curvas de tenacidade à fratura modelo CTOD *versus* crescimento estável da trinca (δ x Δa), dada pela **Equação 2.15**.

$$\delta = \left[\left(\frac{S_2}{W} \right) \frac{F_{\delta el}}{(BB_N W)^{0,5}} g_1\left(\frac{a_0}{W}\right) \right]^2 \left[\frac{(1 - \nu^2)}{2R_{0,2} E} \right] + \frac{0,44(w - a_0)V_p}{0,6a_0 + 0,44w + h_z} \quad (2.15).$$

Onde:

ν =relação de Poisson;

E =módulo de elasticidade do material;

Δa =representa o crescimento total da trinca.

As dimensões de a_0 , a_i e a_f são tirados na superfície do plano da trinca depois que se faz o ensaio de ruptura do corpo de prova, baseando-se na **Equação 2.16** e linhas de medição apresentadas na **Figura 2.15** ambas da norma ISO 12135: 2002.

$$a_0 = \frac{1}{8} \left[\left(\frac{a_1 + a_9}{2} \right) + \sum_{j=2}^{j=8} a_j \right] \quad (2.16).$$

Onde:

a_0 =Comprimento inicial ou final da trinca, dependendo do que se esteja medindo.

Na **Figura 2.15** se verifica a configuração para a medição da pré trinca de fadiga do corpo de prova SE(B), com detalhe para o espaço entre as extremidades do corpo de prova, $0,01B$, obedecendo às distâncias iguais entre as medidas, de acordo com a espessura da amostra B , (ALMEIDA, 2014; CAVALCANTE, 2014; FALCÃO, 1997).

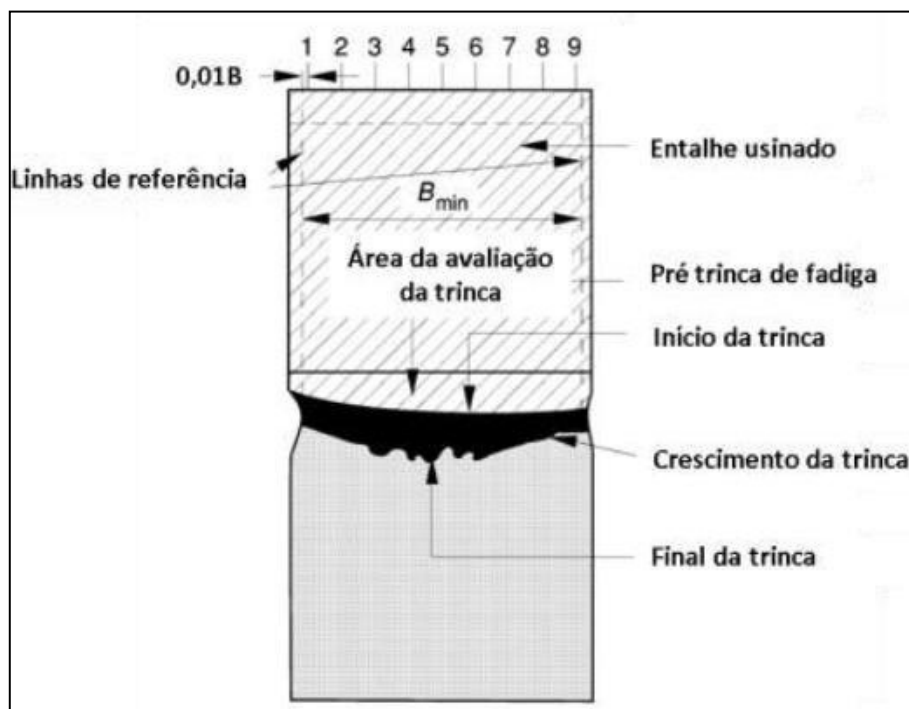


Figura 2.15: Medição da pré trinca de fadiga do corpo de prova SE(B)

(Fonte: CAVALCANTE, 2014 *adaptado* ISO 12135:2002).

2.3.3 Definição de CTOD em juntas soldadas

Donato (2008) menciona que o cordão de solda e suas regiões vizinhas obtêm uma redução em sua tenacidade à fratura por ser metalurgicamente pobre em termos de

qualidade quando comparado ao MB da junta soldada, visto que o procedimento de soldagem ocasiona mudanças drásticas nas características mecânicas e metalúrgicas nestes bimetálicos. O processo de soldagem produz defeitos (trincas a quente ou a frio, falta de penetração, retração, porosidades, vazios, etc.) na região soldada que precisam ser consideradas quanto à integridade estrutural à fratura. Com a intenção de minimizar estas fraturas catastróficas por falhas não detectadas presentes nos cordões de solda, vários procedimentos de fabricação instituem o uso de MA com resistência mecânica superior aos dos MB, referenciadas por *overmatching*. De acordo com os pontos teóricos e fenomenológicos das abordagens conceituais descritas neste item, há a influência da presença da Dissimilaridade Mecânica de Soldagem (DMS) sobre a evolução das zonas plásticas, logo pesquisadores dividem o CTOD total (δ) em suas contribuições δ_{LS} (material menos resistente – *Lower Strength*) e δ_{HS} (material mais resistente – *Higher Strength*), conforme a **Equação 2.17**:

$$\delta = \delta_{LS} + \delta_{HS} \quad (2.17).$$

A situação presente de juntas soldadas constituídas de MB e MA de propriedades mecânicas diferentes e assimétricas, conhecidas por Dissimilaridade Mecânica da Solda (DMS), são classificadas em três tipos de definições que serão descritos posteriormente. Estas são baseadas na variável que dá características do nível de dissimilaridade na junta soldada, tendo como referência o nível de tensões de escoamento dos materiais presentes e o grau de heterogeneidade mecânica que quantifica o grau de resistência dos MS em relação ao MB, conhecido por M_L (*Mismatch Level*) e representada pela **Equação 2.18** e sendo ilustrada na **Figura 2.16**:

$$M_L = \frac{\sigma_{YS}^{MS}}{\sigma_{YS}^{MB}} \quad (2.18).$$

Overmatch ($M_L > 1$) – Com o MS mais resistente que o MB, é as que são usuais, desejadas e encontradas na prática em níveis de até 1,5, pois níveis superiores a 1,5 são extremamente impactantes no comportamento da estrutura. A recomendação é que fabricação de soldas produza dentro desta classificação, como forma de desviar as

deformações para o MB menos resistente, apresentando um melhor controle microestrutural e com a diminuição de defeitos;

Undermatch ($M_L < 1$) – Com o MS menos resistente que o MB, é pouco usual na prática do projeto de fabricação, mas podendo ocorrer em casos de seleção não cuidadosa de metais de adição;

Evenmatch ($M_L = 1$) – Com ambos os MS e os MB menos resistentes, (DONATO, 2008).

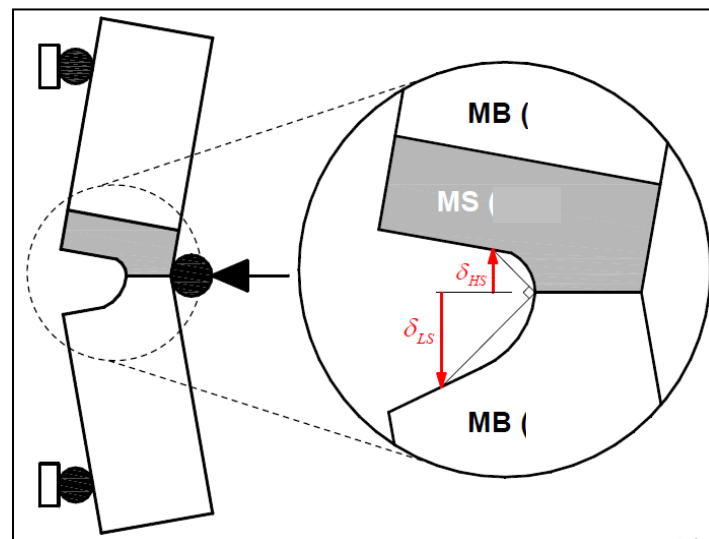


Figura 2.16: Ilustração esquemática estrutural assimétrica de trincas na interface de soldagem e a decomposição do CTOD total (δ) em suas parcelas δ_{LS} e δ_{HS} .

(Fonte: DONATO, 2008).

2.3.4 Mecanismo de fratura e fractografia

A análise microestrutural da fractografia em metais está associada em três classes: *fratura por clivagem* (*propagação intragranular*), *fratura por propagação intergranular* e a *fratura dúctil* (*alveolar – dimples*), mostrados esquematicamente nas **Figuras 2.17 (a), (b) e (c)**, ou *mista* (*quase-clivagem*) apresentando uma superfície com *dimples* e planos de clivagem, (RIBEIRO, 2016).

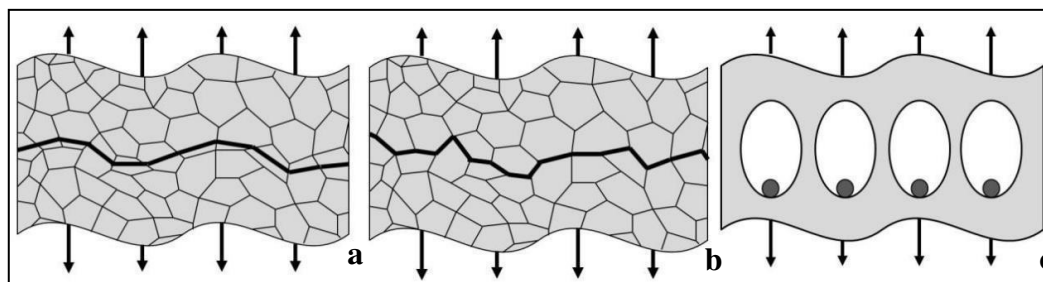


Figura 2.17: Mecanismo de Fratura: (a) Clivagem; (b) Intergranular; (c) Dúctil
(Fonte: RIBEIRO, 2016).

A *fratura frágil por clivagem*, ilustrada na **Figura 2.18**, ocorre quando a trinca se propaga no meio da separação de planos cristalinos do metal, de preferência nos planos de clivagem ou preferenciais de clivagem. Este tipo de fratura ocorre normalmente em materiais com estruturas CCC, HC e em cristais iônicos e covalentes, e em altas taxas de deformação e baixas temperaturas para estruturas CFC. Geralmente, a *fratura por clivagem* é instável, pois uma vez iniciada a trinca por nucleação a sua propagação é extremamente rápida, (RIBEIRO, 2016).

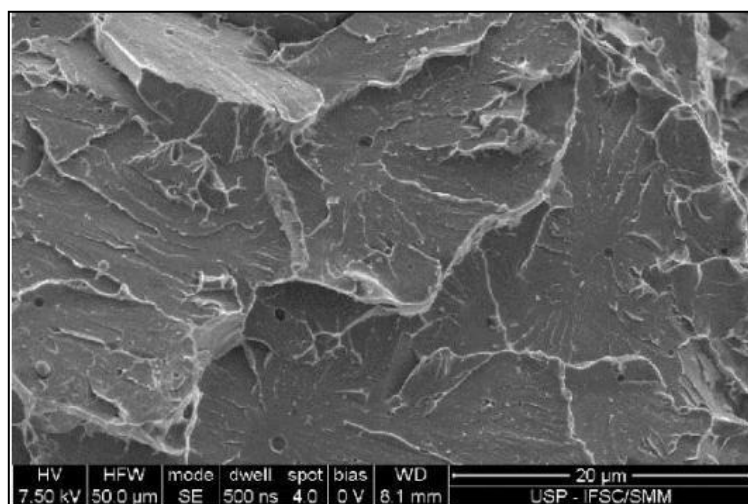


Figura 2.18: Fratura por clivagem.
(Fonte: RIBEIRO, 2016).

A *fratura frágil intergranular* ocorre quando a trinca se propaga nos contornos de grãos da estrutura por causa da decoesão entre os grãos da estrutura cristalina. A decoesão é ocorrência do coalescimento das microcavidades ocasionadas pelas partículas de segunda fase ou inclusões, segregação de impurezas, corrosão seletiva, nucleação de trincas e microvazios, todas estas nos contornos de grãos solicitados mecanicamente em

elevadas tensões e altas temperaturas. A característica morfológica desta fratura é um aspecto tridimensional dos grãos, ilustrado na **Figura 2.19**, (RIBEIRO, 2016).

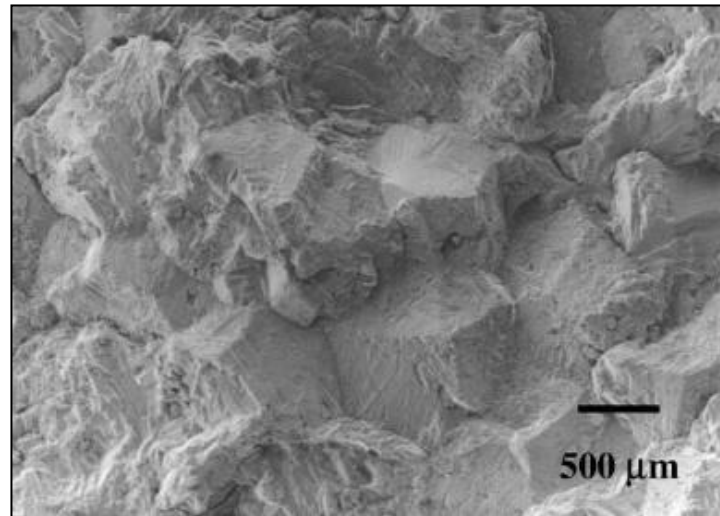


Figura 2.19: Fratura intergranular.

(Fonte: RIBEIRO, 2016).

A *fratura dúctil* é classificada por um consumo elevado de energia durante a fratura, o que é esperado e desejado para componentes mecânicos e estruturais em geral. São apresentados pelas deformações plásticas e o aparecimento de *dimples* sobre a superfície da fratura. O micro mecanismo é realizado pela nucleação, crescimento e coalescência de microcavidades. Por causa das solicitações mecânicas e do tamanho das partículas de segunda fase (alvéolos) e etc., há uma heterogeneidade entre a deformação local da matriz em relação à partícula, gerando tensões internas de cisalhamento, provocando a nucleação das microcavidades por causa da separação da partícula com a matriz ou pela fratura da partícula. As microcavidades modificam a distribuição de tensões na região próxima às partículas atuando como concentradores de tensões, induzindo ao aparecimento de estricção localizada, provocando ao crescimento das microcavidades, chegando a um tamanho suficiente para a ocorrência do coalescimento destas microcavidades e conseqüentemente a ruptura do material com a superfície, ilustrada na **Figura 2.20**, (RIBEIRO, 2016).

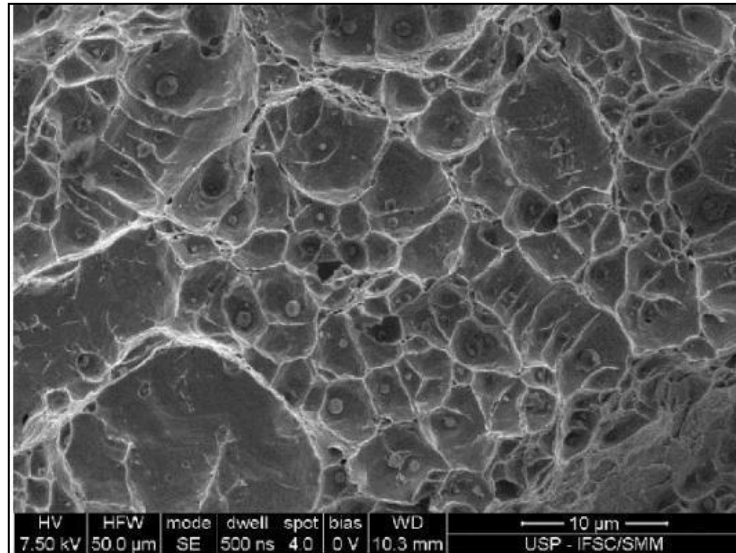


Figura 2.20: Fratura dúctil.

(Fonte: RIBEIRO, 2016).

Em aços estruturais para fins de transporte de óleo e gás não se observa reduções significativas nos parâmetros de tenacidade à fratura (CTOD e/ou Integral J), o que mostra que a tenacidade à fratura com a influência do hidrogênio é função de diversos fatores tais como, taxa de deformação, processo de hidrogenação, microestrutura, existência de sistemas de prevenção à corrosão (proteção catódica) e entre outros, (ALVES, 2014).

Testes feitos recentemente, com o MA a liga INCONEL 625 juntamente com o MB AISI 8630M, pelo processo de soldagem TIG na região onde existe uma ZPD descontínua, a trinca foi ligeiramente desviada no sentido do MS, mas permaneceu dentro da região de solidificação planar primária, localizada na interface da junta soldada, **Figura 2.21**. Nesta região de solidificação planar primária, previamente chamado de “zona sem característica” ou “zona ϕ ”, a trinca se propagou com um mecanismo de falha de quase clivagem, que naturalmente transitou para o dúctil e rasgando para dentro da liga INCONEL 625, um exemplo está demonstrado na **Figura 2.22**, (Parte II: DODGE, 2013).

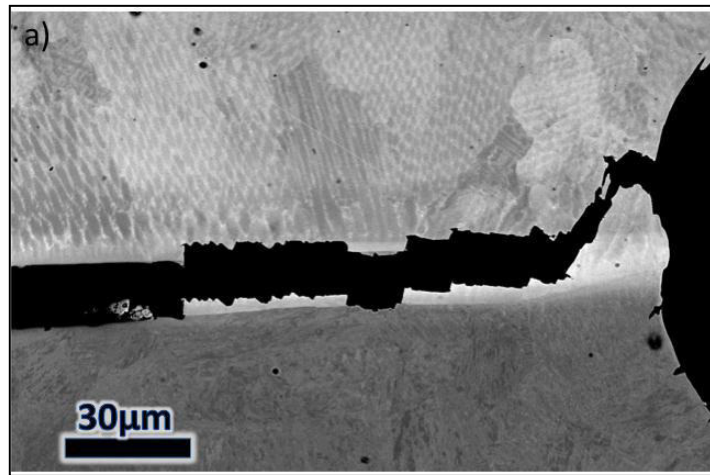


Figura 2.21: Detalhe da trinca rente à interface entre o INCONEL 625 e o MB 8630M.

(Fonte: Parte II: DODGE, 2013).

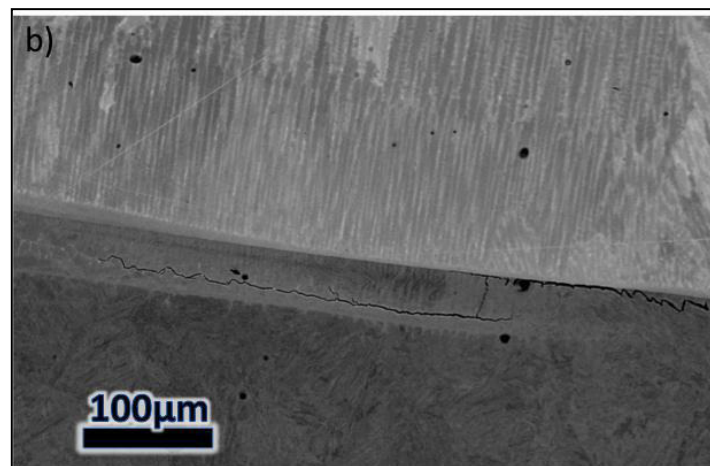


Figura 2.22: Trinca ligando entre regiões planares perto da ponta da trinca entre o INCONEL 625 e o MB AISI 8630M.

(Fonte: Parte II: DODGE, 2013).

É de se acreditar que a morfologia da fratura quase clivagem corresponde para que a trinca se propague nesta localidade. A propagação da trinca através das ZPDs descontínuas se conecta na região de solidificação planar secundária, isto é, que se formam do outro lado da descontinuidade. Assim, é possível que trincas possam ser ligadas em torno de ZPDs descontínuas, bem como através delas, **Figura 2.23**, (Parte II: DODGE, 2013).

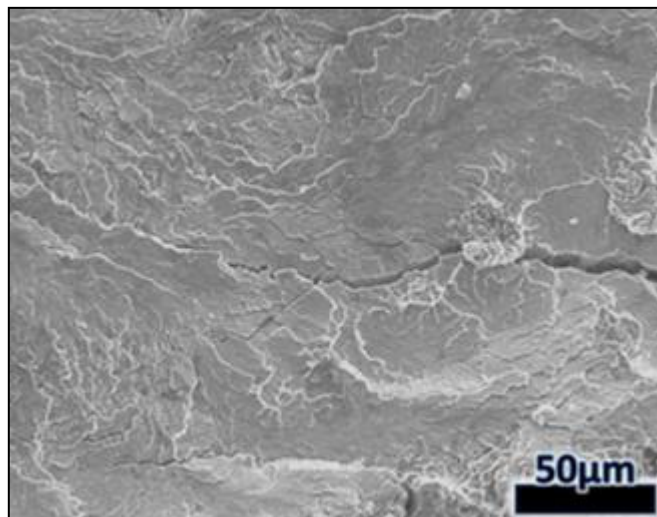


Figura 2.23: Imagem AISI 8630M/INCONEL 625, superfície de fratura no lado da solda com uma larga região de fratura quase clivagem.

(Fonte: Parte II: DODGE, 2013).

2.4. PERMEAÇÃO POR HIDROGÊNIO

2.4.1. Potencial de proteção catódica

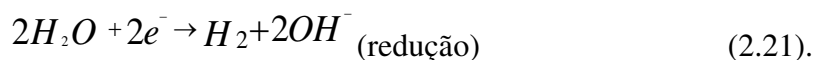
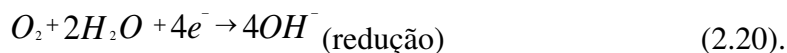
A corrosão pode ocorrer por um processo químico, contato de metais com polaridades diferentes, ou por meio eletrolítico em solução. Ocorrendo isto, se estabelece um fluxo de elétrons a partir de um metal de maior potencial em direção ao metal de menor potencial de corrosão, proporcionando o surgimento de uma corrente e resultando num aumento da taxa de corrosão do metal com maior potencial. Quanto mais negativo esse potencial medido em relação a um potencial de referência (eletrodo de referência), mais anódica será a sua condição, sendo assim, mais sujeito à corrosão. Certas correntes podem aparecer em estruturas de um mesmo metal, produzindo o fluxo de elétrons entre as áreas anódicas e catódicas que são originadas nas heterogeneidades deste mesmo metal. Sabendo que o fluxo tem sua origem nas áreas anódicas, este fluxo se movimenta continuamente através do eletrólito e retorna à própria estrutura, fechando então o circuito elétrico. Aços carbono, em meios neutros ou alcalinos, como a água do mar, são vulneráveis a corrosão, surgindo então reações na sua superfície, de maneira que, na região anódica ocorre uma reação de oxidação ou de corrosão metálica e na região catódica ocorrem reações de redução de oxigênio e de hidrogênio, (CARRASCO, 2013).

A proteção catódica é uma técnica de controle de corrosão em instalações metálicas enterradas ou submersas, que aplica uma corrente elétrica contínua nas superfícies metálicas com o intuito de proteger. A intensidade de corrente deve ser aplicada em um potencial capaz de reduzir ao máximo a taxa de corrosão no metal. A proteção catódica inverte o fluxo de corrente das regiões anódicas do metal, de maneira que elas perdem a capacidade de liberar íons metálicos, logo, toda a estrutura metálica se torna um catodo e se protege contra a corrosão, (CARRASCO, 2013).

a) Reação anódica:



b) Reação catódica:



Tendo como princípio de que havendo mudanças num dos elementos sob os quais um sistema se encontra em equilíbrio, a reação tende à auto se ajustar buscando eliminar o desequilíbrio, logo as taxas das **Equações 2.19, 2.20 e 2.21** podem ser alteradas ao se retirar ou fornecer elétrons ao metal, ilustrada na **Figura 2.24**. Entretanto, ao se retirar elétrons da peça de metal, a taxa da **Equação 2.19** elevará para estabelecer o equilíbrio dessa ação, e o Fe se dissolverá ainda mais, enquanto as **Equações 2.20 e 2.21** irão reduzir. No caso se forem fornecidos elétrons para o metal a partir de uma fonte externa, a **Equação 2.19** irá diminuir e a corrosão será reduzida e as **Equações 2.20 e 2.21** aumentarão, sabendo que, os processos anódicos e catódicos são inseparáveis, este processo é ilustrado na **Figura 2.25**, (CARRASCO, 2013).

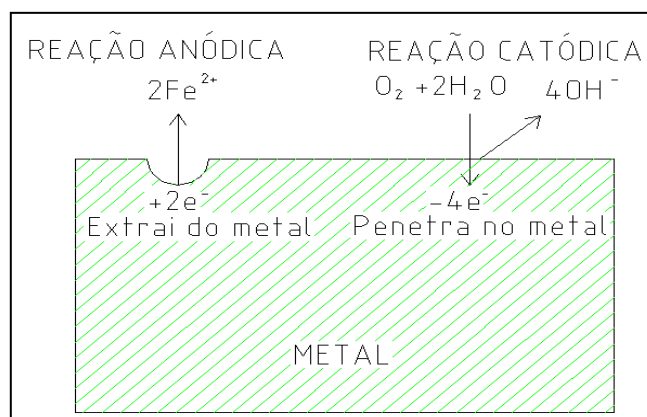


Figura 2.24: Reações anódicas e catódicas na superfície de um metal imerso no mar.

(Fonte: Adaptado de CARRASCO, 2013).

O potencial de corrosão (E_c) e a corrente de corrosão (I_c) que estão associados aos tipos de materiais, ocorrem no ponto de interseção da curva da reação anódica, **Equação 2.19**, com a curva resultante das reações catódicas, **Equações 2.20 e 2.21**, onde as taxas das reações são iguais. Quando elétrons são enviados ao metal para deixá-lo mais negativo, a dissolução anódica do ferro se reduz para uma taxa insignificante no potencial de proteção catódica (E_p), ao passo que a corrente catódica para a corrente de proteção catódica (I_p). No entanto, uma corrente ($I_p - I_c$) deve ser fornecida a partir de uma fonte externa para manter o potencial em (E_p), onde a taxa de dissolução do ferro é muito baixa, sendo este um dos princípios utilizados para controlar a corrosão nas estruturas metálicas, (CARRASCO, 2013).

Se no caso for aplicado ao longo da superfície metálica um potencial com superproteção catódica (E_{sp}), mais negativo do que o (E_p), a corrente solicitada da fonte externa passa a ser a corrente de superproteção (I_{sp}), logo a proteção adicional do metal é nula e o metal passa ter sobre proteção. Na condição de sobre proteção o metal fica susceptível à fragilização por hidrogênio, devido ao aumento da produção de hidrogênio, ficando ainda mais grave quando o processo ocorre na presença de H_2S ou outros compostos que facilitem a adsorção do hidrogênio atômico na superfície metálica e a sua adsorção no reticulado. Chegando a conclusão que a sub proteção provoca a corrosão e a superproteção provoca o descolamento do revestimento e fragilização por hidrogênio, (CARRASCO, 2013).

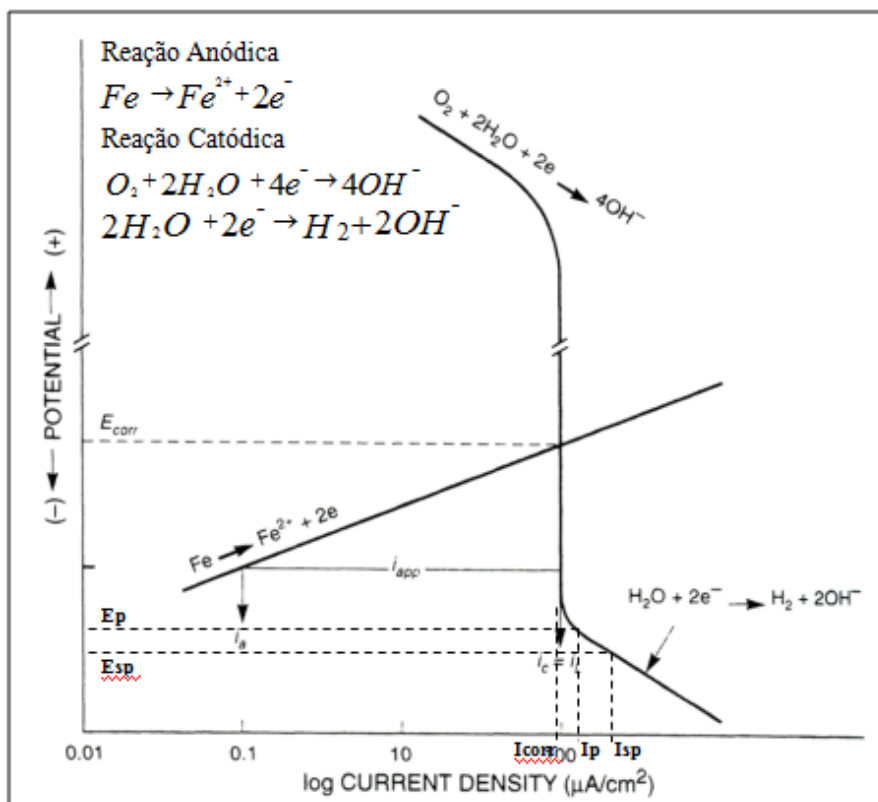


Figura 2.25: Diagrama de polarização do aço em água do mar representando processos de corrosão e proteção catódica.

(Fonte: FENSKE, 2010).

2.4.2 Interação hidrogênio e metal

As soluções contendo ácidos, reações de corrosão ou polarizações catódicas, podem gerar hidrogênio atômico em um eletrólito, tanto em reações químicas, reações eletroquímicas e reações nucleares. Uma vez que se tem hidrogênio atômico ou pro atômico em contato com uma solução sólida, principalmente metais, ocorrem fenômenos de adsorção, penetração e difusão do hidrogênio nos metais, conforme mostra a **Figura 2.26**, (CORREA, 2011; COUTINHO, 2002).

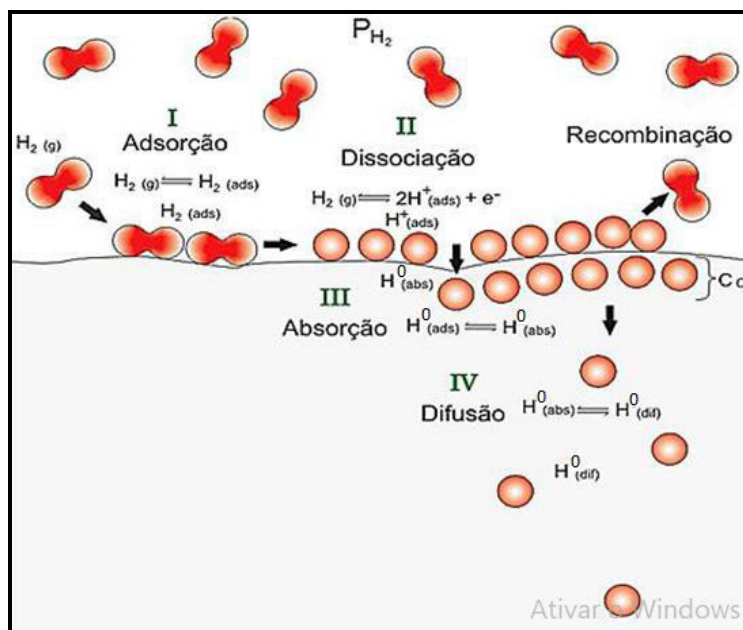
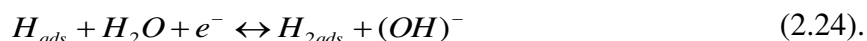
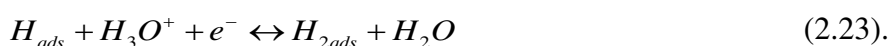


Figura 2.26: Etapas da hidrogenação de um metal: I – adsorção física;
II – adsorção química dissociativa; III – absorção; IV – difusão.
(Fonte: OLIVEIRA, 2013).

O hidrogênio se forma decorrente de reações químicas através da **Equação 2.22** de *Tafel* ou reações eletroquímicas através das **Equações 2.23 e 2.24** de *Heyrovsky* e dependendo das condições os hidrogênios também se recombinaem entre si.



O metal quando exposto a uma atmosfera contendo o gás H_2 ocorre à dissociação química do gás, número (II) da **Figura 2.26**, e os átomos de hidrogênio são adsorvidos em locais intersticiais específicos na superfície dos metais. Nestes locais é que os átomos se encontram num vale profundo de energia potencial, isto é, locais estes onde se encontram uma grande concentração de átomos adsorvidos, pois a tendência destes átomos é de se acomodarem onde se encontram menor energia potencial, (CORREA, 2011; LYNCH, 2007).

Logo abaixo da superfície, número (III) da **Figura 2.26**, nas primeiras camadas atômicas do metal, existe vales de energia potencial, onde esta energia é menor que a

energia potencial das camadas atômicas internas do metal representadas pelo número (IV) da **Figura 2.26**. Portanto, nestas primeiras camadas, é possível encontrar uma concentração maior de H, (CORREA, 2011; LYNCH, 2007; OLIVEIRA, 2013b).

A **Figura 2.27** representa esquematicamente os vales da energia potencial que causam a adsorção do H na superfície do metal e posteriormente na região mais interna do metal. É de se notar também os saltos da energia potencial da desadsorção (E_{des}), da energia de penetração nos interstícios da primeira camada atômica do metal (E_{pen}) e energia de absorção do H das primeiras camadas pela matriz do metal (E_{abs}). Observa-se que a barreira de energia (E_{bar}) determina a tendência de um átomo de hidrogênio adsorvido na superfície em penetrar no metal e a barreira de energia (energia de ativação da recombinação dos átomos de hidrogênio) (E_{des}) a tendência deste de ser desadsorvido da superfície, (CORREA, 2011; WILDE, 2008; OLIVEIRA, 2013b).

O nível de energia dos átomos na superfície do metal é o menor possível. Portanto, ao se submeter um metal a uma atmosfera de H_2 , instantaneamente haverá uma dissociação e adsorção dos átomos na superfície. Porém, existirá uma barreira de energia para que haja a absorção dos átomos no metal. Logo, a penetração e a posterior difusão sucedem em uma escala de tempo muito maior, (CORREA, 2011; WILDE, 2008).

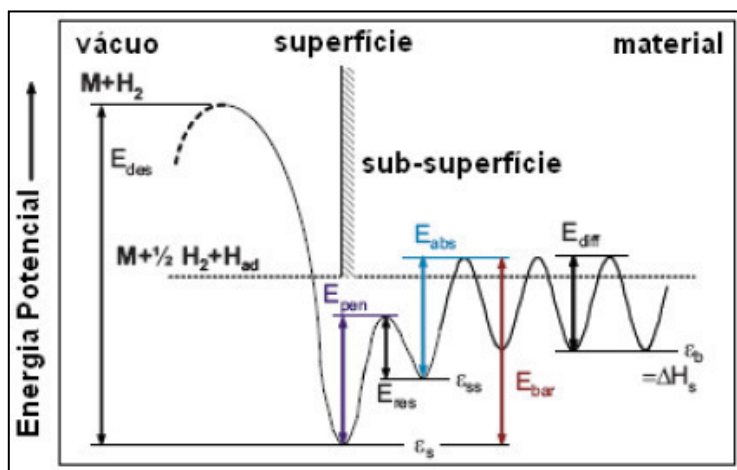


Figura 2.27: Diagrama unidimensional de energias potenciais de átomos de H na superfície de um metal M e imediatamente abaixo dela (adsorção na superfície).

(Fonte: CORREA, 2011).

O transporte bidimensional do hidrogênio através da superfície de um metal vai depender destes saltos de energia potencial entre as posições onde o H se encontra. Estes

saltos denotam a reversibilidade da adsorção e desadsorção do H da superfície ou da penetração (absorção) e sua liberação, (CORREA, 2011; WILDE, 2008).

O processo de adsorção do hidrogênio em metais pode ser muito mais complexo e pode ser influenciado por diversos outros fatores como tensão, o metal em si, temperatura e características superficiais. Na situação de metais em meios aquosos, a complexidade da adsorção é ainda maior, pois potenciais, pH, dissociações eletroquímicas e outras espécies químicas presentes modificam o processo de adsorção do H na superfície, (CORREA, 2011; LYNCH, 2007).

2.4.3 Difusão ideal, leis de Fick

Devido ao seu pequeno volume, o átomo de hidrogênio pode difundir e ocupar os espaços intersticiais dentro do material. Para os metais, os interstícios das redes cristalinas são o CFC e o CCC, que serão descritos abaixo:

Cubo de Face Centrada (CFC)- na região da célula unitária existe um (01) sítio intersticial octaedro por átomo de metal e dois (02) sítios intersticiais tetraedro por átomo de metal.

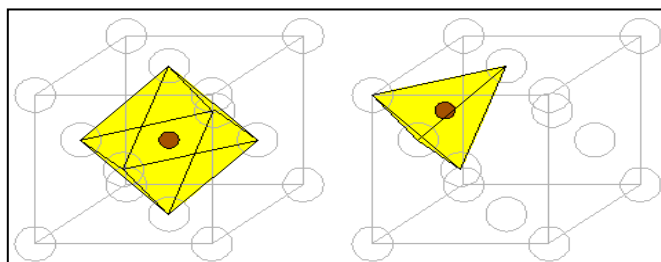


Figura 2.28: Cubo de Face Centrada.

(Fonte: Adaptado de STROE, 2006).

Cubo de corpo centrado (CCC)- na região da célula unitária existem três (03) sítios intersticiais octaedro por átomo de metal e seis (06) sítios intersticiais tetraedro por átomo de metal.

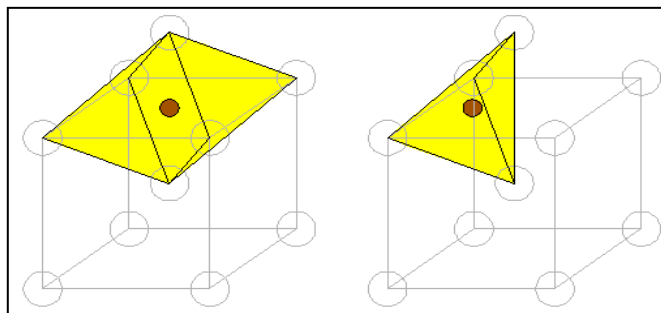


Figura 2.29: Cubo de Corpo Centrado.

(Fonte: Adaptado de STROE, 2006).

As estruturas CFC são mais compactas, com menor quantidade de sítios intersticiais, sendo a difusão intersticial mais difícil, porém mesmo assim os sítios do CFC existentes são maiores do que na estrutura CCC, sendo capazes de dissolver uma quantidade maior de átomos de hidrogênio, (STROE, 2006).

A concentração abaixo da superfície (C_0), determina um gradiente de concentração que é uma força motriz para a difusão. A difusão obedece às leis de *Fick* representadas pelas **Equações 2.25 e 2.26**:

Primeira lei de Fick por difusão

$$J = -D \frac{\partial C}{\partial x} \quad (2.25).$$

Segunda lei de Fick por difusão

$$\frac{\partial C}{\partial t} = -D \frac{\partial^2 C}{\partial x^2} \quad (2.26).$$

Onde:

J= Fluxo difusional;

D= Coeficiente de difusão para um caso ideal, onde a difusão não encontra regiões de aprisionamento;

$\partial C / \partial x$ = Gradiente de concentração (potencial químico) que é a força motriz de deslocamento;

(-) = Indica a direção da difusão da concentração mais alta para a concentração mais baixa.

2.4.4 Aprisionadores do hidrogênio

O transporte do hidrogênio é bastante influenciado pelos sítios aprisionadores, na **Figura 2.30**, há de apresentar os principais sítios de aprisionamento, tais como, a própria rede cristalina, os contornos de grãos, os precipitados coerentes e incoerentes, os vazios e as discordâncias. Estes sítios da rede cristalina atraem o hidrogênio devido à probabilidade finita de salto de hidrogênio nestas armadilhas e o tempo de permanência do hidrogênio nestes locais é mais longo do que em um sítio normal de difusão, surgindo uma maior energia de ligação do hidrogênio com as armadilhas, (OLIVEIRA, 2013b).

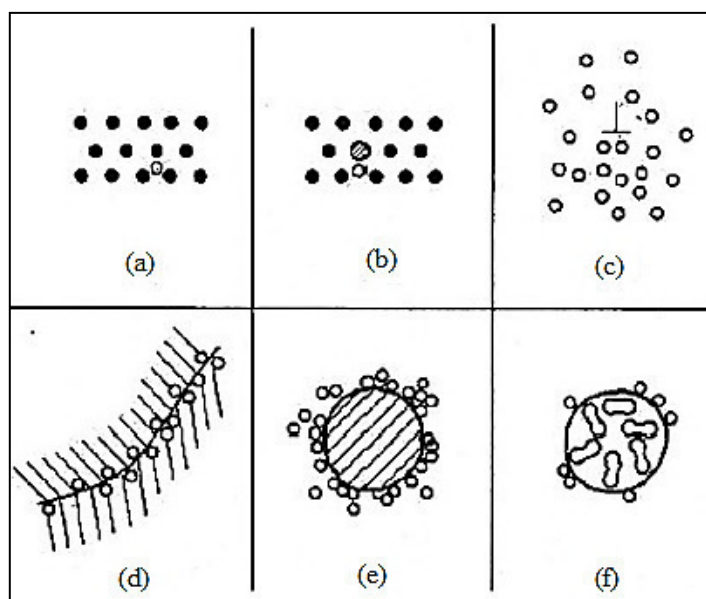


Figura 2.30: Desenho esquemático da interação do hidrogênio com a microestrutura metálica:

- (a) solução sólida; (b) hidrogênio-soluto; (c) atmosfera de discordância;
- (d) acúmulo no contorno de grão; (e) acúmulo na interface matriz-partícula;
- (f) hidrogênio recombinado em vazios.

(Fonte: OLIVEIRA, 2013b).

As armadilhas de hidrogênio funcionam como poços de energia, no qual, sua energia potencial é menor, beneficiando o aprisionamento do átomo de hidrogênio que se difunde pelo metal. Na **Figura 2.31**, são demonstradas as energias de ativação das regiões aprisionadoras e os saltos energéticos necessários para desprender o hidrogênio, (CORREA, 2011).

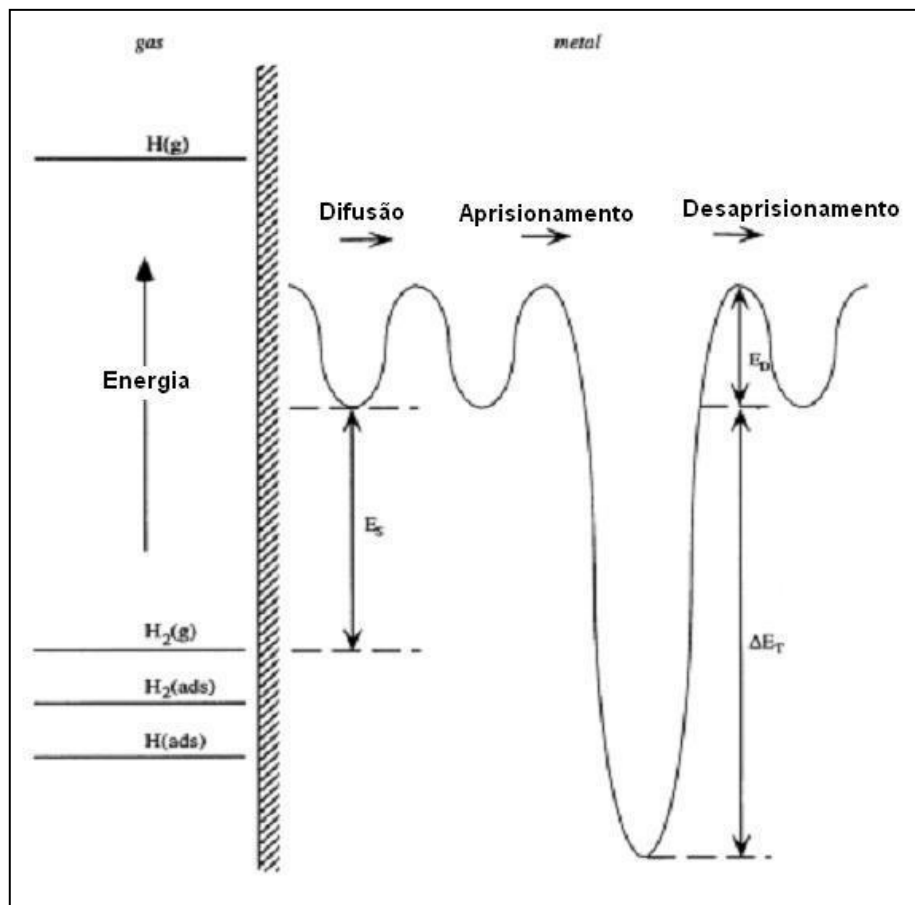


Figura 2.31: Esquema das relações de energia da difusão e aprisionamento de H em um sistema metal-H.

(Fonte: CORREA, 2011).

Em um sistema hidrogênio e metal, onde há diversas armadilhas, existe a possibilidade de classificá-las conforme a energia de ativação do aprisionamento de hidrogênio em duas classes, em armadilhas reversíveis e irreversíveis.

Reversíveis – baixa energia de ativação para retirar o hidrogênio da armadilha, portanto, tempo de residência baixo do hidrogênio. Como exemplos têm as discordâncias, contornos de grãos, átomos substitucionais como o Ni e o Cr. Todos estes possuem uma energia de ativação inferior a 30 KJ/mol para se retirar o hidrogênio.

Irreversíveis – alta energia de ativação para retirar o hidrogênio da armadilha e pequena taxa de liberação de hidrogênio. Todos estes possuem uma energia de ativação superior a 30 KJ/mol. Como exemplos têm a interface entre a matriz do ferro e partículas de carboneto e sulfetos e elementos dissolvidos como oxigênio, estrôncio, cálcio e potássio. Nota-se que os valores das armadilhas reversíveis são menores que as irreversíveis e como o aprisionamento do hidrogênio está diretamente ligado à difusão

medida em um metal, os coeficientes de difusão real e de difusão aparente devem ter medidas diferentes para um metal onde haja certa quantidade de armadilhas, (CORRÊA, 2011; JAMBO, 2008).

2.4.5 Fragilização por hidrogênio

A fragilização por hidrogênio é o dano provocado pela presença do hidrogênio atômico no reticulado dos metais e ligas metálicas sob o efeito de tensões residuais ou tensões aplicadas. A sua concentração em certos sítios na rede cristalina pode enfraquecer as ligações atômicas, diminuir a capacidade de deformação do material e causar falhas prematuras, provocando um colapso de uma estrutura em níveis de carregamento inferiores aos suportados quando o material está livre de hidrogênio, (TAHA e SOFRONIS, 2001).

Apesar destas teorias serem associadas ao material, estado de tensão, condições de trabalho e meio operacional, nenhuma delas é capaz ainda de descrever totalmente o fenômeno de fragilização por hidrogênio de maneira plena e perfeita, logo sua resposta se dá de maneira conjunta com seus respectivos níveis de interação, (ALMEIDA, 2014).

Teoria da Adsorção – O hidrogênio adsorvido superficialmente nas trincas de GRIFTH diminui a energia de superfície, produzindo uma fragilização no metal pela queda do nível de tensão, efeito obtido pela diminuição da força motriz do crescimento da trinca. O hidrogênio adsorvido no entorno da trinca produz maior emissão das discordâncias de suas fontes para a ponta da trinca, deste modo, o crescimento da trinca é maior, tanto no avanço quanto na abertura da trinca. Entretanto, a coalescência da ponta da trinca, com vazios da zona plástica, necessita de menores deformações para acontecer. Este mecanismo de fragilização pelo hidrogênio predomina em fraturas por clivagem onde não se observa formação de hidretos, como no caso do Fe, Ni, Al e ligas. O crescimento da trinca por este mecanismo pode acontecer de maneira transgranular ou intergranular que apresentam *dimples* encontradas no aço, (ALMEIDA, 2014; CORRÊA, 2011).

Teoria Decoção Intensificada pelo o Hidrogênio (Hydrogen Enhanced Decohesion - HEDE) – O presente aparecimento de átomos de hidrogênio nos sítios de aprisionamento ou reticulado cristalino dos metais, provocam deformações extensas nos parâmetros de rede, conseqüentemente reduzindo a força de coesão atômica, facilitando

assim, o rompimento das ligações interatômicas. A certeza deste mecanismo fica caracterizada pelo fato da superfície de fratura se ajustar com os planos de clivagem. As fraturas frágeis, em aços que são normalmente dúcteis, surgem após a dopagem de hidrogênio, que tendem a propagação de trincas pelas regiões da amostra antecipadamente facilitadas pela decoesão atômica, (ALMEIDA, 2014 *apud*. VIYANIT, 2005).

A teoria da decoesão se baseia no enfraquecimento das forças coesivas entre os átomos do metal na ponta de uma trinca ou no seu entorno. Basicamente essa diminuição de forças se dá quando elétrons, devido à presença do hidrogênio, são cedidos aos átomos de metal, aumentando as forças repulsivas entre estes. O mecanismo de decoesão pela presença do hidrogênio acontece especialmente em alguns locais da estrutura cristalina do metal na ponta de uma trinca. O mecanismo de decoesão predomina quando ocorrem fraturas frágeis e intergranulares e também quando se encontram as mais altas concentrações de hidrogênio e impurezas nos contornos de grãos, (CORRÊA, 2011).

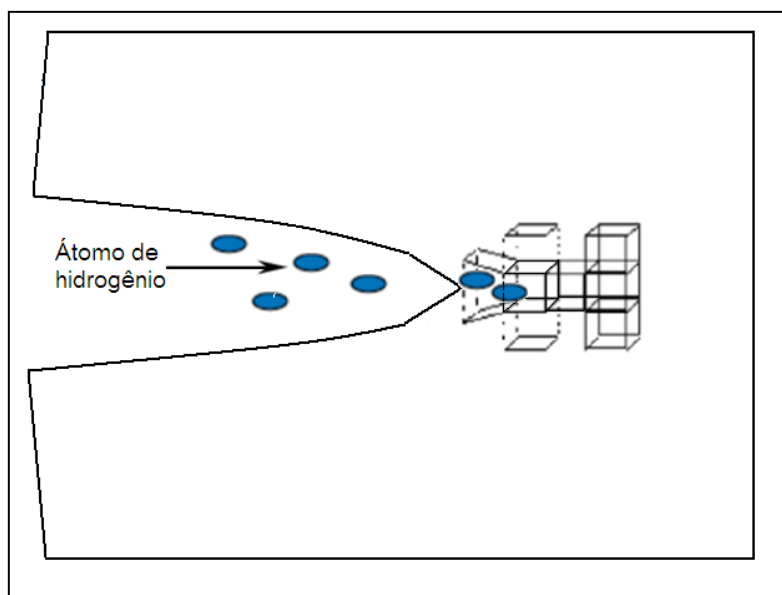


Figura 2.32: Representação esquemática do modelo HEDE, (Fonte: CARRASCO, 2013 *adaptado de* STROE, 2006).

Teoria do Empolamento ou da Pressão – Este se manifesta na microestrutura do material, quando dois átomos de hidrogênio, localizados em sítios específicos do cristalino, se juntam para formar uma molécula H_2 . Segundo GINCELL (1997), este processo gera pressões localizadas acima de 10^5 atm, suficiente para escoar ou provocar

uma trinca, de acordo com as características do material se for dúctil ou frágil. Logo, o empolamento além de reduzir a força motriz de crescimento de uma trinca é um forte nucleador de microtrincas, mesmo na ausência de excitação externa ou tensões residuais, (ALMEIDA, 2014 *apud*. VIYANIT, 2005).

A teoria da pressão atribui a fragilização à difusão do hidrogênio atômico no reticulado cristalino do material, acumulando-se em vazios ou outros defeitos internos. Com a saturação de átomos de hidrogênio, estes se combinam para formar o hidrogênio molecular. Com o crescimento da concentração de H_2 nas descontinuidades, cria-se uma alta pressão interna que causa o aparecimento e crescimento de trincas, originando as falhas. Esta teoria é bem aceita e serve como base para os casos onde a fugacidade do hidrogênio é alta, ou ainda a pressão de hidrogênio é elevada. No entanto, não explica as situações de fragilização sob-baixa pressão parcial do hidrogênio. Ou seja, é um modelo que explica a fragilização como sendo independente da pressão parcial de hidrogênio, (CORRÊA, 2011).

Teoria da Plastificação Localizada Intensificada pelo o Hidrogênio (Hydrogen Enhanced Localized Plasticity - HELP)– O mecanismo da plasticidade localizada se fundamenta na movimentação das discordâncias associadas à presença de hidrogênio na microestrutura do material. Dependendo da composição química do material e dos elementos de liga existentes, o hidrogênio pode ter um procedimento de ancoragem nas discordâncias em deslocamento. A restrição da mobilidade das discordâncias acarreta a um bloqueio das deformações plásticas, *reduzindo* a tenacidade à fratura devido à queda em sua ductilidade, denominado de “*pinning effect*”, (ALMEIDA, 2014 *apud*. BEACHEM, 1972).

No entanto, quando o hidrogênio atua no sentido de aumentar a mobilidade das discordâncias, causa-se um *aumento* na tenacidade à fratura do material em virtude da expansão de sua ductilidade, pois as discordâncias são responsáveis pela ocorrência do amaciamento microscópico devido à redução na interação energética entre elas, denominado de “*softening*”, (ALMEIDA, 2014 *apud*. GINGELL, 1997).

Um terceiro mecanismo do *HELP* pode ser atribuído ao efeito da blindagem ocasionado pelo hidrogênio, este efeito faz com que os átomos de hidrogênio criem uma atmosfera ao redor das discordâncias, reduzindo a tensão microscópica pretendida para o movimento das discordâncias, denominado de “*shielding*”, (ALVES, 2014).

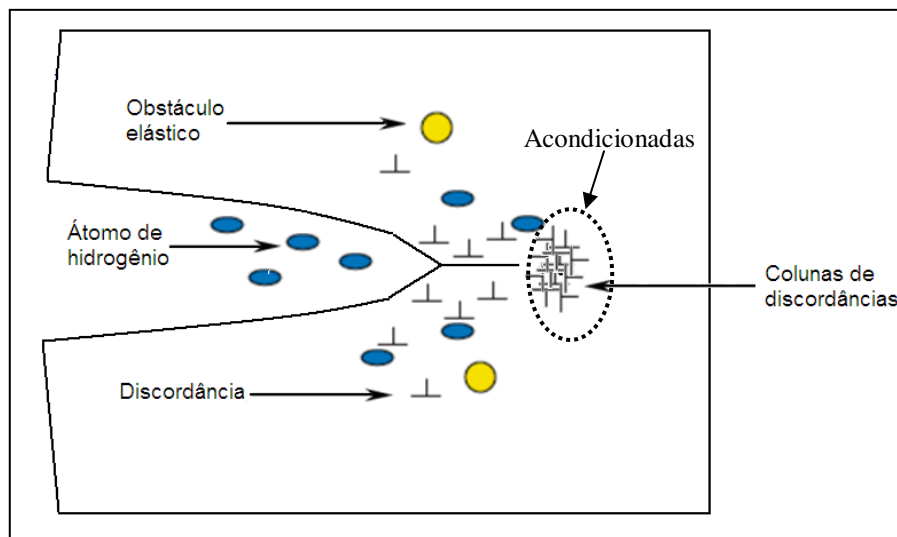


Figura 2.33: Representação esquemática do modelo HELP,
(Fonte: CARRASCO, 2013 *adaptado de* STROE, 2006).

Teoria da formação de hidretos – A facilidade dos metais se unirem com o hidrogênio, para a formação de hidretos metálicos, depende de sua composição química, da concentração do hidrogênio e da energia livre para sua formação. De acordo com o potencial de formação, diversas formas e ligações dos metais com o hidrogênio são produzidas formando diferentes tipos de hidretos (ALMEIDA, 2014 *apud*. GINGELL, 1997). Sítios de contenção de hidrogênio aumentam sua concentração, ocorrendo à redução de energia livre de formação de hidretos, facilitando sua formação e precipitação na matriz do metal. O aumento do volume localizado no reticulado ou a perda da ductilidade do material, evidenciados pela presença de hidretos, é um dos mecanismos mais significantes de fragilização por hidrogênio, (ALMEIDA, 2014 *apud*. GINGELL, 1997).

2.4.6 Permeação por hidrogênio

Técnica que consegue obter valores quantitativos dos parâmetros que definem a interação do hidrogênio com os metais e ligas metálicas. Devido a sua simplicidade, flexibilidade, baixo custo e baixo risco, esta técnica é bastante utilizada no estudo do transporte do hidrogênio e também nos parâmetros de difusão. Através de uma amostra que é colocada entre dois compartimentos e o carregamento é feito gerando hidrogênio na superfície desta pelo o lado do compartimento de carga, aplicando uma corrente ou um

potencial catódico (solução de mar sintético ou NaCl – 3,5%). O hidrogênio ao ser produzido é absorvido e permeado na espessura da membrana (amostra), após chegar no compartimento de detecção da célula, um potencial fracamente anódico é aplicado, de maneira que todo o hidrogênio que chega nesta superfície é oxidado (solução NaOH). O fluxo de hidrogênio é proporcional à densidade de corrente que é monitorado ao longo do tempo pelo *software* e controlado pelo potenciostato, conforme a **Equação 2.27**, (OLIVEIRA, 2013b).

$$J_L = \frac{I}{FA} \left[\text{mol}/\text{cm}^2.\text{s} \right] \quad (2.27).$$

Onde:

J_L = Fluxo mássico de hidrogênio;

I = Corrente de oxidação;

F = Constante de Faraday ($F= 96486 \text{ C/mol}$);

A = Área da membrana exposta à solução.

O dispositivo consiste em duas células eletroquímicas separadas pelo material a ser analisado tendo duas opções de trabalho, GALVANOSTÁTICO POTENCIOSTÁTICO ou DUPLO POTENCIOSTÁTICO. Como se conhece a espessura da membrana e o tempo do estado estacionário de difusão que é atingido, é possível determinar o coeficiente de difusão do hidrogênio através do metal, via *Segunda Lei de Fick*. A solução desta **Equação 2.27** depende das condições de contorno aplicadas e do método utilizado para o carregamento de hidrogênio potenciostático ou galvanostático. O gás N_2 puro tem a função de desoxigenar as soluções da célula antes e durante o ensaio, conforme a **Figura 2.34**, (OLIVEIRA, 2013b).

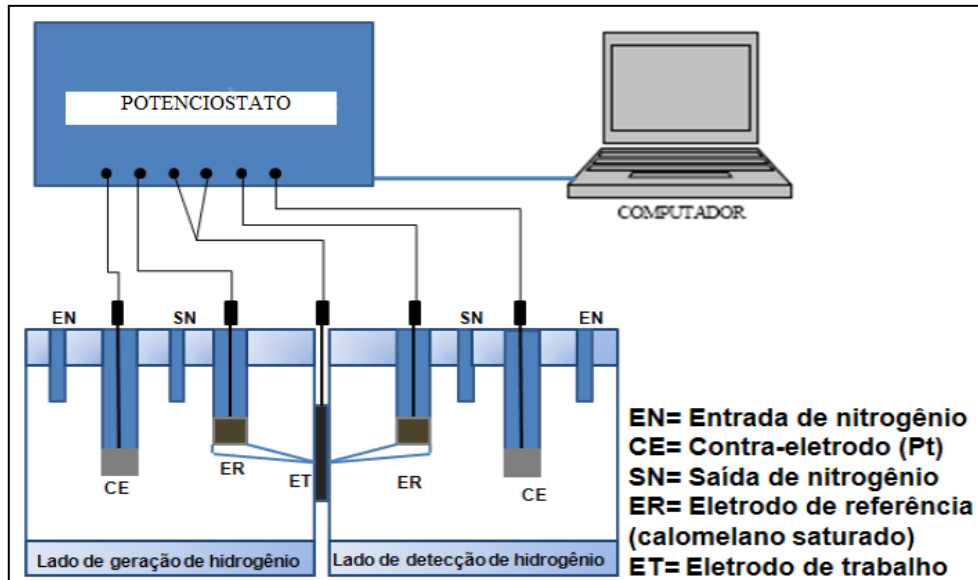


Figura 2.34: Esquema do sistema experimental para os testes eletroquímicos de permeação de hidrogênio.

(Fonte: SEGUNDO *et al.*, 2014).

2.4.7 Transiente por permeação por hidrogênio

O fluxo de hidrogênio que permeia a membrana metálica é representado pela *Segunda Lei de Fick*, conforme a **Equação 2.26**. A solução dessa equação depende das condições de contorno, que este depende do método que será utilizado para o carregamento de hidrogênio: *potenciostático* no qual a concentração é constante de hidrogênio na superfície da membrana e o *galvanostático* no qual o fluxo é constante de hidrogênio na superfície da membrana com potenciais variáveis, (CARRASCO, 2013).

Utilizando o método de carregamento GALVANOSTÁTICO, o fluxo de hidrogênio, J_0 , é mantido constante no lado da entrada da membrana por uma corrente catódica, e pelo lado de saída, a concentração é mantida igual a zero. Essas condições podem ser representadas por:

$$C = 0 \quad \therefore \quad 0 \leq x \leq L \quad \therefore \quad t = 0$$

$$C = 0 \quad \therefore \quad x = L \quad \therefore \quad t > 0$$

$$J_0 = J_{ss} = D \frac{c_s}{L} \quad \therefore \quad x = 0 \quad \therefore \quad t = \infty$$

Onde:

J_{ss} = é o fluxo de hidrogênio no estado estacionário;

c_s = a concentração no lado de saída da membrana;

L = espessura;

x = representa a distância;

t = tempo.

A solução da **Equação 2.26**, com essas condições de contorno descreve a distribuição de hidrogênio na membrana metálica:

$$C = \frac{J_0}{D}(L-x) - \frac{8JL}{D\pi^2} \sum_1^{\infty} \frac{(-1)^n}{(2n+1)^2} \operatorname{sen} \frac{(2n+1)(L-x)}{2L} \exp \left[\frac{-D(2n+1)^2 \pi^2 t}{4L^2} \right] \quad (2.28).$$

Na medida em que o tempo se aproxima do infinito, chegando ao estado estacionário, o elemento exponencial da **Equação 2.28** se extingue e a distribuição da concentração de hidrogênio resultante torna-se linear. A variação da corrente anódica que se é medido na superfície de saída da membrana, que se adéqua à taxa por unidade de área à qual o hidrogênio emerge dela, é demonstrada pela **Equação 2.29**.

$$J = J_0 \left\{ 1 + \frac{4}{\pi} \sum_0^{\infty} \frac{(-1)^n}{(2n+1)} \exp \left[\frac{-D(2n+1)^2 \pi^2 t}{4L^2} \right] \right\} \quad (2.29).$$

A **Equação 2.29** teoricamente descreve transientes de permeação de hidrogênio adquirindo uma difusão no reticulado sem nenhum defeito de aprisionamento, pois é obtida através da diferencial da **Equação 2.28** em relação à x . É demonstrado na **Figura 2.35** um transiente de permeação de hidrogênio característico em um fluxo constante de hidrogênio no lado de entrada da membrana, (CARRASCO, 2013).

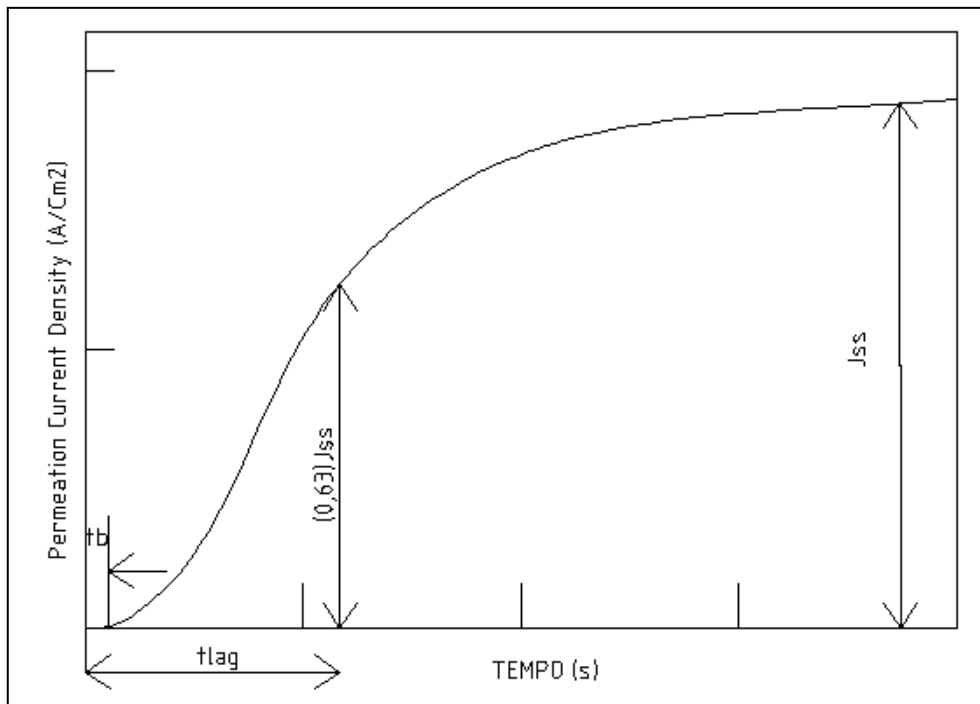


Figura 2.35: Transiente de permeação de hidrogênio sob fluxo constante de hidrogênio no lado de entrada na membrana pelo método galvanostático.

(Fonte: CARRASCO, 2013).

Onde:

t_b =tempo transcorrido para que o primeiro átomo de hidrogênio atravessasse a membrana;

t_{lag} =tempo necessário para alcançar 63% do fluxo no estado estacionário;

J_{ss} =fluxo do hidrogênio no estado estacionário.

As curvas de permeação, **Figura 2.35**, representam a corrente de oxidação do hidrogênio atômico em função do tempo. As curvas de permeação servem para calcular a *difusividade*, *permeabilidade*, *solubilidade* que é a *concentração do hidrogênio em baixo da superfície* (C_0).

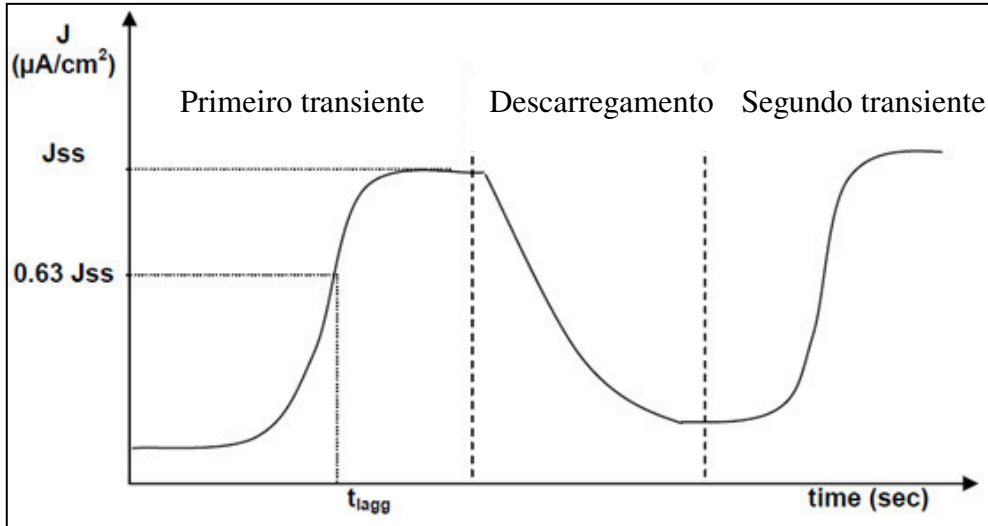


Figura 2.36: Curvas de permeação representada em coordenadas de fluxo-tempo.
(Fonte: STROE, 2006).

Permeabilidade do hidrogênio – Se define como a quantidade de hidrogênio afluyente na saída da membrana metálica pela a unidade de tempo e pela a unidade de espessura da membrana. Relaciona-se com o coeficiente de difusão através das seguintes **Equações 2.30 e 2.31**. Onde (K) constante de *Sieverts* e (V) volume molar do metal, (ARAÚJO, 2014).

$$P = \frac{D}{KV} \quad (2.30).$$

$$P = J_{ss} L [\text{mol/cm.s}] \quad (2.31).$$

Difusividade do hidrogênio – É a grandeza medida pelo coeficiente de difusão. Pode ser medido através das **Equações 2.32 e 2.33**, onde (L) largura da amostra, (t_{lag}) tempo necessário para alcançar 63% do fluxo do estado estacionário e (t_b) tempo necessário para que o primeiro átomo de hidrogênio atravessasse a membrana, (ARAÚJO, 2014).

$$D = \frac{0,76L^2}{\pi^2 t_b} \quad (2.32).$$

$$D = \frac{L^2}{2t_{lag}} [\text{cm}^2/\text{s}] \quad (2.33).$$

Solubilidade do hidrogênio – É a medida da capacidade da membrana em reter hidrogênio e pode ser estimada a partir de valores da permeabilidade (P) e do coeficiente de difusão (D), através da relação demonstrada nas **Equações 2.34 e 2.35**, (ARAÚJO, 2014).

$$S = \frac{P}{D} [mol/cm^3] \quad (2.34).$$

$$S = \frac{J_{ss}}{D} [mol/cm^3] \quad (2.35).$$

A partir do primeiro transiente, o coeficiente de difusão aparente (D_{app}) é calculado, pois este coeficiente inclui os efeitos de todos os aprisionamentos existentes, tanto reversíveis quanto irreversíveis. Já para o segundo transiente, o valor do coeficiente de difusão efetivo (D_{ef}) é obtido apenas aos aprisionamentos dos reversíveis. A concentração abaixo da superfície é calculada usando uma relação, (STROE, 2006).

$$\frac{J_{ss}}{F} = \frac{DC_0}{L} \quad (2.36).$$

Durante a primeira carga (*primeiro transiente*), ambos os aprisionamentos reversível e irreversível são preenchidos com hidrogênio e o fluxo no local de saída alcança o valor máximo. Depois de alcançar o estado estável (estacionário), onde o fluxo torna-se constante, a carga é cancelada e o hidrogênio é oxidado no lado da detecção e é quando se faz a medição do dispositivo experimental. O fluxo de hidrogênio diminui (dessorção), para um valor chamado de fundo. Durante o passo de descarga, somente os hidrogênios da matriz e os reversíveis são removidos pela amostra, enquanto os hidrogênios irreversíveis para serem removidos precisam de uma quantidade maior de energia.

O nível de aprisionamento do hidrogênio é determinado, após a obtenção do *segundo transiente* de permeação para uma mesma amostra. A corrente catódica é interrompida para permitir uma dessorção completa do hidrogênio depois de ter sido obtido um *segundo transiente*. Teoricamente será mais rápido, pois os aprisionadores irreversíveis já foram ocupados no material já no *primeiro transiente* carregado. A

distância relativa entre os dois transientes, e destes com um transiente teórico obtido pela *Segunda Lei de Fick*, indica o tipo de aprisionamento, (STROE, 2006).

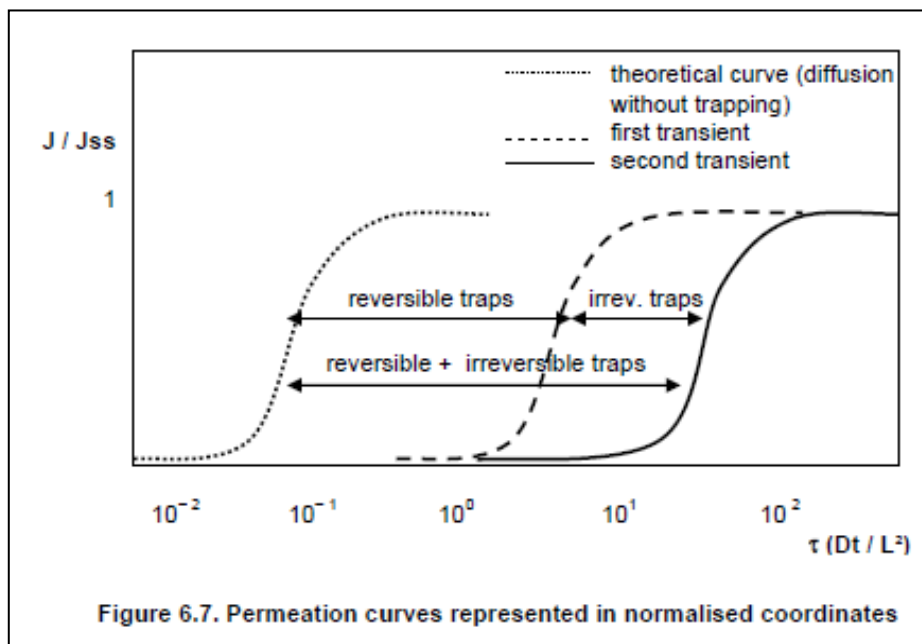


Figura 2.37: Curvas de permeação representadas em coordenadas normalizadas.

(Fonte: STROE, 2006).

A magnitude do atraso da difusão dos átomos de hidrogênio aprisionados depende da força do aprisionamento, isto se dá por dois fatores, pela a energia de ligação do aprisionamento do hidrogênio (E_b) e pela densidade dos sítios aprisionadores (N_T) por unidade de volume. Ambos os parâmetros (E_b) e (N_T) podem ser obtidos experimentalmente através de curvas de permeação ou métodos numéricos usando modelos matemáticos que dependem de alguns parâmetros tal como a difusividade aparente (D_{app}), difusividade efetiva (D_{eff}) ou concentração de subsuperfície (C_0). Estes parâmetros são determinados pela medição eletroquímica, que temos como, por exemplo, curvas de permeação. A (D_{app}) e (D_{eff}) podem ser determinadas usando os métodos de *potenciostático* ou *galvanostático*. Um diagrama da densidade de corrente de permeação ($J(L,t)$) com uma função do tempo pode ser usado para determinar o tempo-*lag* (t_L), que é o tempo necessário para alcançar um valor de $0,63 J_\infty$, no qual J_∞ é o estado estacionário do fluxo do hidrogênio na permeação ($\mu A/cm^2$), (ARAÚJO, 2014).

Araújo (2014) também descreve que alguns modelos matemáticos desenvolvidos recentemente permitem que estes parâmetros possam ser determinados através da

aplicação direta dos valores da difusividade e a concentração da sub superfície (C_0). Entre estes modelos, que foram propostos por *Yen e Huang et al.*(2003) e *Donget al.*(2009), temos:

$$N = \frac{C_0}{3} \left(\frac{D_L}{D_{eff}} - 1 \right) \left[mol/cm^3 \right] \quad (2.37).$$

Onde:

N = é a densidade do sítio de aprisionamento por volume;

C_0 = é a concentração embaixo da superfície;

D_L = é a rede de difusividade de hidrogênio em $\alpha - Fe = 1,28 \times 10^{-4} cm^2/s$;

D_{eff} = é a difusividade efetiva.

Este modelo, **Equação 2.37**, permite a densidade de locais de aprisionamento em alguns aços ou ligas, porém, a ausência da Constante de Avogrado (N_A) tem influência direta no resultado final e os números dos locais de aprisionamento de hidrogênio se tornariam insignificantes. Além disso, a unidade de escala do parâmetro N_t , se não corrigido, tornaria inconsistente porque suas unidades seriam o número de locais de aprisionamentos por unidade de volume. Assim sendo, a **Equação 2.37** deveria ser escrita da seguinte forma, (ARAÚJO, 2014):

$$N_t = \frac{C_0}{3} \left(\frac{D_{app}}{D_{eff}} - 1 \right) \times N_A \left[sítios/cm^3 \right] \quad (2.38).$$

Onde:

N_A - é a constante de Avogrados = $6,022 \times 10^{23}$ mol.

CAPÍTULO III

3. MATERIAIS E MÉTODOS

3.1 MATERIAIS DA JUNTA SOLDADA

3.1.1 Metal de base de estudo

As chapas do aço AISI 8630 modificado, utilizados neste trabalho foram fresados nas seguintes dimensões: 90 mm x 210 mm x 25,4 mm. A composição química encontra-se na **Tabela 3.1** e o seu C_{eq} é de 0,68% de acordo com a **Equação 2.5** apresentando ser um aço de alta temperabilidade.

O aço AISI 8630M pode ser considerado da classe dos aços de baixa liga e de médio carbono. A temperabilidade destes aços é assegurada pela adição de aproximadamente 1% de cromo, juntamente com 0,4% de molibdênio, de 0,6% a 1,0% de níquel e com teor de carbono próximo a 0,3%, esta composição tipicamente classifica o aço AISI 8630M modificado.

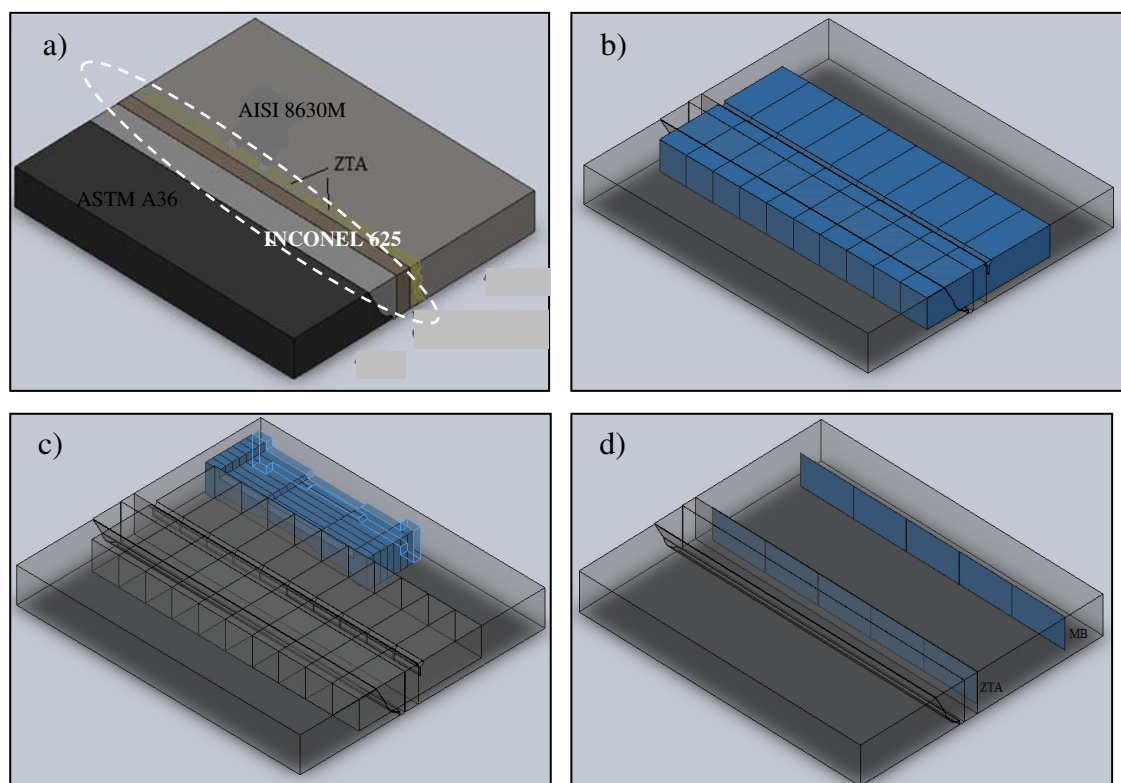


Figura 3.1: Modelos Esquemáticos da chapa soldada e localização dos corpos de prova na chapa soldada:

- a) Chapa da junta soldada utilizado no trabalho; b) CPs do ensaio de CTOD;
c) CPs do ensaio de tração; d) CPs do ensaio eletroquímico de permeação.

(Fonte: Autoria própria).

Tabela 3.1: Composição química real das chapas do aço AISI 8630M(% massa).

	Elementos (%)									
	Fe	C	Si	Mn	P	S	Ni	Cr	Mo	Cu
AM - 01	96.76	0.30	0.24	0.80	0.007	0,01	0.78	0.62	0.32	0.077
AM - 02	96.78	0.29	0.24	0.80	0.007	0.0096	0.778	0,62	0.31	0.079
AM - 03	96.75	0.30	0.24	0.81	0.0062	0.0085	0.78	0.62	0,31	0.079

3.1.2 Metal de adição

Foi utilizado como MA o arame ERNiCrMo-3, conhecido comercialmente como INCONEL 625, com diâmetro de 1,2 mm, em bobina de 15kg no qual a sua composição química se encontra na **Tabela 3**

Tabela 3.2: Composição química do arame ERNiCrMo-3 (% massa).

C	Mn	Si	Ni	Cr	Mo	P	S	Nb	Fe	Ti	Al
0,02	0,02	0,06	64,10	22,33	9,17	0,002	0,001	3,45	0,46	0,18	0,06
Cu	Mg	N	Pb	Co	Ta						
<0,1	0,009	0,02	<0,001	0,01	0,01						

3.1.3 Gás de proteção

O gás de proteção utilizado tanto no amanteigamento quanto no enchimento da solda, foi uma mistura com 75% de argônio e 25% de hélio, para o processo de soldagem MIG.

3.2 EQUIPAMENTOS

Os equipamentos descritos foram apresentados de acordo com a ordem de produção até os respectivos fins.

3.2.1 Equipamentos para usinagem dos corpos de prova (CP)

Os processos de usinagem para a preparação das chapas AISI 8630M, no desbaste, acabamento e preparação dos corpos de prova foram às máquinas de eletro-erosão a fio CNC EDM AR 1300, fresa FKFC-1150 e retífica SINITRON, todas fazendo parte da Oficina Mecânica vinculado ao Departamento de Engenharia Mecânica do CAMPUS I da UFPB.

3.2.2 Equipamento para tratamento térmico

As chapas foram tratadas termicamente pelos ciclos térmicos de têmpera e revenido antes do amanteigamento e de alívio de tensões após o amanteigamento através do forno elétrico tipo *MUFLA* Marca/ modelo JUNG LF 4213 com capacidade de até 1300°C. Equipamento este que faz parte do Laboratório de Solidificação Rápida (LSR) vinculado ao Departamento de Engenharia Mecânica do CAMPUS I da UFPB.

3.2.3 Equipamento para soldagem

A soldagem foi realizada pelo processo MIG em uma bancada de soldagem automatizada composta por uma fonte de soldagem eletrônica de multi-processo, sistemas de aquisição de dados para registrar os sinais de tensão e corrente e um mecanismo de controle de deslocamento da tocha, conforme a **Figura 3.2**. Equipamento de soldagem MIG automatizado, da marca DIGI*Plus*A7 – ARM 7 de 32 bits, no qual se utilizou, corrente contínua reversa e transferência por curto – circuito com capacidade de corrente para 450 A, e com ajuste dos parâmetros através de microcomputador *laptop* com o *software* SAP – V.4.01. As leituras dos sinais digitais foram lidas com sensores que permitem controlar e medir os sinais de corrente, tensão, velocidade do arame e vazão de gás. Equipamentos estes que se encontram na Oficina Mecânica vinculado ao Departamento de Engenharia Mecânica do CAMPUS I da UFPB.



Figura 3.2: DIGI*Plus*A7/450A – ARM 7 de 32 bits.

(Fonte: Autoria própria).

3.2.4 Equipamento para o ensaio de CTOD SE(B)

Os ensaios de mecânica da fratura quase estática, pré-trinca de fadiga e o de tração, foram realizados pelo equipamento *SERVO – PULSER SHIMADSU* de 200 kN e o *clipgage SHIMADSU*, ilustrados nas **Figuras 3.3 e 3.4**. Equipamento este que se encontra no Laboratório de Propriedades Mecânicas vinculado ao Departamento de Engenharia Mecânica do CAMPUS I da UFPB.



Figura 3.3: SERVO – PULSER SHIMADSU de 200 kN.

(Fonte: ALMEIDA, 2014).

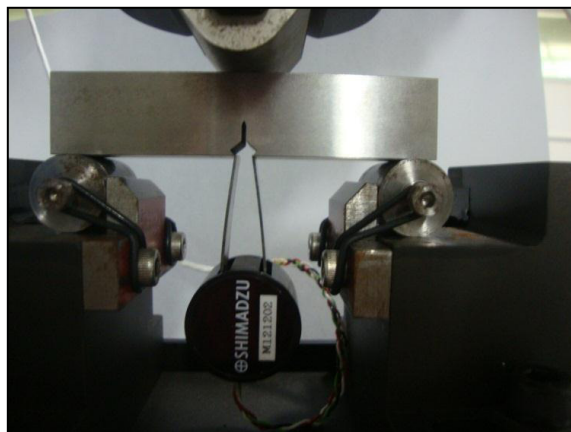


Figura 3.4: *Clipgage SHIMADZU*.

(Fonte: ALMEIDA, 2014).

3.2.5 Equipamento para hidrogenação dos corpos de prova

O sistema é formado por três cubas independentes entre si sob controle das grandezas, tendo uma fonte retificadora de alta estabilidade, placas de titânio pura (contra eletrodo), eletrodos de (calomelano) para o controle do pH e de potencial catódico, um gerador elétrico emergencial para a alimentação do sistema na falta de energia da rede, um *freezer*, um controle externo de temperatura onde foram instaladas as cubas, **Figura 3.5 e 3.6**. Este dispositivo que se encontra no Laboratório de Propriedades Mecânicas vinculado ao Departamento de Engenharia Mecânica do CAMPUS I da UFPB.

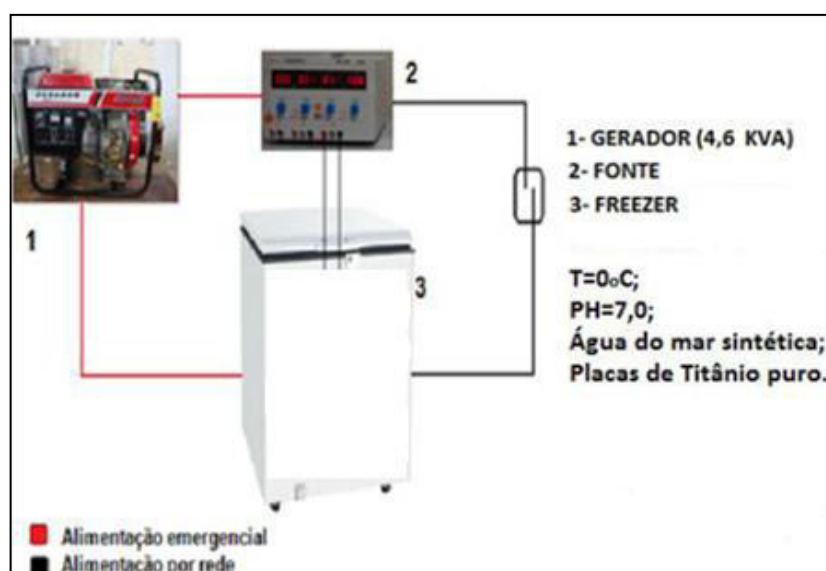


Figura 3.5: Arranjo físico do sistema de proteção catódica e hidrogenação.

(Fonte: ALMEIDA, 2014).

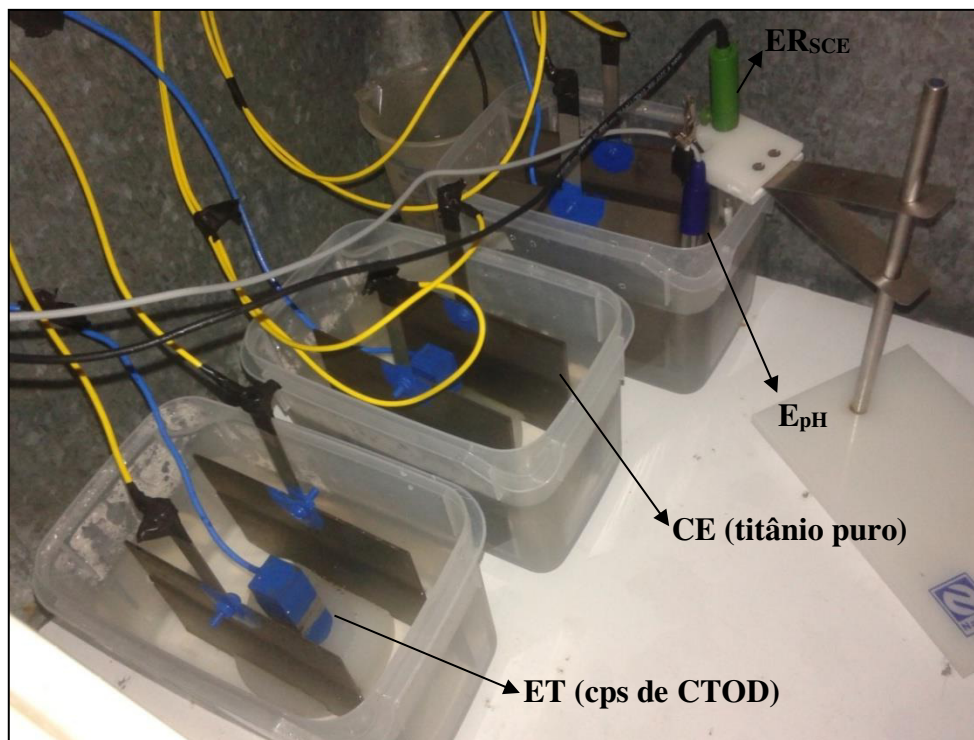


Figura 3.6: Distribuição das cubas de hidrogenação no *freese*.

(Fonte: Autoria própria).

3.2.6 Modelo esquemático para permeação por hidrogênio (DEVANATHAN E STACHURCKI)

O dispositivo consiste em duas células eletroquímicas (DS) separadas apenas pela amostra a ser analisada, de acordo com a norma ASTM G 148 - 97 R: 2011 e utilizando parâmetros quanto ao pH, temperatura e solução do procedimento da hidrogenação para com os corpos de prova especificados, com o intuito de obter propriedades específicas do aço estudado AISI 8630 M.

A célula de carga tem uma reação catódica (GALVANOSTÁTICO) promovendo a redução da molécula de água da solução alcoólica e aquosa 0,5 mol/L de H_2SO_4 , contendo $2,5 \times 10^{-5}$ mol/L de As_2O_3 misturado com álcool etílico em um raio de 1:1 na superfície da membrana, porém o fluxo de hidrogênio, J_0 , é mantido constante no lado da entrada da membrana por um potencial de proteção. Assim o hidrogênio atômico se difunde pela membrana de metal chegando à outra célula eletroquímica de detecção com a solução NaOH 0,1M, solução está satisfatória para a aquisição dos resultados dos ensaios de permeação por hidrogênio do aço AISI 8630M a zero graus (0°C) bem como de estudos similares realizados por Hagi (1979).

A célula de detecção tem uma reação anódica (POTENCIOSTÁTICO), de acordo com a **Equação 3.1**. Em um potencial que permite a oxidação do hidrogênio na solução de 0,1M de NaOH, assim a oxidação do hidrogênio anódico permeado gera uma densidade de corrente que é monitorado ao longo do tempo pelo *software* e controlado pelo potenciostato. A medida de corrente ao longo do tempo é proporcional ao fluxo de difusão de hidrogênio na membrana do metal. Como se conhece a espessura da membrana e o tempo do estado estacionário de difusão é possível determinar o coeficiente de difusão de hidrogênio através do metal via *Segunda Lei de Fick*, o esquema é representado pela **Figura 3.7**. Os testes de permeação eletroquímica de hidrogênio foram realizados no Laboratório de Engenharia Eletroquímica da Universidade Federal de Campina Grande (LEEq/UAEQ/UFCG) através de um Potenciostato multicanal PAR SP 150.

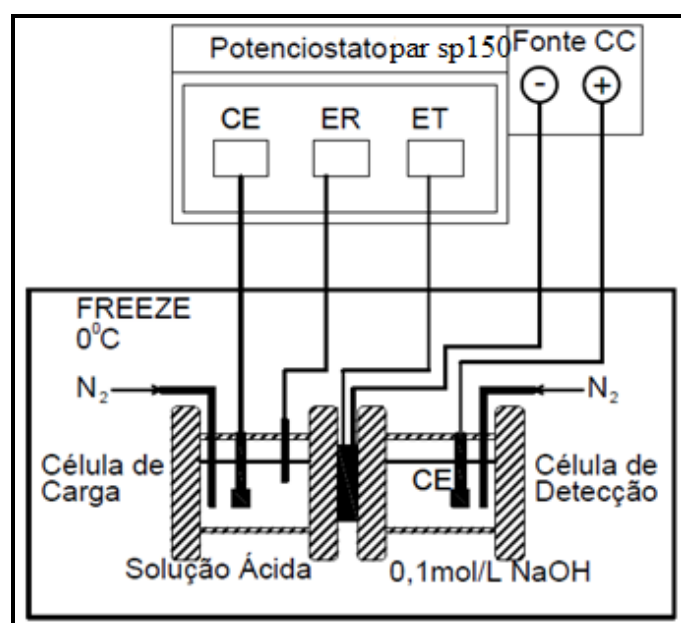


Figura 3.7: Modelo esquemático do ensaio de permeação por hidrogênio.

(Fonte: Adaptado de CARVALHO, 2017).

3.2.7 Equipamentos para microscopia eletrônica de varredura (MEV) e microscopia ótica (MO)

Foram feitas análises metalográficas da junta soldada como também das superfícies fraturadas, após cada condição de ensaio, com o intuito de verificar o tipo de superfície de fratura que o material apresentou e o caminho que percorreu a trinca após o ensaio. As análises foram feitas através dos equipamentos de Microscopia Eletrônica de Varredura (MEV) modelo *LEO* 1430 e o de Microscopia Ótica Modelo *OLYMPUS BX41M-LED*. As normas referentes foram a ISO 15653: 2010 e a ASTM E3: 2011. Equipamento este que faz parte do Laboratório de Solidificação Rápida (LSR) vinculado ao Departamento de Engenharia Mecânica do CAMPUS I da UFPB.

3.3 PROCEDIMENTOS DE ENSAIO

3.3.1 Tratamento térmico das chapas AISI 8630M

As chapas AISI 8630M receberam três ciclos térmicos bem como de estudos similares realizados por COSTA, 2013; CAVALCANTE, 2014; ALMEIDA, 2014 e DUARTE, 2014, no qual o primeiro e o segundo ciclo térmico envolveram uma têmpera e um revenido, sendo estas mostradas nas **Figuras 3.8 e 3.9**. Para a têmpera, os corpos de prova foram aquecidos à taxa de 20°C por minuto, até a temperatura de 873°C, em um forno elétrico, tipo *mufla* e mantendo-se uma isoterma nesta temperatura durante uma hora, em seguida cada peça foi içada da caixa e resfriada por submersão em água à temperatura ambiente. Para o revenimento, cada peça foi aquecida também à taxa de 20°C por minuto, permanecendo num patamar de temperatura de 677°C durante duas horas, seguindo-se de resfriamento ao ar.

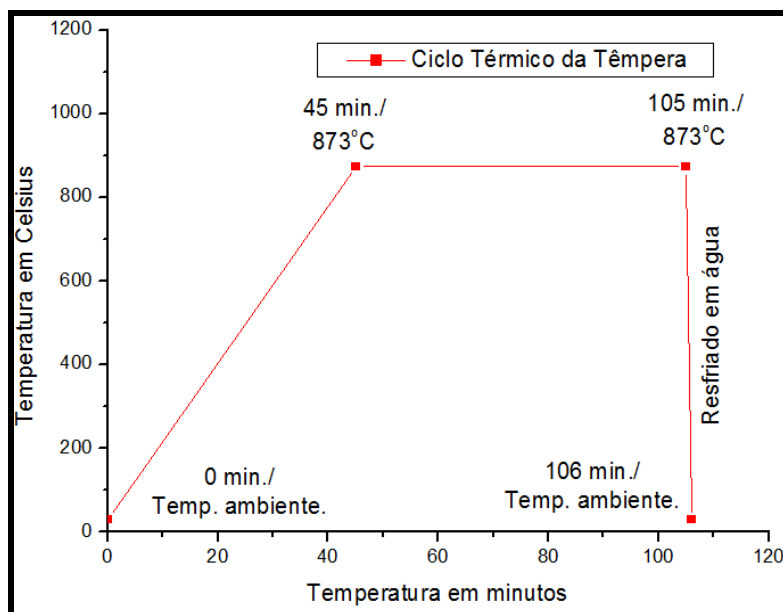


Figura 3.8: Ciclo térmico de têmpera parao aço SAE 8630.

(Fonte: COSTA, 2013).

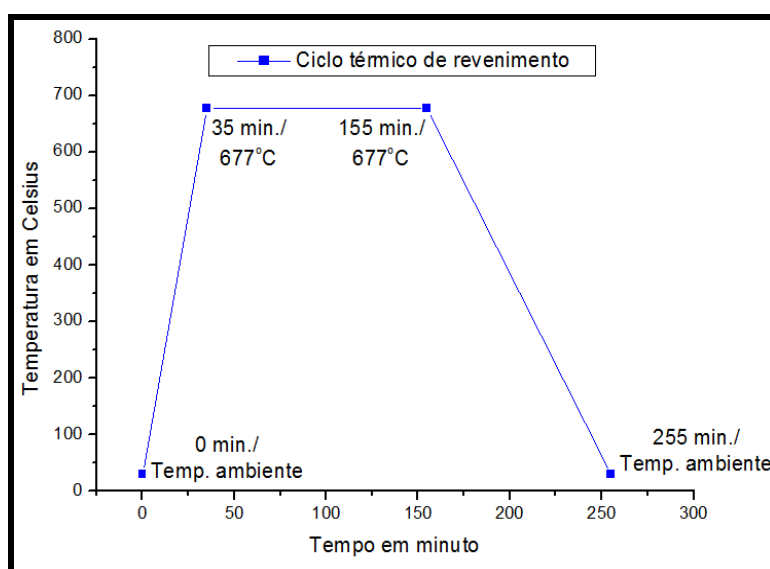


Figura 3.9: Ciclo térmico de revenido para o aço SAE 8630.

(Fonte: COSTA, 2013).

Após o procedimento de amanteigamento e usinagem nas dimensões cabíveis para o processo de solda, as chapas receberam o terceiro e último ciclo térmico de alívio de tensões, cada peça foi aquecida também à taxa de 20°C por minuto, permanecendo num patamar de temperatura de 677°C durante duas horas, seguindo-se de resfriamento ao ar, conforme a **Figura 3.10**.

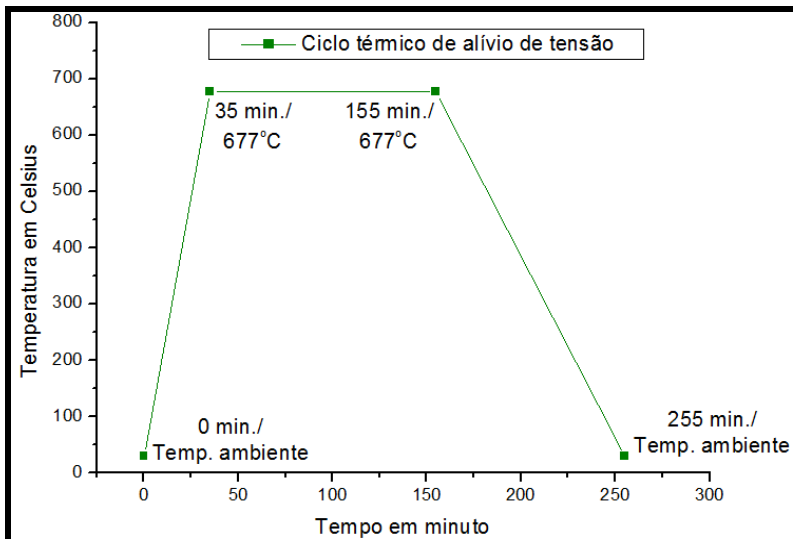


Figura 3.10: Ciclo térmico de alívio de tensões (TTAT ou TTPS) para o aço SAE 8630.
(Fonte: COSTA, 2013).

Pressupõe – se que baseado na **Figura 3.11** que apresenta o Diagrama de transformação de tempo–temperatura do aço 8630 M, obteve-se no processo de têmpera a estrutura martensita, com o aparecimento das possíveis morfologias de austenita, bainita e ferrita.

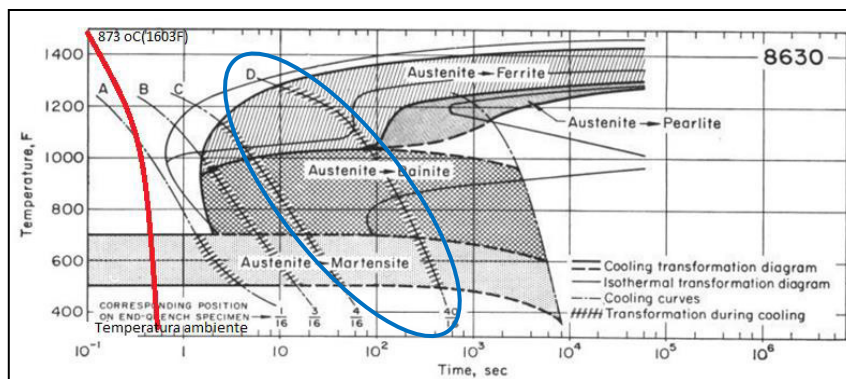


Figura 3.11: Diagrama de transformação tempo – temperatura do aço AISI 8630M.
(Fonte: COSTA, 2013).

3.3.2 Preparação das chapas ASTM A36 e AISI 8630M

As chapas ASTM A36 laminadas foram adquiridas e usadas sem nenhum processo de tratamento térmico, nelas foram fresadas e aplainadas em chanfro em J, conforme as dimensões demonstradas nas **Figuras 3.12 e 3.13**.

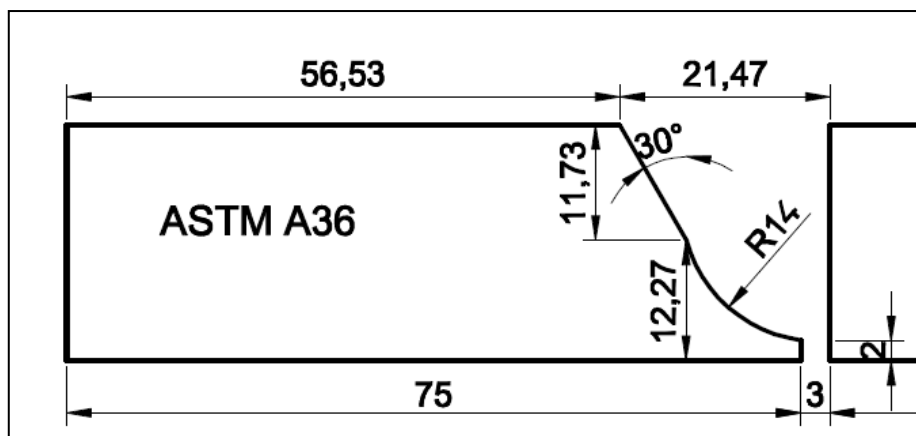


Figura 3.12: Dimensões do chanfro em J da chapa ASTM A36.



Figura 3.13: Perspectiva do chanfro em J da chapa ASTM A36.

As chapas AISI 8630M forjadas, foram tratadas termicamente de acordo com o **item 3.3.1**, as mesmas foram fresadas e aplainadas, conforme as dimensões demonstradas na **Figura 3.14**.

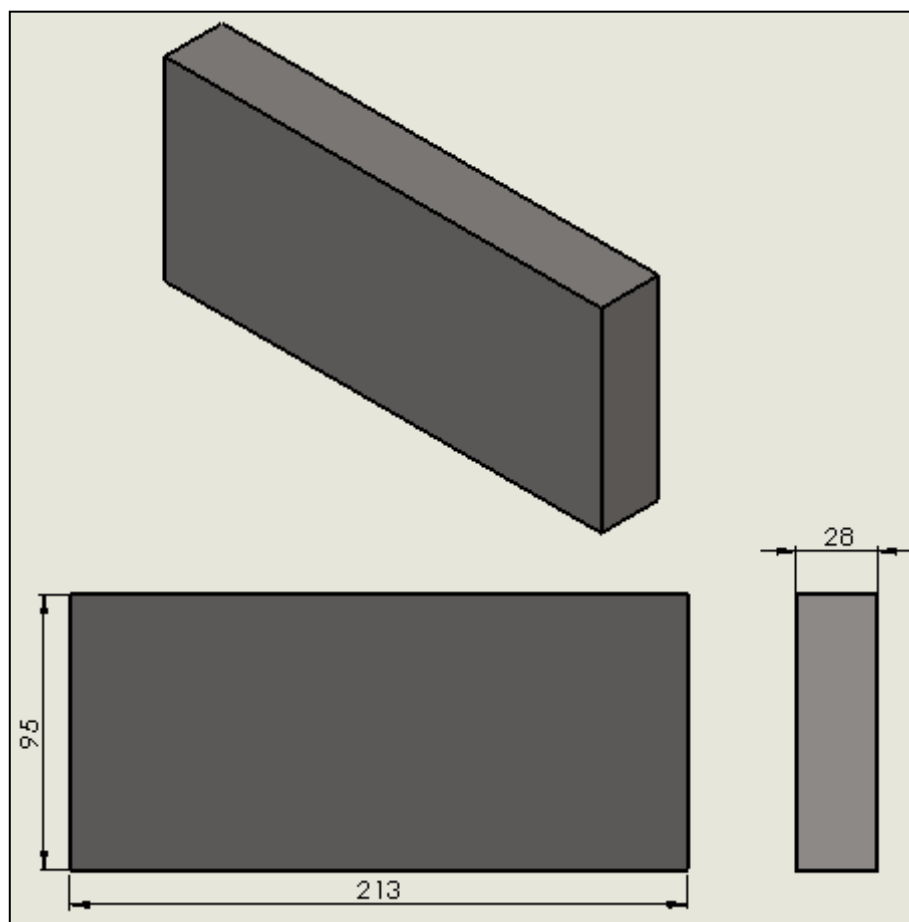


Figura 3.14: Perspectiva e dimensões do aço AISI 8630M.

3.3.3 Parâmetros para o processo de amateigamento e soldagem

Os parâmetros de amateigamento e soldagem foram determinados e adequados conforme as orientações preliminares do fabricante do eletrodo, bem como de estudos similares realizados por CANTARIN, 2011; FONTES, 2008; COSTA, 2013; CAVALCANTE, 2014 e ALMEIDA, 2014, além de alguns ajustes necessários durante o processo, atendendo a uma boa soldabilidade e molhabilidade dos cordões de solda. O monitoramento dos parâmetros de processo foi registrado e acompanhado através de registros de aquisição de dados utilizando o sistema de soldagem *SAP- 4.01*.

Após o tratamento térmico do **item 3.3.1**, as peças foram soldadas com abas laterais, garantindo a deposição homogênea do cordão do amanteigamento em toda largura da peça. As chapas foram fixadas por quatro parafusos sobre um suporte de aço, projetado e construído na Oficina Mecânica do CT/UFPB CAMPUS I, sendo niveladas juntamente com o trilho *tarfilope*, com o *stickout* ajustado em 14 mm.

Após a fixação, as peças foram pré-aquecidas lentamente a uma temperatura superior de 280°C de acordo com os parâmetros de amanteigamento sugeridas na **Tabelas 3.3**, por chama de oxi-acetileno sem que a chama atingisse a região de soldagem, garantindo uma distribuição de calor uniforme em toda a peça, com devido cuidado para que não ocorressem mudanças localizadas da microestrutura.

Após o ajuste das chapas e todos os parâmetros estarem bem definidos, iniciamos o processo de amanteigamento, sendo executados 04 passes, no qual para cada conjunto de passe se depositou 04 cordões de solda, totalizando 16 cordões de solda, com uma distância de 1,5 mm entre o final de um cordão ao centro do cordão posterior, considerando L como a largura do cordão depositado. A escolha por 04 camadas de solda foi para que se possa atingir uma espessura de solda superior a 9,5 mm, ilustrado na **Figura 3.15**.

Utilizou-se uma temperatura de interpasse de no máximo 340°C, a tensão no valor de 25,98 (V), a corrente em 198 (A), a velocidade de soldagem em 3,5 (mm/s) e o aporte térmico de 1470 (J/mm) extraído da **Equação 3.2**.

$$Aporte\ térmico = 60 \frac{Tensão[V] \times Corrente[A]}{Velocidade\ de\ soldagem[mm/s]} = 1470[J/mm] \quad (3.2).$$

Tabela 3.3: Parâmetros do amanteigamento aplicados na união das chapas.

AISI 8630M com o AWS ERNiCrMo-3	
Processo de soldagem	GMAW (MIG)
Espessura do amanteigamento (mm) mínima	9,5mm
Temperatura de pré-aquecimento (°C)	$280 \leq T \leq 340$
Temperatura de interpasse (°C)	$240 \leq T \leq 340$
TTAT (ciclo de tratamento térmico)	Conforme as Figuras 3.08, 3.09 e 3.10.
Consumível de soldagem	AWS ERNiCrMo-3;
Diâmetro (mm)	1,2
Gás de proteção (%)	Argônio 75% + Hélio 25%
Vazão média em m ³ /min.	20
Aporte – Térmico Médio (kJ/mm)	1,47
Corrente média a solda de enchimento (A)	198
Tensão Média da solda de enchimento (V)	25,98
Velocidade do arame (cm/min.)	07
<i>Stick-out</i> dos passes de enchimento (mm)	14
Velocidade de Soldagem (cm/min.)	21
Número de passes	16
Carbono equivalente do aço AISI 8630M (%)	0,772

Após a deposição do amanteigamento, a peça foi usinada por fresamento, as abas foram removidas e a espessura da chapa ficou em uma espessura de 25,4 mm. Utilizou-se uma máquina de eletroerosão a fio CNC EDM AR 1300, para a retirada do excedente de INCONEL 625, deixando o amanteigamento com espessura de 9,5 mm. Ao adquirir as dimensões da **Figura 3.15**, foi aplicado o ciclo térmico TTPS, ilustrado na **Figura 3.10**, o qual consiste de aquecimento à taxa de 20°C/min. até a temperatura de 677°C no qual se manteve por duas horas, quando então foi resfriada ao ar.

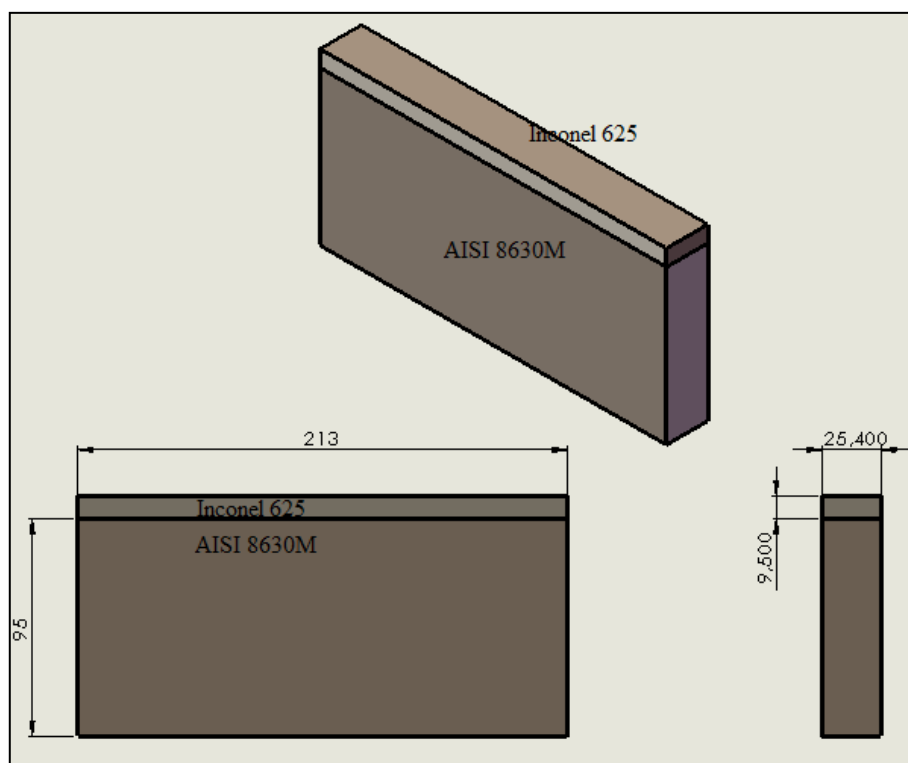


Figura 3.15: Perspectiva e dimensões da chapa AISI 8630M usinada após o amanteigamento.

Após o amanteigamento foram emparelhadas a chapa do AISI 8630M e a chapa ASTM A36 para que fosse depositadas o MA AWS ERNiCrMo-3 (INCONEL 625). A fixação foi feita pela utilização de parafusos nas extremidades da chapa o que forneceu um desempenho de melhor alinhamento do bocal da tocha. A **Figura 3.16** mostra o detalhamento dos nove cordões de solda que foram depositados para a união das duas chapas, seguindo os parâmetros de soldagem ilustrado na **Tabela 3.4**.

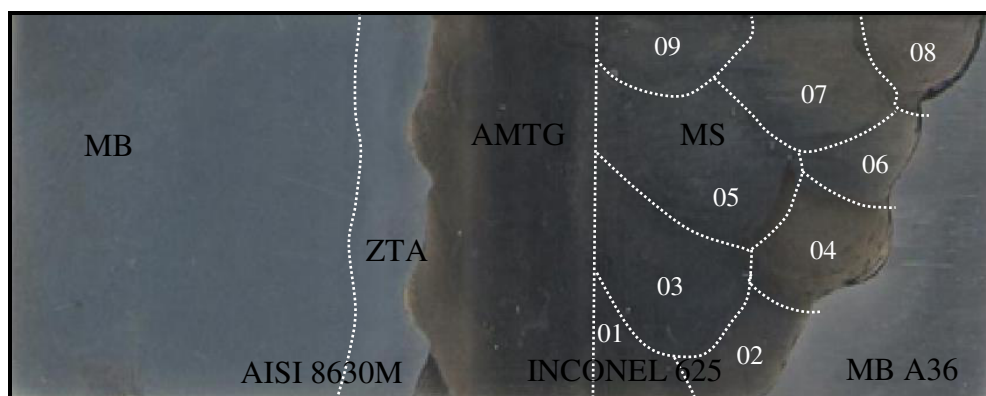


Figura 3.16: Detalhes da junta soldada.

O primeiro cordão foi utilizado para a realização do passe de raiz na união dos materiais, o que pode ser verificado pelo menor valor dos parâmetros com destaque para a utilização de uma tensão inicial de 21,7 V e uma corrente de 166,8 A.

Tabela 3.4: Parâmetros da soldagem aplicados na união das chapas.

AISI 8630M, AWS ERNiCrMo-3 e ASTM A-36	
Processo de soldagem	GMAW (MIG)
Espessura do amanteigamento (mm) mínima	9,5mm
Temperatura de pré-aquecimento (oC)	$280 \leq T \leq 340$
Temperatura de interpasse (°C)	$240 \leq T \leq 340$
TTAT(ciclo de tratamento térmico)	Conforme as Figuras 3.08, 3.09 e 3.10.
Consumível de soldagem	AWS ERNiCrMo-3;
Diâmetro (mm)	1,2
Gás de proteção (%)	Argônio 75% + Hélio 25%
Vazão média em (m³/min)	20
Aporte – Térmico Médio (kJ/mm)	1,49
Corrente média a solda de enchimento (A)	187.1
Tensão Média da solda de enchimento (V)	27,93
Velocidade do arame (cm/min.)	07
<i>Stick- out</i> dos passes de enchimento (mm)	14
Velocidade de Soldagem (cm/min.)	21
<i>Stickout</i> do cordão de raiz (mm)	19
Tensão Média do cordão de raiz (V)	21,7
Corrente média do cordão de raiz (A)	166,8
Aporte – Térmico do cordão da raiz (kJ/mm.)	1,03
Carbono equivalente do aço AISI 8630M (%)	0,772

3.4 PREPARAÇÕES DOS CORPOS DE PROVA

3.4.1 Hidrogenação dos corpos de prova

A hidrogenação dos corpos de prova, ilustrados nas **Figuras 3.5 e 3.6**, seguiram as recomendações da norma DNV-RP-B401: 2010 (*Cathodic Protection Design*), aplicando um sistema de proteção catódica adotada para metais em ambientes agressivos, derivado de uma célula de proteção catódica por corrente impressa tendo as seguintes características:

- O eletrólito é o NaCl a 3,5% à 0°C e pH 7 (neutro), conforme a norma (ASTM – D1141: 2008);
- Potenciais de proteção catódica: (- 650 mV_{SCE}; - 850 mV_{SCE}; -1100 mV_{SCE});
- O anodo inerte (Contra-eletrodo (CE)) são placas de titânio puro;
- O eletrodo de referência (ER_{SCE}) para controlar a carga ou o potencial sendo do tipo de calomelano;
- O eletrodo para controle do pH;
- Tempo de hidrogenação por 168h (sete dias diretos sem interrupção).

Logo após a retirada, se realizou um banho de Sulfato de Cobre antes dos ensaios de CTOD e de tração. Todos os CPs foram submetidos aos mesmos procedimentos não apresentando alterações significativas e havendo correlações entre si.

O ideal seria que o ensaio fosse feito com a água do mar sintético conforme a norma ASTM D1141: 2008, pois simularia o mais semelhante possível com o que se encontra no meio ambiente, no entanto o eletrólito na situação real do meio marinho se renova ao redor da amostra constantemente, já em laboratório a falta de renovação do eletrólito (mar sintético) em torno da amostra faz com que vários compostos químicos e depósitos de sais se incrustem na amostra causando uma instabilidade no início das reações simultâneas de oxidação e agindo como barreira para a entrada do hidrogênio. Logo se optou no ensaio em usar a solução de NaCl a 3,5% no compartimento de carga, tornando este ensaio mais rigoroso do que com a água do mar sintético por eliminar estes elementos químicos e quanto à susceptibilidade à fragilização por hidrogênio a ausência destes não irá influenciar nos resultados das propriedades e características do aço

estudado. Pois o uso do cloreto de sódio é bastante utilizado em substituição da água do mar sintético neste tipo de ensaio em laboratório, (STROE, 2006; CARRASCO, 2013).

Quanto ao uso do pH igual a sete (7), *Cheng* (2006) descreve que testes de permeação por hidrogênio e de medidas de espectroscopia de impedância eletroquímica foram combinados para estudar o mecanismo da reação de evolução do hidrogênio em tubos em soluções de pH quase neutro. Descobriu-se que a reação de evolução do hidrogênio é dominada pela redução das moléculas de água, seguida por uma reação de recombinação de hidrogênio ou por uma reação de absorção do hidrogênio. O ambiente de pH quase neutro é capaz de gerar um efeito de superfície catalítica na evolução do hidrogênio no aço.

3.4.2 Ensaio de tenacidade à fratura CTOD SE(B) e pré-trinca de fadiga

Os ensaios de tenacidade à fratura CTOD, pré-trinca de fadiga e da geometria exigida para determinar os parâmetros, tiveram como referência a norma ISO 12135: 2002. Na confecção dos corpos de provas, se utilizou o processo de eletroerosão para usinar o perfil, utilizando um fio com diâmetro de 0,18mm, o que possibilitou a usinagem do entalhe de forma precisa e atendendo a norma vigente. Após essa etapa, os blocos foram retificados para assegurar um melhor acabamento superficial, com uma geometria em função da espessura de 20 mm e de largura 20 mm, como também foram determinadas todas as outras dimensões sempre seguindo os critérios da norma. Uma observação importante para a confecção dos corpos de prova da junta soldada foi à localização certa da posição do entalhe usinado para que se obtenha a pré-trinca de fadiga na distância desejada, conforme ilustrado na **Figura 3.17**. As normas API RP 2Z: 2005, DNV OS F101: 10 e BS EM ISO 15653:10, recomendam que a pré-trinca deverá ser a uma distância de 1,0 mm da LF dentro da ZTA na direção do MB, com orientação NQ e região com grãos mais refinados gerados por reaquescimentos supercríticos dos passes posteriores da solda multipasse, corpo de prova ilustrado na **Figura 3.16**.

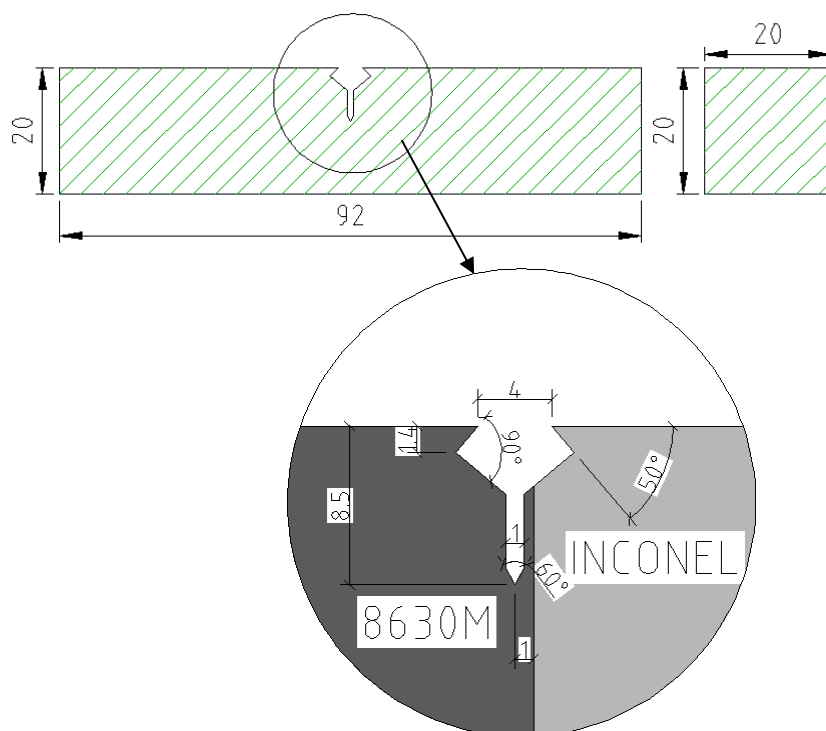


Figura 3.17: Dimensões em milímetros exigidas pela norma ISO 12135: 2002 e pela norma API RP 2Z: 2005 para o ensaio de tenacidade à fratura CTOD SE(B).



Figura 3.18: Foto do corpo de prova logo após a confecção do entalhe.
(Fonte: Autoria própria).



Figura 3.19: Foto do corpo de prova para o ensaio de tenacidade à fratura CTOD SE(B).

(Fonte: Autoria Própria).

Logo após a instalação do entalhe, foi executado o ensaio de pré-trinca de fadiga nas seguintes condições:

- a) Frequência $\rightarrow 15\text{Hz}$
- b) Razão de carga $F_{\max}/F_{\min} \rightarrow 0,1$
- c) Monitoramento de abertura da boca do entalhe $\rightarrow \textit{ClipGage}$

Os ensaios de Mecânica da Fratura (MF), em relação ao parâmetro CTOD, foram realizados a temperatura ambiente (25°C) obedecendo às seguintes condições:

- a) $a/W \rightarrow 0,5$
- b) Taxa de carregamento $\rightarrow 0,55\text{MPam}^{0,5}\text{s}^{-1}$

Após o ensaio de CTOD, e antes da separação final dos corpos de prova em duas partes, as amostras foram submetidas a um carregamento cíclico para a marcação da região final da trinca de ensaio. Em seguida os corpos de provas foram quebrados em uma prensa hidráulica para a separação das partes fraturadas possibilitando, assim, as medições reais da trinca de fadiga e da trinca de ensaio. Estas superfícies de fratura também serviram de referencia para toda análise dos mecanismos de fratura por MO e MEV.

Todos os ensaios foram conduzido através de uma máquina universal de ensaio *SHIMATZU SERVO PULSER* com capacidade máxima de 200 kN. Através das curvas $F \times V$, selecionou-se os valores de $F_{\max}$ e de V_p a serem utilizados no cálculo de CTOD, de acordo com as normas ISO 12135: 2002 e ISO 15653: 2010. Todos os ensaios foram realizados na ZTA do MB do aço AISI 8630M, tendo como referência os níveis de

potenciais de carga de hidrogênio descritos na **Tabela 3.5**. A **Figura 3.20** ilustra uma foto da fixação dos terminais nos CPs antes da carga de hidrogenação.

Tabela 3.5: Corpos-de-prova extraídos para o ensaio de CTOD SE(B).

Tipo de ensaio e região	Quantidade	Condições
CTOD SE(B) na junta soldada a 1mm da interface.	03	Sem H ⁺ .
	03	Com H ⁺ e pré-carga de -650 mV _{SCE} .
	03	Com H ⁺ e pré-carga de -850 mV _{SCE} .
	03	Com H ⁺ e pré-carga de -1100 mV _{SCE} .

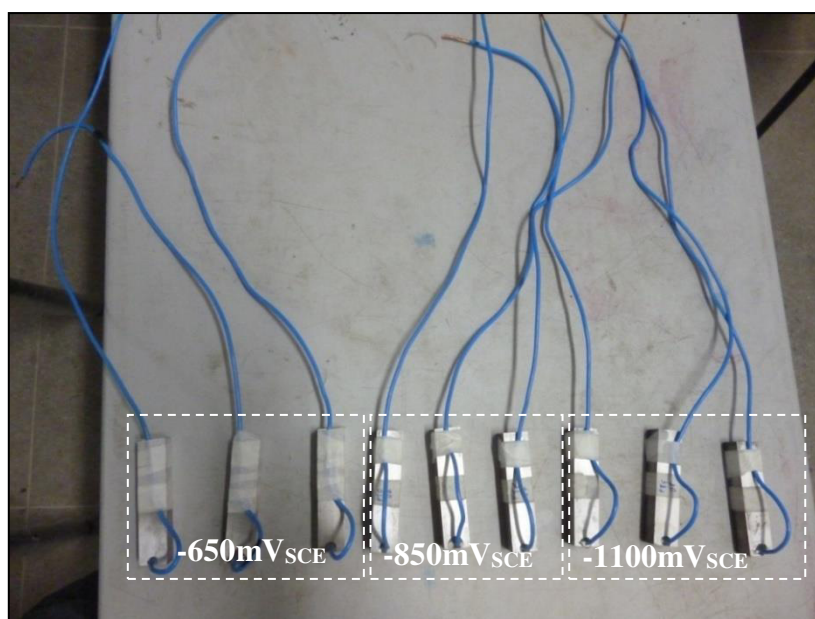


Figura 3.20: CPs que foram carregadas para o ensaio de CTOD.

(Fonte: Autoria própria).

3.4.3 Ensaio de permeação por hidrogênio

Nos ensaios de permeação por hidrogênio, na cuba de detecção ilustrado no modelo esquemático da **Figura 3.7**, foi utilizada a solução de NaOH 0,1M, previamente preparada. Após o preenchimento desta cuba, foram aplicados potenciais anódicos (+300mV_{VSCSE}) para que todo o hidrogênio que permeia a amostra sofra oxidação. Os potenciais aplicados e realizados pelo potenciostato foram os de proteção catódica de -650mV_{SCE} e o de -1100mV_{SCE}, conforme a **Tabela 3.6**.

O equipamento foi programado para aplicar uma corrente catódica no modo galvanostático. Após a corrente de detecção se estabilizar no valor máximo (I_{infinito}), a aplicação da corrente na célula de carga foi interrompida e após algum tempo a carga foi reaplicada novamente, iniciando a segunda permeação. Nesta segunda permeação, esperou-se que os sítios da matriz metálica já estivessem preenchidos pelo hidrogênio, facilitando a permeação, a **Figura 3.21** representa as dimensões da amostra metálica que foi utilizada neste ensaio.

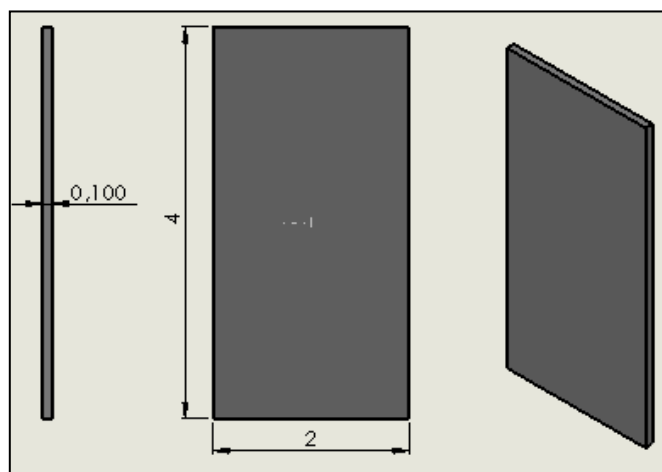


Figura 3.21: Dimensões em centímetros da amostra de permeação.

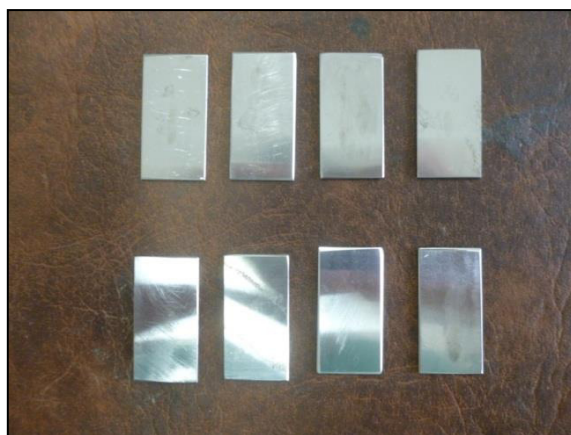


Figura 3.22: Corpos de prova de permeação.

(Fonte: Autoria própria).

Os testes de permeação eletroquímico de hidrogênio foram realizados no Laboratório de Engenharia Eletroquímica da Universidade Federal de Campina Grande (LEEq/UAEQ/UFCG), com o intuito de se obter as propriedades do aço AISI 8630M,

quanto à *difusividade*, *permeabilidade*, *solubilidade*, e a *densidade de sítios aprisionadores reversíveis e irreversíveis*, tanto no MB quanto da ZTA, conforme os potenciais de proteção catódica mostrados na **Tabela 3.6**.

Tabela 3.6: Corpos-de-prova extraídos para o ensaio eletroquímico de permeação.

Tipo de ensaio e região	Quantidade	Condições
MB	03	Com H ⁺ e pré-carga de -650 mV _{SCE} .
	03	Com H ⁺ e pré-carga de -1100 mV _{SCE} .
ZTA	03	Com H ⁺ e pré-carga de -1100 mV _{SCE} .

3.4.4 Ensaio de dureza

Para a determinação da dureza, se utilizou um durômetro modelo *Mitutoyo HR-300*. Seguindo os critérios técnicos especificados pelas normas NACE MR0175: 2005 e API-6A: 2010, analisou-se a junta soldada ao longo dos aços de MB AISI 8630M, o amanteigamento e a junta soldada do INCONEL 625, a **Figura 3.23** ilustra a região de análise.

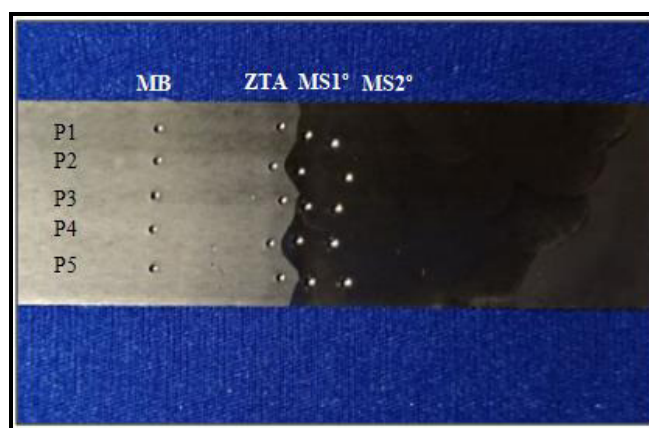


Figura 3.23: Localização das medições de dureza da junta soldada.

(Fonte: Autoria própria).

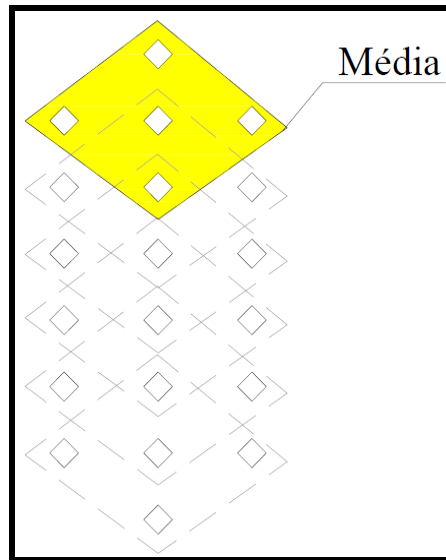


Figura 3.25: Perfil do procedimento do cálculo da média do conjunto de impressões.

(Fonte: COSTA, 2013).

3.4.6 Ensaios de tração

Realizou-se o ensaio de tração no MB aço AISI 8630M com e sem hidrogenação, conforme a norma ASTM E8M: 2008 e dimensões ilustradas na **Figura 3.26**.

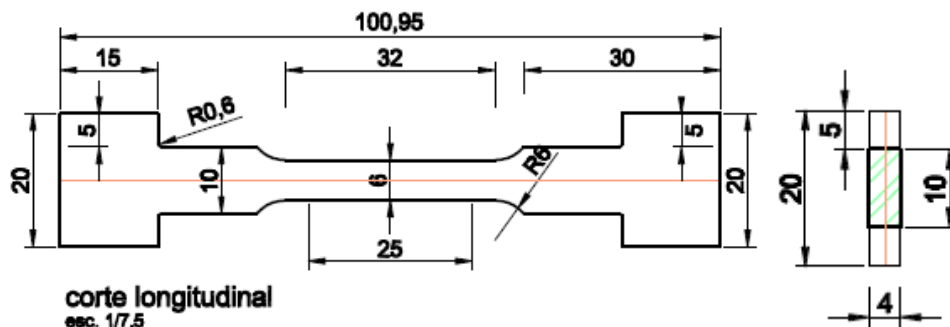


Figura 3.26: Dimensões do Corpo de prova para ensaio de tração.

(Fonte: ASTM E8M: 2008)

Logo após a retirada dos CPs da proteção catódica à 0°C por 07 dias, realizou-se um banho de Sulfato de Cobre antes do ensaio, afim de que fosse reduzida a dessorção do hidrogênio nos mesmos. Para cada condição foram testados 3 CPs sob taxa de velocidade de carga de 0,8 mm/min. Os ensaios foram realizados a temperatura ambiente (25°C) tendo sua tensão de resistência ao escoamento para 0,2% e a de ruptura no ponto de patamar máximo, conforme representação na **Tabela 3.8** e ilustração na **Figura 3.27**.

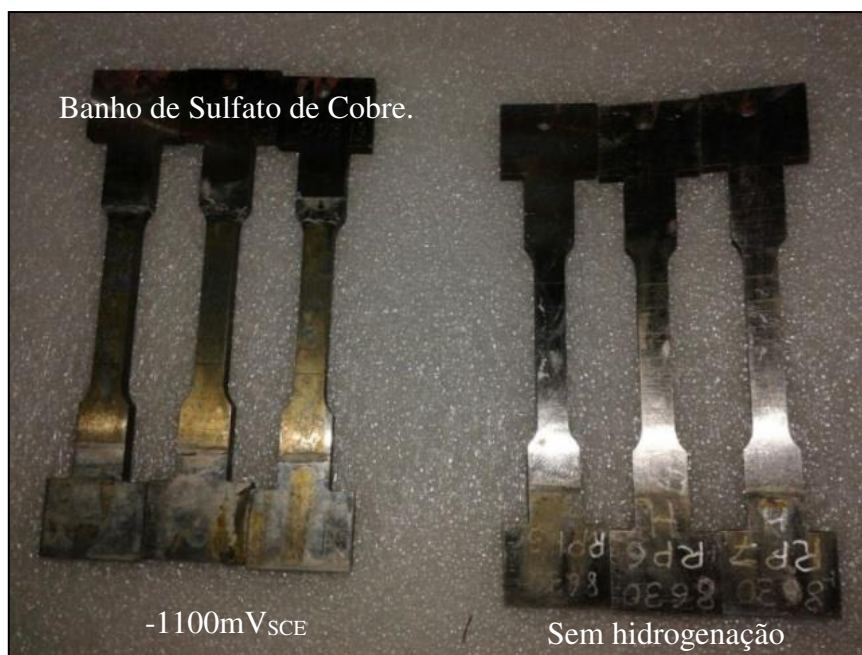


Figura 3.27: Corpo de prova para ensaio de tração.

(Fonte: Autoria própria).

A suscetibilidade do material à fragilização por hidrogênio é avaliado comparando-se o fator de ductilidade ϵ_H das amostras hidrogenadas com a ductilidade ϵ das amostras não hidrogenadas, o que permitiu determinar um *índice de fragilização*, I_F . É de se observar que valores desse I_F próximos a um (1) indica que o material é resistente à fragilização, à medida que este valor se torna mais baixo aponta para uma diminuição dessa resistência. O índice de fragilização é definido pela **Equação 3.3**, ou seja,

$$I_F = \frac{\epsilon_H}{\epsilon} \quad (3.3).$$

Tabela 3.7: Corpos-de-prova extraídos para o ensaio de tração.

Tipo de ensaio e região	Quantidade	Condições
MB	03	Sem hidrogenação.
MB	03	Com H ⁺ e pré-carga de -1100 mV _{SCE} .

3.4.7 Ensaios de caracterização microestrutural

Foram escolhidas amostras para análise metalográficas da interface da junta soldada após tratamento térmico de alívio de tensões. No processo de preparação das amostras foram utilizadas lixas e pasta de diamante, com granulometrias de 3μ e $1/4\mu$, no polimento final. As análises microestrutural foram levantadas através da microscopia ótica (MO) e microscopia eletrônica por varredura (MEV) juntamente com o EDS. As amostras foram atacadas com Nital a 2% para a revelação do metal de base (MB) e logo em seguida com um ataque eletrolítico de 03V por 15 segundos pelo ácido Crômico 10% para revelar o metal de solda o INCONEL 625.

3.5 FLUXOGRAMA DA METODOLOGIA APLICADA

A metodologia apresentada neste trabalho está representada na **Figura 3.28**.

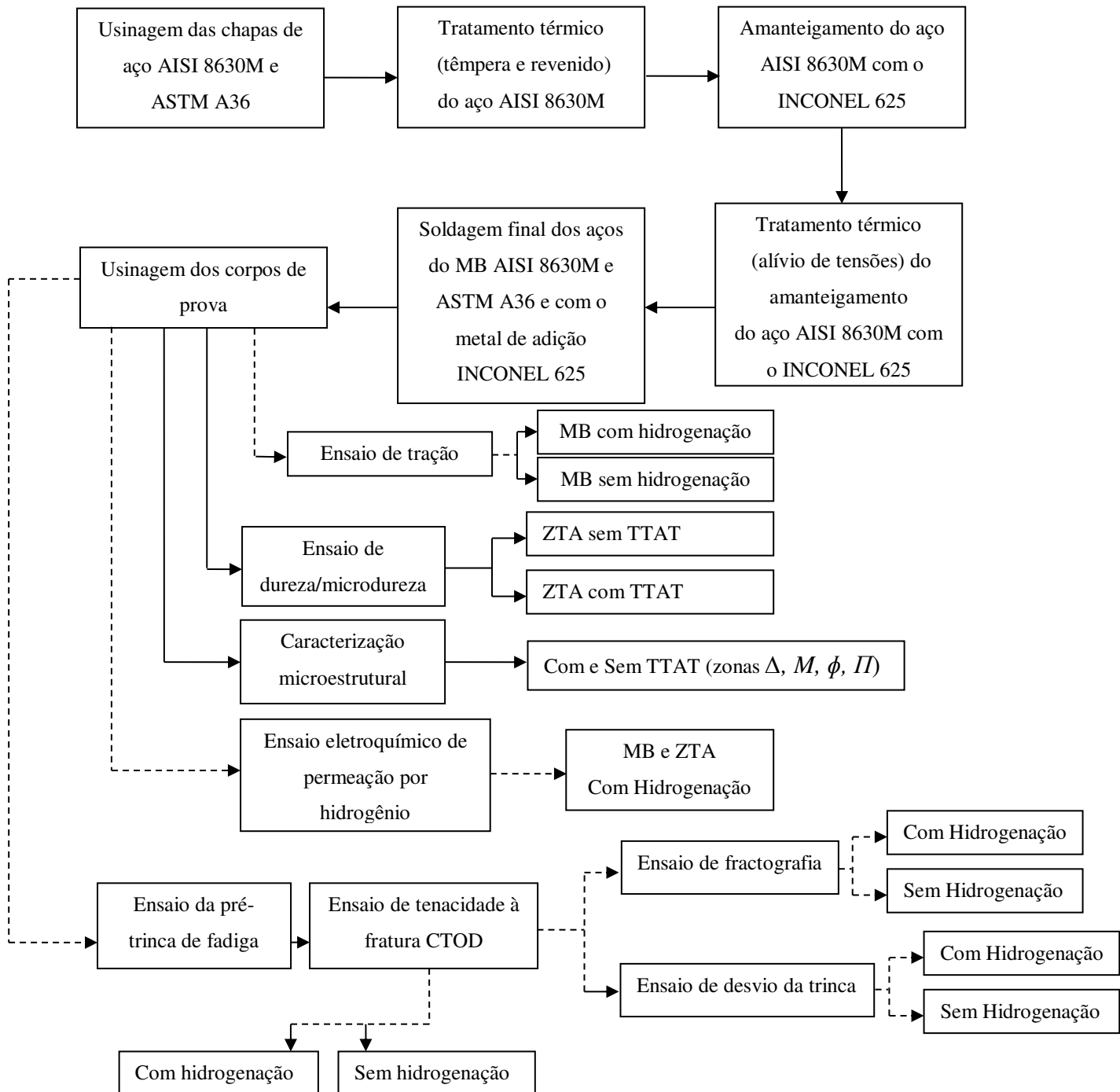


Figura 3.28: Fluxograma dos ensaios que foram realizados.

CAPÍTULO IV

4. RESULTADOS OBTIDOS

O propósito deste capítulo é apresentar, analisar e discutir os resultados experimentais obtidos, correlacionando com a revisão bibliográfica descrita e com a metodologia aplicada.

4.1 ANÁLISE METALOGRÁFICA

É apresentada todas as etapas da morfologia do MB, o aço AISI 8630M, com o MA, ERNiCrMo – 3 (INCONEL 625). Os ciclos térmicos se encontram no **item 3.3.1**. No primeiro ciclo térmico o aço de origem forjado anisotrópico ilustrado na **Figura 4.1a**, ao receber um ciclo térmico de 873°C (1603 F) entrou na fase de austenitização e posteriormente recebeu uma têmpera, no qual a sua morfologia principal se transformou em martensita. Mas com a possibilidade de também ter no meio de sua morfologia metalúrgica as fases de Austenita, Ferrita e Bainita como ilustrado no diagrama de transformação de fases de tempo – temperatura na **Figura 3.11** e apresentado na **Figura 4.1b**.

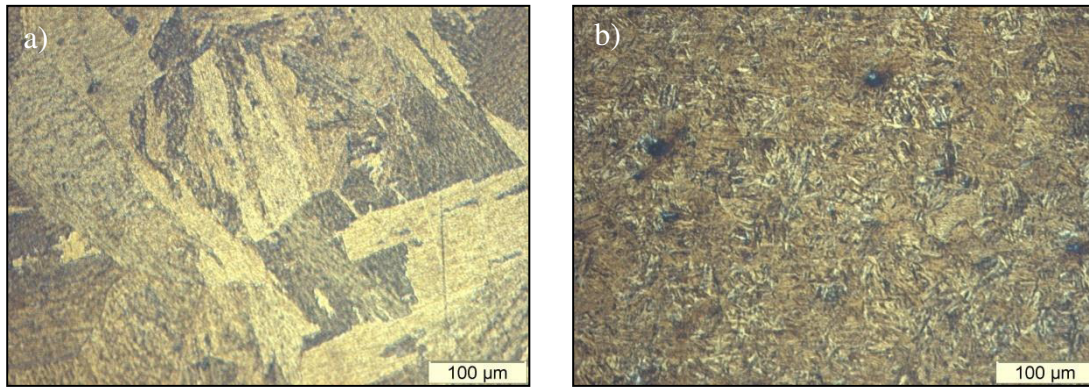


Figura 4.1: Processo dos ciclos térmicos do aço AISI 8630M. Nital 2% e resolução 200x.

a) MB forjado; b) MB temperado. (Fonte: Autoria Própria).

Já com uma microestrutura isotrópica, o MB temperado recebeu posteriormente um ciclo térmico de revenido, no qual houve uma difusão do carbono a partir do contorno de grão, gerando precipitados de carbonetos com o Fe e outros elementos de liga. Isso propiciou a formação de uma estrutura mista de troostita, e, no interior de seus grãos, estruturas de ferrita, bainita e/ou martensita, ilustrado na **Figura 4.2a**. O MB ao ser amanteigado pelo o MA, exibiu na ZTA uma morfologia principal de martensita, isto se dá pelos vários aportes térmicos aplicados pelos diversos cordões, transformando o em uma morfologia martensítica e com um posterior TTPS esta estrutura se transforma em martensita revenida com um extenso refinamento dos grãos logo após da zona Δ , ilustrado na **Figura 4.2b**.

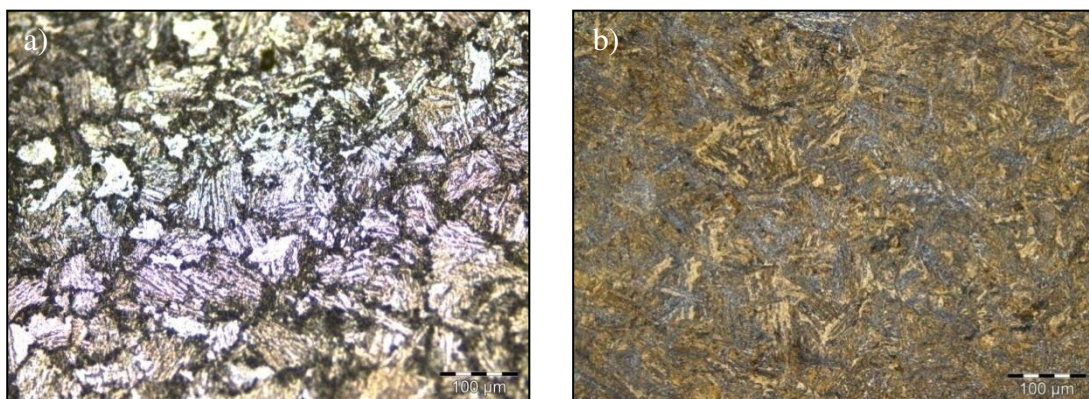


Figura 4.2: Processo dos ciclos térmicos do aço AISI 8630M. Nital 2% e resolução 200x.

a) MB temperado e revenido; b) ZTA do TTPS. (Fonte: Autoria Própria).

As **Figuras 4.3, 4.4 e 4.5** representam as zonas citadas no **item 2.1.4** após o amanteigamento em torno da linha de fusão (LF), portanto, se observou que o seu gradiente composicional é formada pela mistura líquida que surge no momento do processo de soldagem, pois a entrada de calor resulta na alteração significativa da microestrutura formada. Estas zonas de alta diluição são formadas por uma zona inerte ou por um escoamento laminar próximo a LF, pois mesmo com várias forças de convecção na poça de fusão, esta zona dificulta a mistura. Pela diferença nas temperaturas *líquidus* INCONEL 625 é de (~ 1350°C) e do aço AISI 8630M é de (~ 1500°C) fez com que gerassem estas macrosegregações na interface dissimilar, (OLIVEIRA, 2013). Nas **Figuras 4.3, 4.4 e 4.5**, o MB é constituído por uma microestrutura de martensita revenida, ferrita, bainita, precipitados e inclusões. Considerando as imagens das Figuras citadas, estas receberam ciclos térmicos de têmpera e revenido conforme as **Figuras 3.8 e 3.9** do **item 3.3.1** e posteriormente amanteigadas de acordo com a **Tabela 3.3** do **item 3.3.3** e não receberam TTPS, de acordo com o **item 2.1.4**:

Na zona Δ , tem-se uma quantidade considerada de ferrita e o surgimento de grãos grosseiros, grãos de martensita revenida e bainita, decorrentes da difusão do carbono para a interface da junta soldada;

Na zona ϕ , conhecida como zona planar ou zona “sem característica”, é uma zona que não apresenta contornos expressivos e é formada por uma estrutura cristalina austenítica do tipo CFC e se apresentou em uma faixa muito inexpressiva de apenas dezenas de microns de espessura. Observa-se que esta estrutura cristalina da zona ϕ , em algumas partes, tendeu a entrar de forma aguda na zona Δ , formando regiões conhecidas como “dedos”. Em algumas situações o MS da zona ϕ isolou o MB da zona Δ em todo o seu contorno, sendo esta estrutura conhecida como “ilhas”. Na zona ϕ também encontramos uma concentração maior de carbono diluído, conhecida como zona ϕ carbonetizada;

Na zona M, foram observadas, próximas a linha de fusão, “praias” e “redemoinhos” que são ZPDs descontínuas e muito comuns a serem vistas em juntas dissimilares e principalmente nas interpassas dos cordões de solda, proveniente de uma mistura incompleta na poça de fusão. São constituintes microestruturais ricas em martensita e sua formação está relacionada com a energia do arco elétrico que difunde o carbono para uma zona empobrecida de carbono que é a interface da junta soldada.

Na zona II, foi possível observar a microestrutura do MS que é formada por dendrites colunar e celular, decorrentes da solidificação preferencial do MS, tendo também à presença de carbonetos como precipitados em torno das extremidades das dendrites colunar.

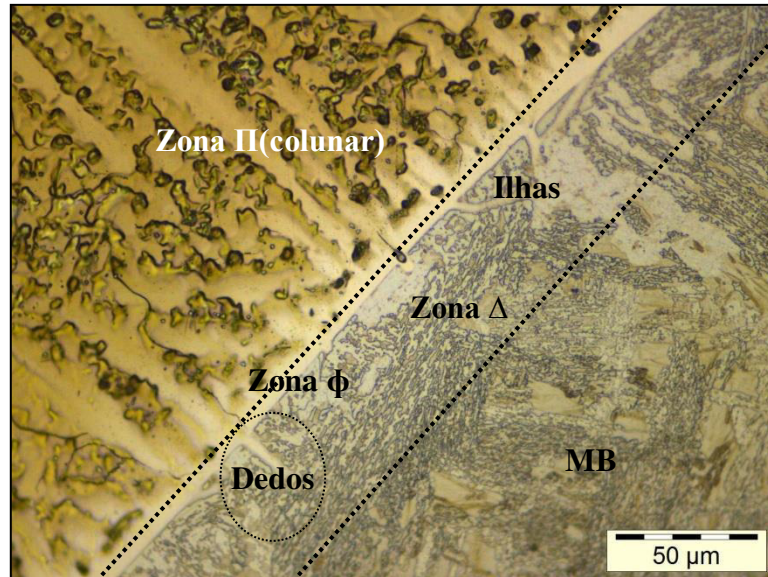


Figura 4.3: Zona parcialmente misturada descontínua sem TTPS – 500x.

(Fonte: Autoria Própria).

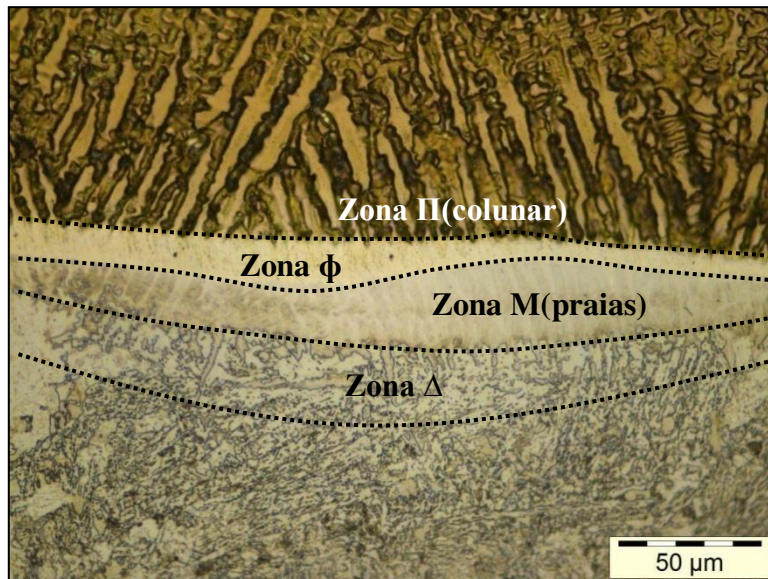


Figura 4.4: Zona parcialmente misturada descontínua sem TTPS – 500x.

(Fonte: Autoria Própria).

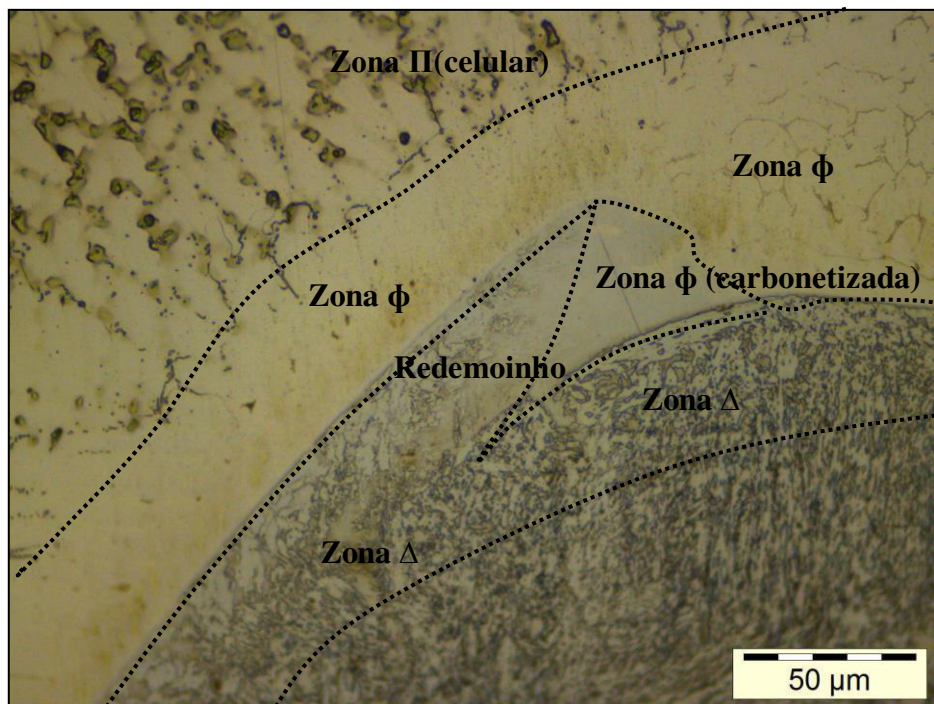


Figura 4.5: Zona parcialmente misturada descontínua sem TTPS – 500x.

(Fonte: Autoria Própria).

As imagens das **Figuras 4.6 a 4.16** receberam um ciclo de TTPS, conforme a **Figura 3.12** do **item 3.3.1** após o amanteigamento de acordo com a **Tabela 3.4** do **item 3.3.3**. Tais **Figuras** representam as zonas citadas no **item 2.1.4** em torno da linha de fusão (LF). Os perfis composicionais são formados pelas misturas líquidas que surgem no momento do processo de soldagem e que permanece constante. No entanto, o TTPS tem um papel fundamental na difusão do estado sólido e de provocar uma intensa alteração de grãos na zona Δ, região esta de granulação grosseira, ilustrada na **Figura 4.6**. É de se observar que quanto maior o tamanho do grão será também maior as bandas de deslizamentos e conseqüentemente as concentrações de tensões. Com concentrações de tensões elevadas, microtrincas são provocadas nos contornos de grãos causando a fratura do material, (DAI, 2018).

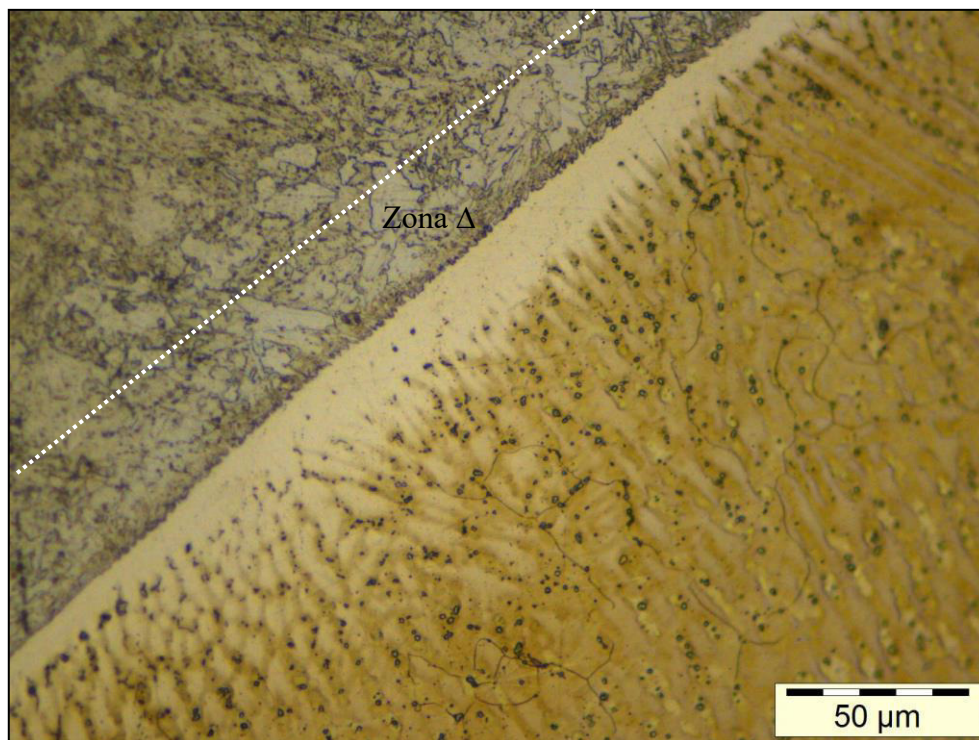


Figura 4.6: Zona parcialmente misturada descontínua com TTPS– 500x.

(Fonte: Autoria Própria).

Na **Figura 4.7** ao longo da interface da solda (linha de fusão), pelo o lado do MB, há a formação de grãos ferríticos, decorrente da descarbonetação associada aos ciclos térmicos aplicados na amostra, por sua vez o gradiente de C e a dissimilaridade existente entre o MB e a liga de Ni fazem com que haja uma difusão do C para a interface dissimilar e carente de C, propiciando a saturação de C e a formação de precipitados de carbonetos, levando ao endurecimento e posteriormente a fragilização desta região.

O MS é solidificado de maneira planar e aparentemente livre de partículas, com uma banda larga austenítica, conhecida por “zona sem característica” ou “zona ϕ ”. Ainda mais dentro do MS, precipitados de carbonetos de Nb e Mo são encontrados nas regiões entre os braços dendríticos, possivelmente como um resultado de uma transição rápida para o celular, e posteriormente seguido pelo crescimento colunar dendrítico, (BEAUGRAND, 2009).

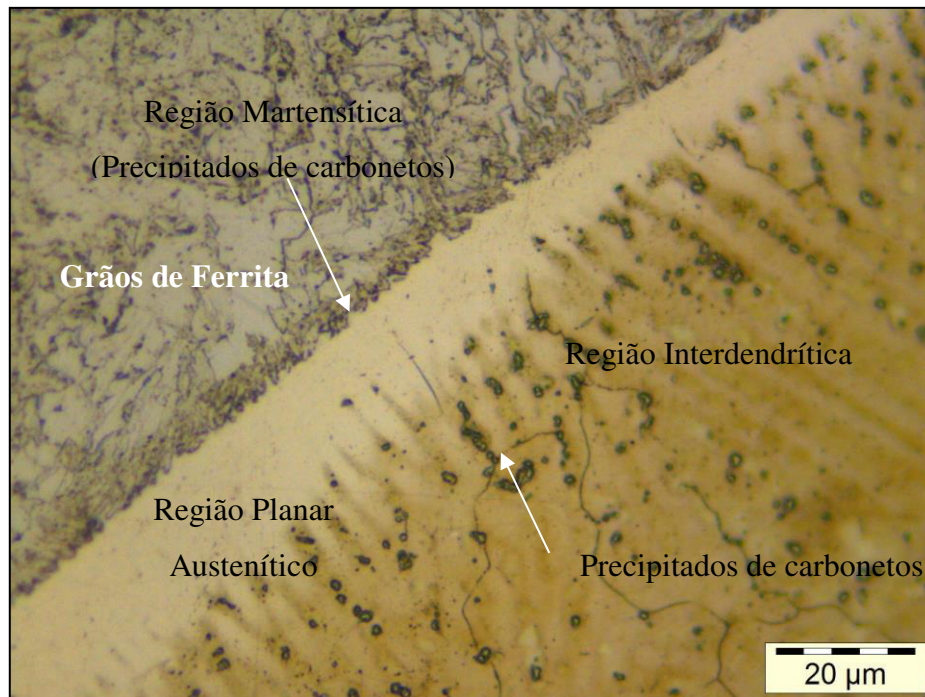


Figura 4.7: Zona parcialmente diluída contínua com TTPS – 1000x.

(Fonte: Autoria Própria).

Como mencionado no **item 2.1.4** existe dois tipos de estruturas morfológicas de solidificação: ZPDs descontínuas e contínuas. Nas ZPDs descontínuas, um “redemoinho” de MB diluído tem penetrado o MS, resultando em uma península rica em martensita. Sua formação é proveniente de parâmetros de entrada de calor mais baixos, algo que não ocorre nas ZPDs contínuas. Sabemos que o MS ao redor do redemoinho se solidificou de forma austenítica planar, apresentando região planar primária e secundária. É importante esclarecer que além dos redemoinhos ilustrado na **Figura 4.8**, existe também nas ZPDs descontínuas, próximas a LF, zonas M que se formam na medida em que a PS é misturada, conforme as ilustrações nas **Figuras 4.9 e 4.10**. Nestas zonas a espessura da zona M varia com a aplicação do TTPS. Isto se dá pelo fato de haver uma variação na taxa de resfriamento. O TTPS pode afetar a microestrutura ao longo da linha de fusão nos gradientes composicionais dos principais elementos constituintes do aço e do amantecimento como Fe, Cr, Mo e Nb juntamente com o C em ligas ricas em Ni.

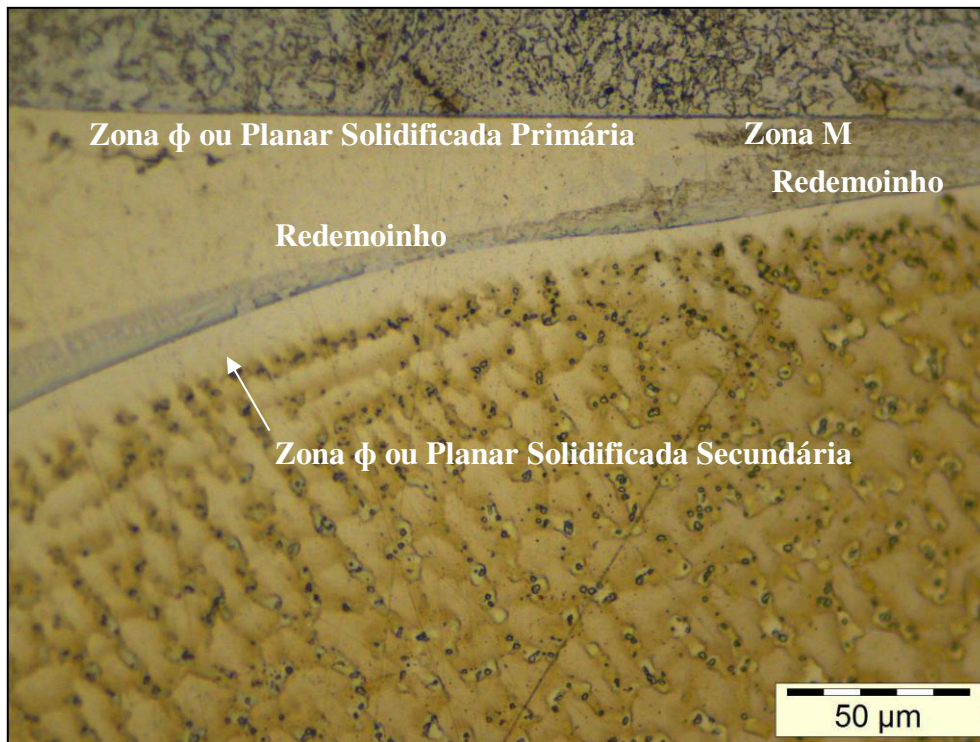


Figura 4.8: Zona parcialmente diluída descontínua com TTPS – 500x.
(Fonte: Autoria Própria).

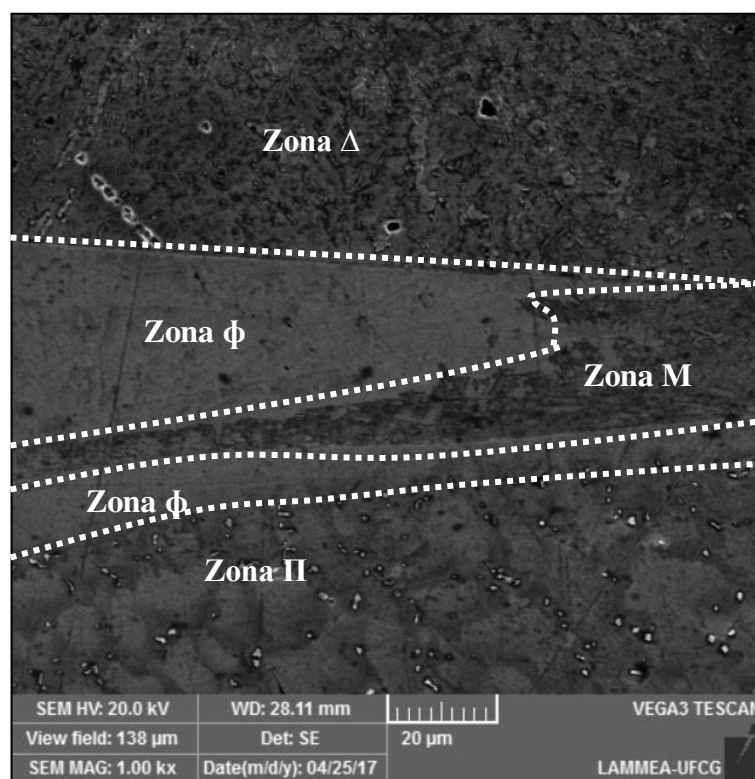


Figura 4.9: Zona parcialmente diluída descontínua com TTPS – 1000x.
(Fonte: Autoria Própria).

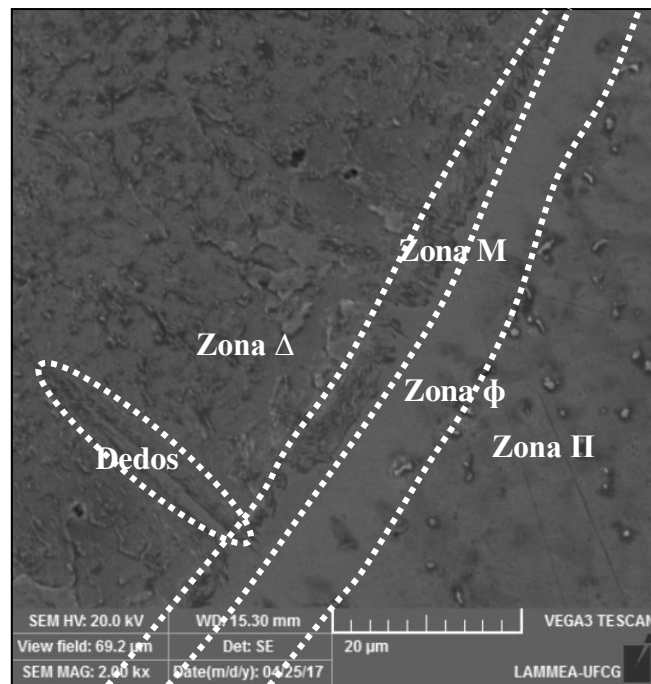


Figura 4.10: Zona parcialmente diluída descontínua com TTPS– 2000x.

(Fonte: Autoria Própria).

Na **Figura 4.11** observa-se uma penetração do MS no MB conhecido como “dedos”, estrutura esta que se localiza na interface da junta soldada com o MB e que são formadas por forças convectivas encontradas na poça de fusão. Os dedos tendem a se desenvolverem de forma preferencial na liquação dos contornos de grãos austeníticos em torno do MB. A formação de dedos pode está relacionada às características da fusão/solidificação de ambos os aços.

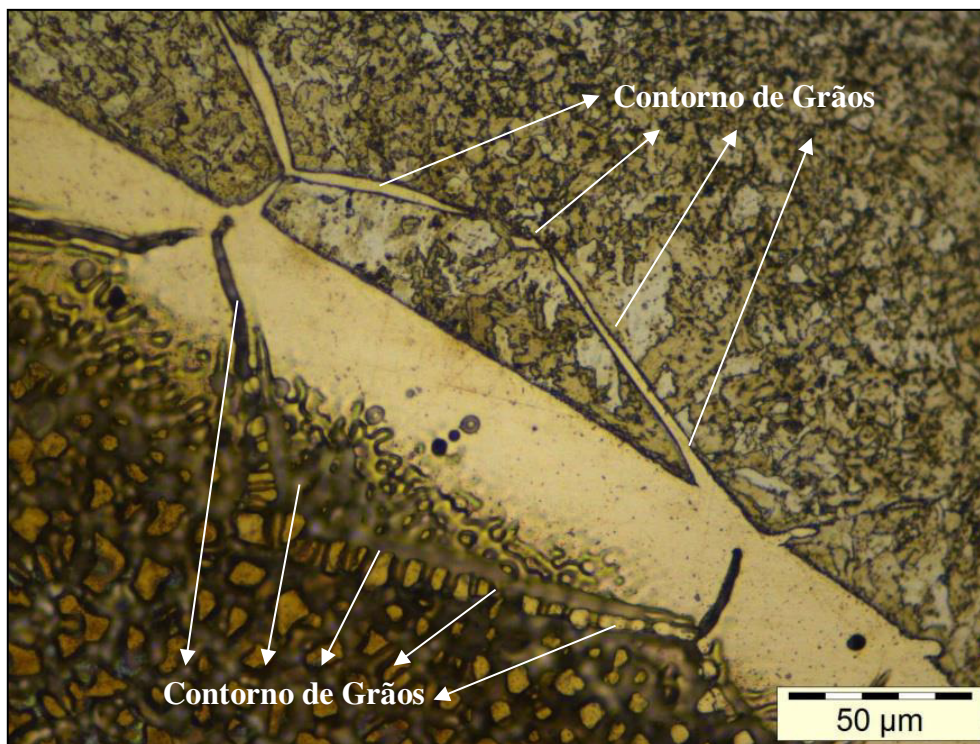


Figura 4.11: Extensão penetrada pelos dedos – Baixo Ângulo 6°– 500x.

(Fonte: Autoria Própria).

Já nas ZPDs contínuas, ilustrado na **Figura 4.12**, os experimentos de TTPS mostram que o gradiente composicional ao longo da interface não é influenciada pela duração do procedimento deste tratamento, indicando que a mistura inicial que ocorreu no processo de soldagem teve um controle maior na difusão do C durante o processo de TTPS e geralmente nas regiões de intrapasse, não obtendo a formação de precipitados de carbonetos (zonas M) nas regiões ricas em Ni.

Isto se dá pelo o fato de que a entrada de calor é mais alta na região de intrapasse, sendo esta a melhor maneira de minimizar a formação de redemoinhos e amenizar a formação de regiões martensíticas. Portanto, a menor entrada de calor melhoraria a suscetibilidade a fragilização por hidrogênio, mas por outro lado promoveria a formação de redemoinhos penetrando no MS e favorecendo a formação de martensita e prejudicando o desempenho da interface dissimilar, (BEAUGRAND, 2009).

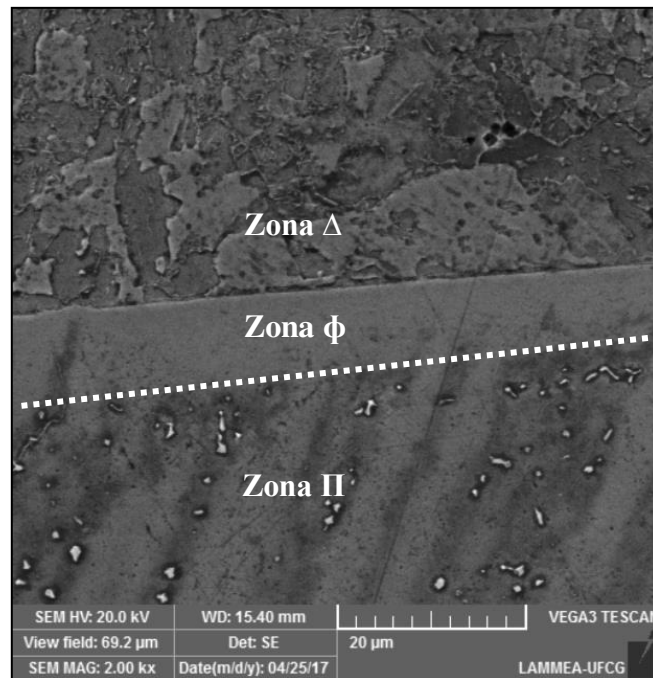


Figura 4.12: Zona parcialmente diluída contínua com TTPS – 2000x.

(Fonte: Autoria Própria).

O perfil composicional químico próximo da LF foi analisado em uma micro-escala usando o Microscópio Eletrônico de Varredura (MEV) e o uso do Espectrômetro de Energia Dispersiva (EDS) com a aplicação de elétrons retro espalhados. Os resultados de varredura de linha composicional para os principais elementos metálicos do aço AISI 8630M até o MS rica em Ni, o INCONEL 625, foram sobrepostas em cada micrografia apresentada para determinar o efeito do TTPS. Análises composicionais químicos relativos para a interseção da solda revelou duas regiões fundamentais de misturas parciais, uma contínua e a outra descontínua. A **Figura 4.13** apresenta uma ZPD contínua após a aplicação dos ciclos térmicos citados no **item 3.3.1**.

É de se observar nas quatro situações apresentadas pelo o MEV abaixo, uma transferência do Fe da zona Δ do MB em direção a zona ϕ do MS, transportando juntamente o C, Mo, Cr e Nb e seus precipitados. Cantarin (2011) descreve que entre o Fe e o Ni do aço AISI 8630M, o Fe tem uma melhor difusão no INCONEL 625 do que o Ni. E Ferreira (2014), cita que o C possui uma menor solubilidade e uma maior difusividade, enquanto a matriz austenítica de Ni (zona ϕ) é o oposto possui uma maior solubilidade e uma menor difusividade.

Dentro da região planar austenítica (zona ϕ) e se estendendo até a região colunar dendrítico decorando os seus contornos, existe uma mudança composicional acentuada

de Nb, com a possibilidade do aparecimento de formações de precipitados de carbonetos de MC e M_6C , já na interface pelo o lado do MB na região dos grãos grosseiros ferrítico (zona Δ) existe uma leve concentração de Mo e Cr, logo tendo a possibilidade da formação de carbonetos de M_6C , $M_{23}C_6$ e M_7C_3 . A análise do EDS na interface do MS demonstrou que as mudanças acentuadas composicionais observadas através da LF na **Figura 4.13** ocorre através da zona de transição.

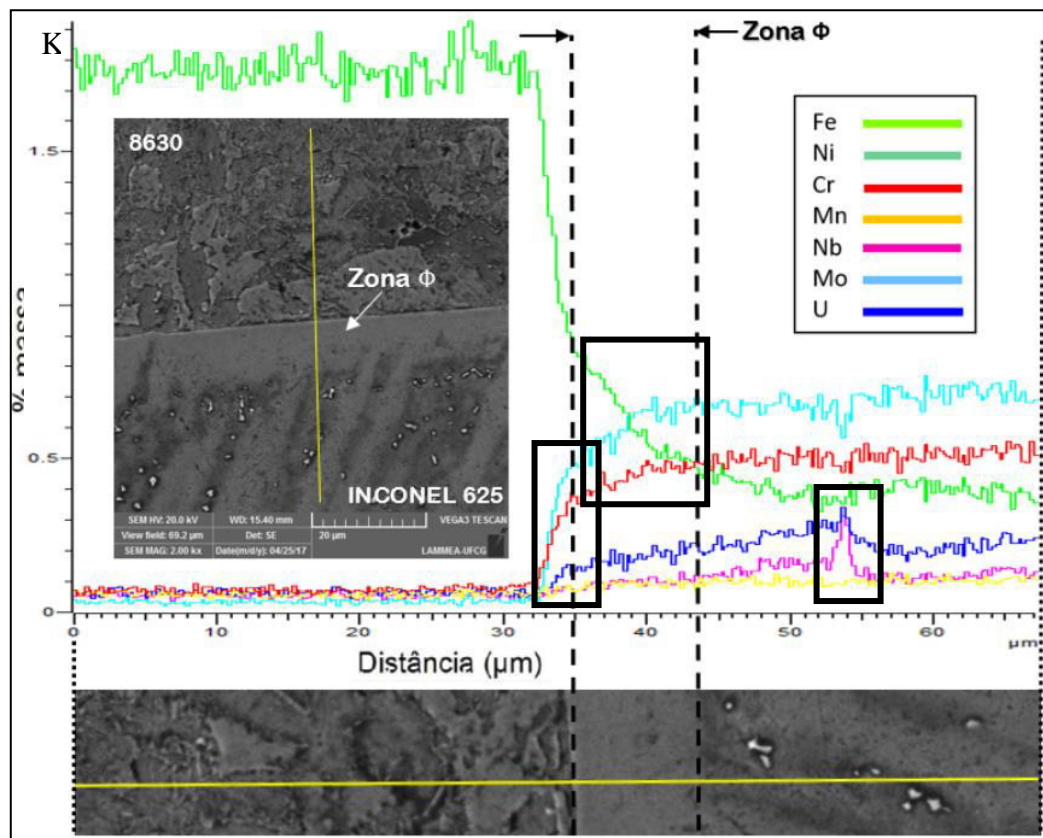


Figura 4.13: Imagens dos principais elementos metálicos ao longo da junta através do EDS.

Zona parcialmente diluída contínua.

(Fonte: Autoria Própria).

A **Figura 4.14** apresenta uma ZPD descontínua com o aparecimento da zona M, após a aplicação dos ciclos térmicos citados no **item 3.3.1**. Na interface pelo o lado do MB na região dos grãos grosseiros (zona Δ) existe uma leve concentração de Mo e Cr, logo tendo a possibilidade da formação de carbonetos de M_6C , M_7C_3 e $M_{23}C_6$. Já dentro da região planar e se estendendo até a região colunar dendríticos existe uma mudança composicional acentuado de Nb e Mo, com a possibilidade do aparecimento de formações de carbonetos de MC, M_6C , $M_{23}C_6$.

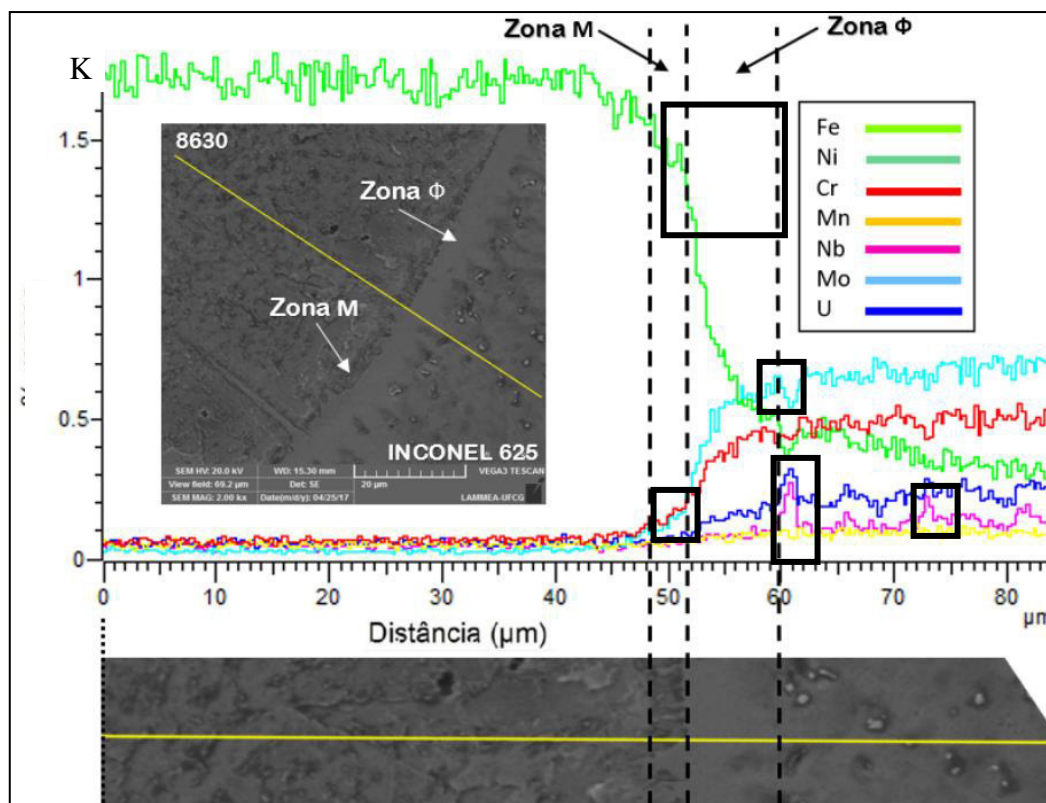


Figura 4.14: Imagens dos principais elementos metálicos ao longo da junta através do EDS. zona parcialmente diluída descontínua 01.

(Fonte: Autoria Própria).

A **Figura 4.15** apresenta uma ZPD descontínua com o aparecimento da zona M e redemoinho, após a aplicação dos ciclos térmicos citados no **item 3.3.1**. Na interface pelo o lado da zona Δ da ZTA na região dos grãos grosseiros ferrítico (zona Δ) existe uma leve concentração de Mo e Cr, logo tendo a possibilidade da formação de carbonetos de M_6C , M_7C_3 e $M_{23}C_6$. Já dentro da zona M existe uma mudança composicional acentuada de Nb e Mo, com a possibilidade do aparecimento de formações de carbonetos de MC , M_6C e $Mo_{23}C_6$.

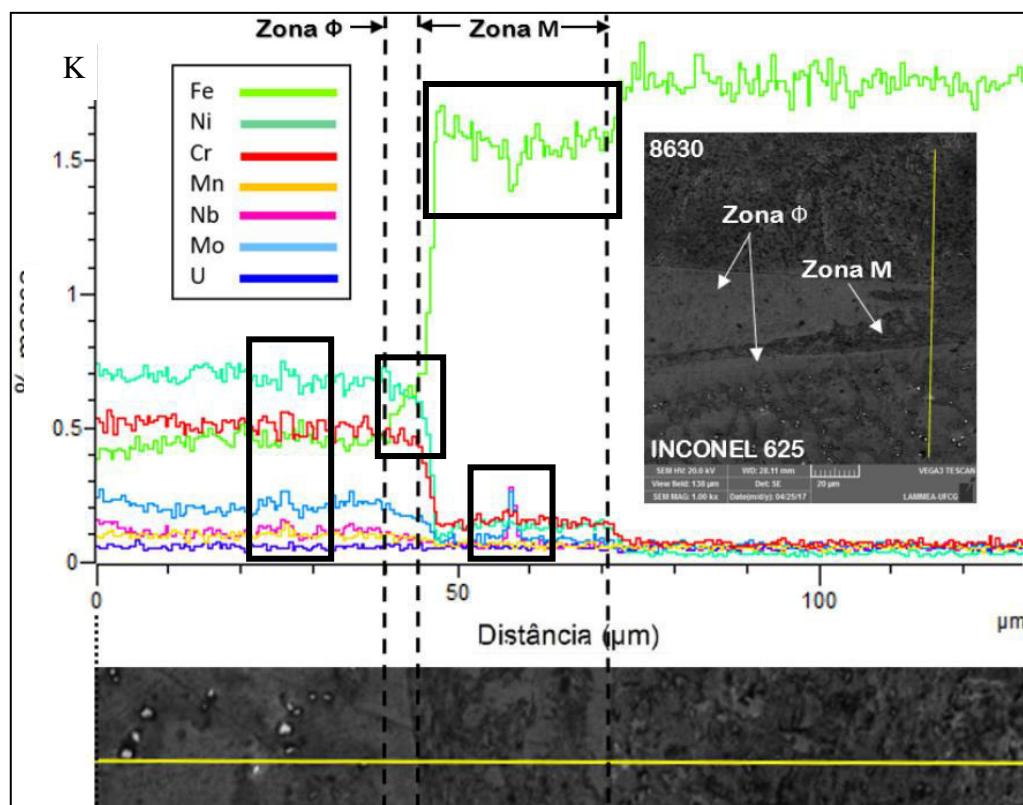


Figura 4.15: Imagens dos principais elementos metálicos ao longo da junta através do EDS
Zona parcialmente diluída descontínua 02.

(Fonte: Autoria Própria).

A **Figura 4.16** apresenta uma ZPD descontínua com o aparecimento de um redemoinho e apresentando uma zona planar ϕ primária e secundária, após a aplicação dos ciclos térmicos citados no **item 3.3.1**. Já Dentro de ambas as regiões planares existe uma mudança composicional acentuada de Cr, Nb e Mo, com a possibilidade do aparecimento de formações de carbonetos de MC, M_7C_3 , M_6C , $M_{23}C_6$.

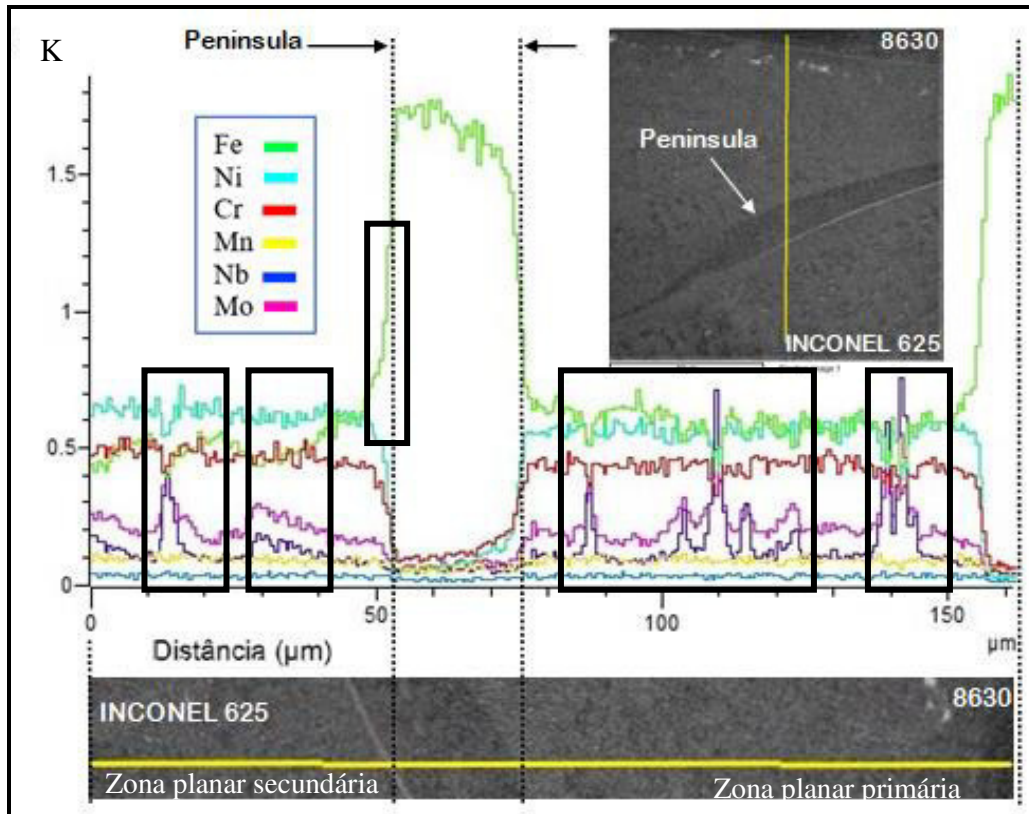


Figura 4.16: Imagens dos principais elementos metálicos ao longo da junta através do EDS.

Zona parcialmente diluída descontínua 03.

(Fonte: Autoria Própria).

Como foi explicado no **item 2.1.5** apresentaram precipitados de carbonetos do MB dentro do MS, o TTPS foi aplicado de maneira excessiva precipitando fases de carbonetos, na zona de solidificação planar no lado austenítico (zona ϕ) da interface dissimilar. Precipitados de carbonetos no MS prejudicaram o desempenho mecânico na interface da junta soldada. No lado da liga INCONEL 625, após o TTPS, carbonetos Cr_{23}C_6 possibilitaram uma grande perda de Cr na matriz, no qual tornou estas regiões menos resistentes e mais favoráveis à propagação de trincas e os carbonetos M_7C_3 contribuíram à fragilização destas juntas dissimilares, pois atua como aprisionadores de hidrogênio, provenientes de um caminho de fratura de baixa energia que liga junto à falha ao longo da ZPD descontínua frágil.

Pereira (2018) cita que as regiões correspondentes à matriz austenítica possuem predomínio de Ni (~66%), Cr (~23%) e Nb (5%). Os elementos Ni, Cr e Mo são os principais constituintes da liga e podem aparecer em níveis relativamente altos devido à interação do feixe de elétrons da tocha com a matriz. A precipitação de compostos da

segunda fase, como $M_{23}C_6$, ocorre ao longo dos limites dos grãos. A morfologia e a cinética de precipitação desses carbonetos estão intimamente relacionadas à falta de orientação dos limites dos grãos, precipitando nos contornos de grãos de alto ângulo e em interfaces inconsistentes. Como mencionado anteriormente, a principal característica observada no INCONEL 625 é sua capacidade de exibir alta resistência mecânica sem prejudicar a sua ductilidade, portanto essa propriedade é influenciada pelos os carbonetos $M_{23}C_6$, porém a sua resistência a tração e ductilidade são restringidas ao receber um tratamento térmico de envelhecimento. Este fato está relacionado principalmente ao rompimento dos carbonetos $M_{23}C_6$, pois a morfologia desses compostos é o principal fator que influencia nas propriedades mecânicas desses materiais. A distribuição destes carbonetos, sendo compostos mais duros e frágeis que a matriz γ com tamanhos menores que $0,5\ \mu m$ em uma cadeia descontínua ao longo dos contornos de grão, impedimos o crescimento de trincas frágeis, ao mesmo tempo em que não interfere no processo de ductilidade devido às deformações que causam nas regiões de contorno de grãos. Portanto, eles agem impedindo vazios de coalescência e movimentos excessivos de deslocamento.

4.2 ENSAIOS DE DUREZA E MICRODUREZA NA JUNTA SOLDADA

4.2.1. Dureza

Para o ensaio de dureza, foram analisados os resultados dos aços pesquisados com uma aplicação de TTPS na junta soldada, conforme visto na **Tabela 4.1**. Os ensaios foram realizados com base nas normas API 6A: 2010 e NACE MR0175: 2005 que as mesmas recomendam valores iguais ou inferiores a 22 HRC. É de se observar na **Tabela 4.1**, leituras de dureza que se estendem desde o MB AISI 8630M até o metal de amanteigamento o INCONEL 625 (AWS ERNiCrMo – 3).

Verificou-se que os valores de maior dureza foram encontrados na ZTA provenientes do calor do procedimento de amanteigamento. O estudo proposto deste trabalho é dirigido para tal região que apresentando uma dureza superior aos recomendados pelas normas, possibilite elevadas concentrações de tensões e energias acumuladas por serem regiões ricas em martensita, tornando-as regiões propícias à

susceptibilidade à fragilização por hidrogênio com o uso do potencial de proteção catódica em água do mar.

Tabela 4.1: Resultados da dureza HRC com o TTPS.

Região	P1	P2	P3	P4	P5	P Médio
MB	18,6	18,5	18,8	18,7	18	18,52
ZTA	26,1	27	25,6	24,2	24,4	25,46
MS1°	6,6	6,3	9,7	8,4	5,6	7,32
MS2°	9,6	10,9	11,6	8,8	10,4	10,26

4.2.2 Perfil de microdureza da junta soldada

A apuração da análise da dureza de um determinado material se complementa com o levantamento dos perfis de microdureza. De maneira específica se apresentou neste trabalho às impressões de microdureza em toda a sua microestrutura ao longo do MB e da ZTA do aço AISI 8630M e do MS do aço INCONEL 625 (AWS ERNiCrMo-3), com e sem aplicação do TTPS (de acordo como foi descrito o **item 3.3.1**). As indentações foram levantadas conforme o **item 3.4.5** baseadas da norma DNV-OS-F101: 2008 e da NACE MR0175: 2005 que estabelecem valores de até no máximo 250 HV, limite este estabelecido para componentes de aços estruturais, ligados e de ARBL, utilizados em processos de extração, transporte e processamento de petróleo e gás.

Dentro das impressões que foram levantadas e apresentadas na **Tabela 4.2**, verificou-se que na região da ZTA apresentaram valores de microdureza de até 285HV, sendo um pouco acima do recomendado pelas normas citadas para os TTPS e valores exorbitantemente elevados de aproximadamente 420HV para aqueles não tendo o TTPS, sabemos que estes valores elevados favorecem a possibilidade de fraturas frágeis no material.

Tabela 4.2: Média das micro-durezas HV10 do material.

Região	Distância [mm]	Sem TTAT [HV0,1]	Com TTAT [HV0,1]	Taxa de redução (%)
MS	-2,5	281	221	21,3
	-2,0	281	220	21,7
	-1,5	277	218	21,3
	-1,0	276	221	19,9
	-0,5	269	219	18,5
LF	00	388	268	30,9
ZTA	0,5	396	283	28,5
	1,0	402	285	29,10
	1,5	421	274	34,9
	2,0	427	270	36,7
	2,5	418	266	36,36
	3,0	389	253	34,96
MB	3,5	338	241	28,7
	4,0	310	244	21,29
	4,5	301	248	17,6
	5,0	285	248	14,9
	5,5	281	253	10
	6,0	273	251	8,0
	6,5	273	253	7,3
	7,0	277	253	8,7

Na **Figura 4.18** e na **Tabela 4.2** é de se observar a influência do TTPS, pois houve uma significativa queda nos valores da microdureza, principalmente na região da ZTA, provocando um alívio de tensões considerável e dando valores próximos aos das normas citadas de 250HV. Tendo como referência a partir da LF na posição ($x=0\text{mm}$) e se estendendo por toda a ZTA até a posição ($x=3\text{mm}$), temos uma redução no alívio de tensão de aproximadamente até 37%. Já no MB na região intercrítica e se estendendo para longe da ZTA os valores tendem a diminuir e se estabelecerem a valores semelhantes, implicando a não influência do processo de soldagem nesta região. Já o MS logo após a interface possui valores semelhantes com e sem TTPS ($x=0\text{ mm}$ à $x= -2,5\text{ mm}$).

Na **Figura 4.18** podemos analisar a influência do TTPS sobre a junta soldada, observando que os altos níveis de dureza se encontram justamente na região próxima onde no qual foi confeccionado o entalhe, a um milímetro da interface da junta soldada, e que a sua dureza tende a diminuir à medida que se aproxima da linha de fusão e se estendendo até 0,5 mm dentro da solda, confirmando a baixa resistência desta região para onde a trinca do ensaio de CTOD se propagou.

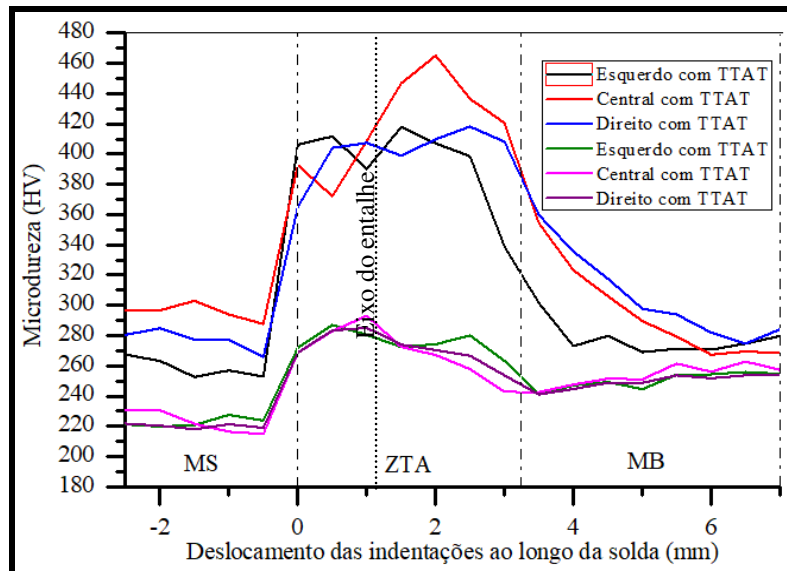


Figura 4.17: Microdureza realizada no plano transversal da junta soldada com e sem TTAT.

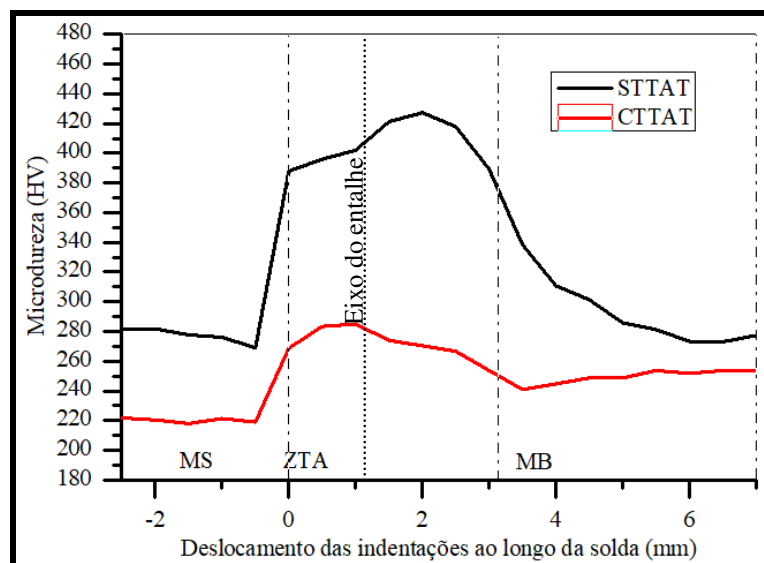


Figura 4.18: Média das médias da microdureza com e sem TTAT.

4.2.3 Microdureza Pontual

As **Figuras 4.19** e **4.20** mostram valores de microdureza pontuais nas zonas citadas do **item 2.1.4** sem e com TTPS, em uma amostra do aço AISI 8630M soldada pelo o INCONEL 625.

Os valores de microdureza para a ZTA sem TTPS, foram observados valores entre 331-341HV_{0,025} já a ZTA do MB em direção à LF houve uma redução, conhecida como zona de grãos grosseiros (zona Δ) com valores entre 271-296HV_{0,025}. A diminuição da dureza foi devido à difusão do carbono para regiões empobrecidas de C e enriquecidas de Ni que é a zona de fusão. Já a região de crescimento planar (zona φ) do MA houve valores entre 218-266HV_{0,025}. Essa discrepância de valores entre si se dá por esta região “sem característica” (zona φ) possuir uma boa diluição de C dando valores mais baixos e também a formação de elementos de segunda fase (precipitados) junto aos contornos dos braços dendríticos com valores superiores, conforme ilustrado na **Figura 4.19**.

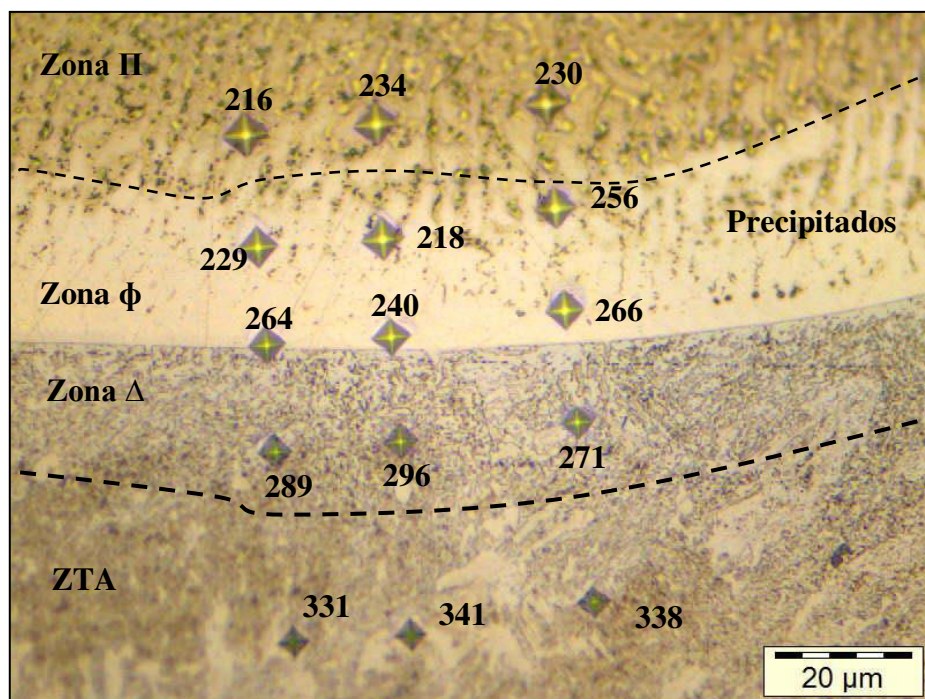


Figura 4.19: Sem TTPS após a soldagem – 500x.

(Fonte: Autoria Própria).

A amostra soldada foi submetida por um TTPS, ilustrado na **Figura 4.20**. Dando como ênfase ao gradiente composicional do C, formando uma zona M de valores de

dureza elevadas entre 318-395HV_{0,025}, devido à acumulação de C na região de crescimento planar (zona ϕ) e pela a formação de martensita revenida e a formação de redemoinhos no MS durante o TTPS.

No entanto comparando a amostra da **Figura 4.20** (junta com TTPS) com a **Figura 4.21** (junta sem o TTPS), observamos a junta com TTPS uma microdureza um pouco mais suave na ZTA do MB com valores entre 270-298HV_{0,025} e na região de grãos grosseiros (zona Δ) com valores entre 229-283HV_{0,025}.

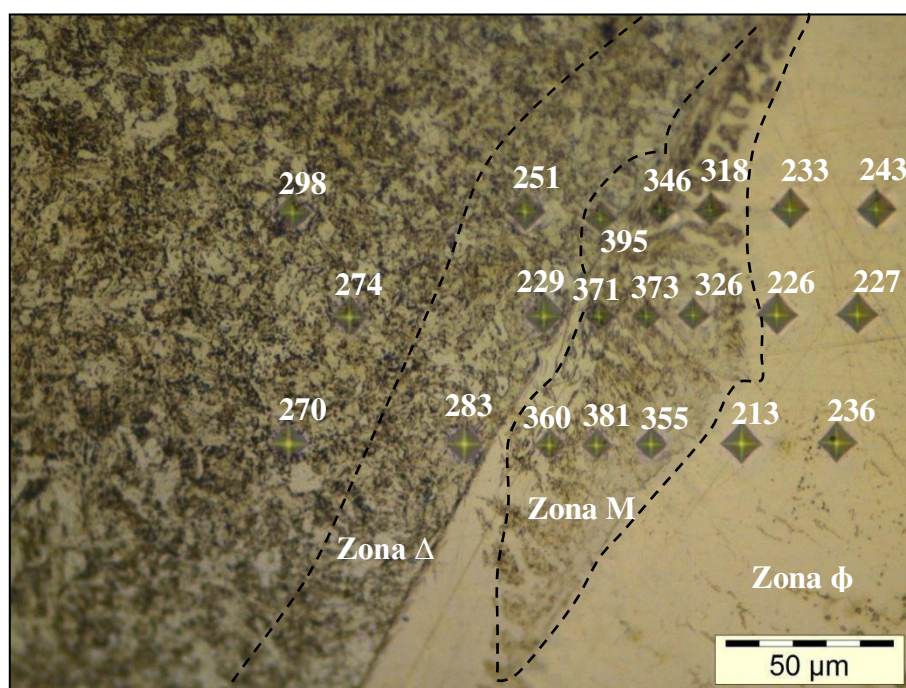


Figura 4.20: Com TTPS– 500x.

(Fonte: Autoria Própria).

4.3 ENSAIOS DE TRAÇÃO

Para o ensaio de tração, foram realizados para cada condição três corpos de prova de MB sem hidrogenação e de MB com hidrogenação com um potencial de proteção catódica de -1100mV_{SCE}, conforme o **item 3.2.5**, obtendo-se uma média dos resultados a serem observados. As **Figuras 4.21 e 4.22** apresentam os gráficos de todos os ensaios realizados e as médias destas, e as **Tabelas 4.3 e 4.4** mostram todos os valores obtidos, com todas as medições e suas respectivas médias. Com as médias dos ensaios de $\sigma_{y0,2}$ dos corpos de provas do MB com e sem potencial de proteção catódica (com ou sem hidrogenação) descritos nas **Tabelas 4.3 e 4.4** e comparados com os ensaios de tração do

MS da **Tabela 4.5**, tirado da tese de Almeida (2014) e que também este MS foi extraído e utilizado para se fazer os meus ensaios experimentais e aplicados nas amostras do meu trabalho.

Averiguou-se um grau de dissimilaridade de $M = 0,60$ para as amostras que receberam um potencial de proteção catódica de -1100 mV (com hidrogenação) e $M = 0,58$ para as amostras que não receberam potencial de proteção catódica (sem hidrogenação), apresentando uma junta soldada *undermatch*, conforme a **Equação 2.18** do **item 2.3.3**.

Tabela 4.3: Resultado do ensaio de tração do MB com uma pré-carga de $-1100 \text{ mV}_{\text{SCE}}$.

Corpos de Prova	$\sigma_{y0,2}(\text{MPa})$	$\sigma_{rt}(\text{MPa})$	Energia de Deformação (KJ)	Deformação (%)
-1100H_CP01	578,86	735,12	88,185	24,204
-1100H_CP02	602,22	745,33	87,215	23,465
-1100H_CP03	594,11	742,91	87,86	23,836
Valores Médios	591,73	741,12	87,75	23,835

Tabela 4.4: Resultado do ensaio de tração do MB sem pré-carga.

Corpo de Prova	$\sigma_{y0,2}(\text{MPa})$	$\sigma_{rt}(\text{MPa})$	Energia de Deformação (KJ)	Deformação (%)
SH_CP01	654, 81	791,24	92,965	24,086
SH_CP02	615,25	762,18	85,764	22,230
SH_CP03	582,30	737,07	80,656	23,244
Valores Médios	617,45	763,496	86,46	23,187

Tabela 4.5: Resultado do ensaio de tração do MS. (Fonte: ALMEIDA, 2014).

Corpo de Prova	$\sigma_{y0,2}$ (MPa)	σ_{rt} (MPa)	Energia de Deformação (KJ)
TSC1	378,20	692,70	279,11
TSC2	374,17	686,21	260,91
TSC3	336,10	625,93	213,37
TSC4	336,00	583,57	214,75
Valores Médios	356,11	647,10	242,05

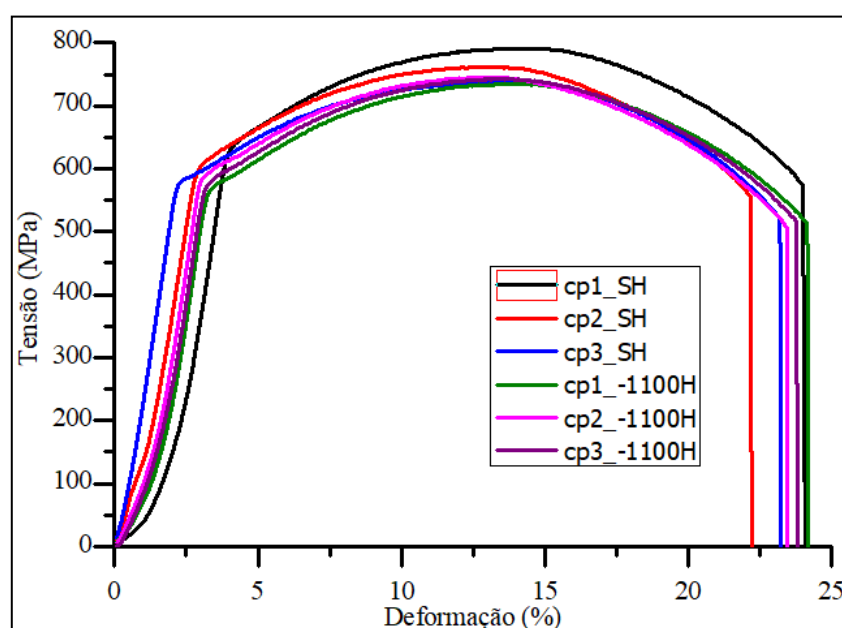


Figura 4.21: Curvas tensão-deformação obtida a partir de corpos-de-prova baseado da norma ASTM E8M:08 retirados de uma chapa de aço AISI 8630M, no qual SH é sem potencial de proteção catódica e -1100H com um potencial de -1100mV_{SCE} de proteção catódica.

(Fonte: Autoria própria).

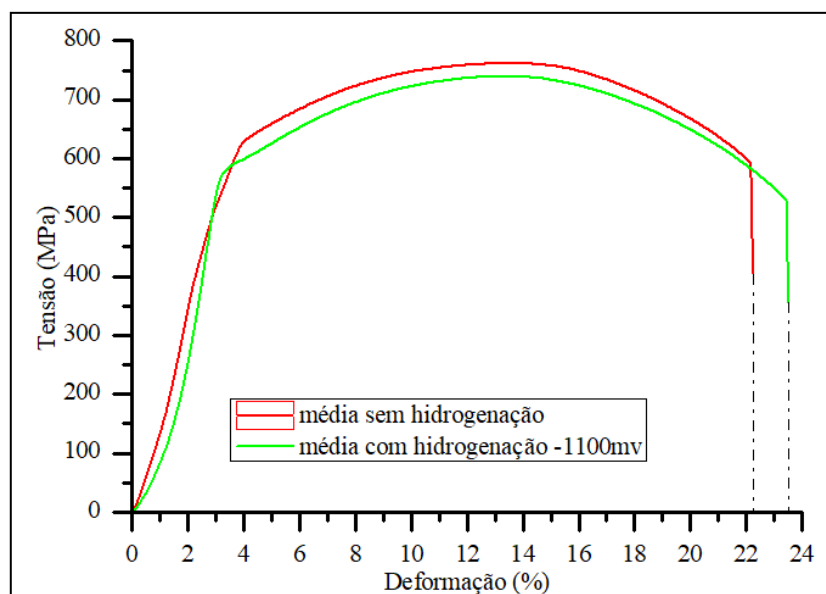


Figura 4.22: Média das curvas tensão-deformação obtida a partir de corpos-de-prova baseado da norma ASTM E8M:08 retirados de uma chapa de aço AISI 8630M, sem hidrogenação e um potencial de -1100mV_{SCE}.
(Fonte: Autoria própria)

De acordo com o **item 3.4.6** e pela **Equação 3.3**, as amostras estudadas nesse trabalho (MB do aço AISI 8630M) não apresentaram um comportamento de redução de ductilidade no uso da proteção catódica, pois apresentaram um valor próximo de um (01), tornando-o resistente quanto à fragilização por hidrogênio. O efeito do hidrogênio gerado foi praticamente desprezível neste potencial de proteção de -1100mV_{SCE}.

$$I_F = \frac{\varepsilon_H}{\varepsilon} = \frac{0,23835}{0,22200} = 1,07$$

Onde:

ε_H = Deformação do corpo-de-prova com o material hidrogenado;

ε = Deformação do corpo-de-prova com o material não hidrogenado.

4.4 ENSAIOS DE MECÂNICA DA FRATURA – CTOD

Nos ensaios de tenacidade à fratura temos como referência as normas ISO 12135: 2002, BS7448: 1999 e a ISO 15653: 2010. Os corpos-de-prova que foram hidrogenados

através dos potenciais de proteção catódica seguiram os seguintes parâmetros do **item 3.4.1** de hidrogenação e todos os corpos-de-prova tanto os que não foram hidrogenados e os que foram hidrogenados seguiram os parâmetros do **item 3.4.2** de ensaio de tenacidade à fratura CTOD SE(B) e pré-trinca de fadiga.

Após o ensaio de CTOD SE(B), os corpos de prova foram rompidos com uma prensa hidráulica em flexão em três pontos, com o intuito de se obter a superfície da fratura e permitir a medição do comprimento real da pré-trinca de fadiga e de sua propagação estável ocorrido no ensaio. A **Figura 4.23** apresenta às marcações que auxiliaram a fazerem as medições da pré-trinca de fadiga e posteriormente com uso do *software image J* a obterem os dados necessários de acordo com os **itens 2.3.1 e 2.3.2** juntamente com a **Equação 2.16**. Nos ensaios de mecânica da fratura foram utilizados três corpos de prova para cada situação com hidrogenação e sem a hidrogenação.

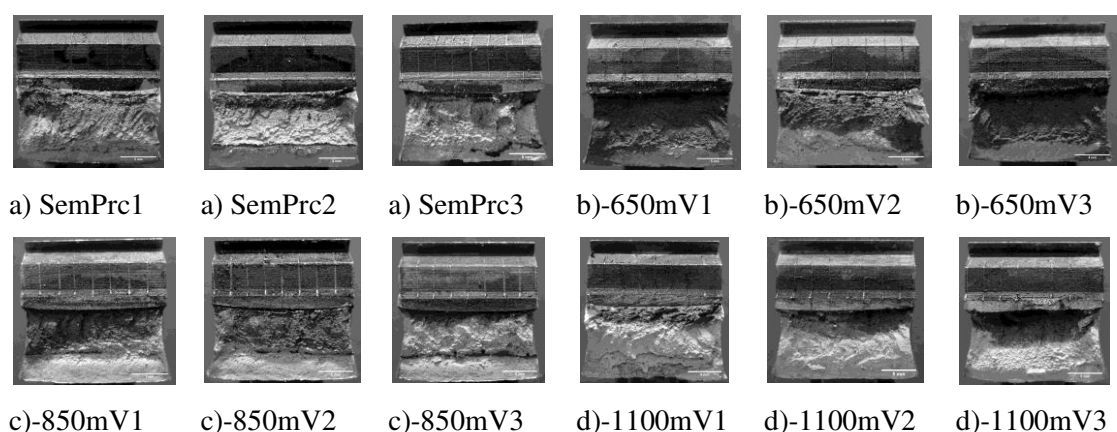


Figura 4.23: Corpos-de-prova com entalhe na ZTA após o ensaio de CTOD e rasgamento para medição da pré-trinca de fadiga: a) Sem potencial; b) Potencial de $-650\text{mV}_{\text{SCE}}$; c) Potencial de $-850\text{mV}_{\text{SCE}}$; d) Potencial de $-1100\text{mV}_{\text{SCE}}$.

(Fonte: Autoria própria).

Nesta seção apresentam-se as curvas da carga *versus* deslocamento da abertura do entalhe (*Notch Opening Displacement - NOD*) dos resultados obtidos dos ensaios de tenacidade à fratura para o cálculo do parâmetro CTOD SE (B), ilustrados nas **Figuras 4.24, 4.25, 4.26 e 4.27**. Conforme o tipo de curva de carga *versus* *NOD*, em conjunto com os resultados da pré-trinca de fadiga (a_0), foram escolhidas as componentes plásticas dos deslocamentos das aberturas das trincas (V_p) sendo obtidas a partir das retas tracejadas paralelamente aos trechos lineares das curvas até as cargas a um patamar anterior à carga

máxima de acordo com a **Figura 2.12** e do **item 2.3.2**. Os resultados do CTOD SE(B) obtidos para a condição em questão estão presentes na **Tabela 4. 5** e com as curvas de ensaios em tempo real no Anexo A.

Na condição do não emprego do potencial de proteção catódica (sem hidrogenação), o valor do CTOD SE(B) foi medido dentro das condições toleráveis de abertura do *clipgag* posicionado no entalhe do corpo de prova, correspondendo ao componente plástico **módulo 06** do carregamento de CTOD SE(B), ilustrado na **Figura 2.11**. Os resultados com hidrogenação obtidos com a presença do potencial de proteção catódica para as três situações ($-650 \text{ mV}_{\text{SCE}}$, $-850 \text{ mV}_{\text{SCE}}$ e $-1100 \text{ mV}_{\text{SCE}}$) não influenciaram no valor do CTOD SE(B), pois tais valores *NOD* das amostras hidrogenadas com estes potenciais apresentaram as componentes plásticas (V_p) sem grandes variações aos não hidrogenados e mantendo os valores de CTOD SE(B) e componentes plásticas **módulo 06** da **Figura 2.11**, no qual se destaca um crescimento estável de crescimento de trinca e um CTOD SE(B) definido. Portanto, um comportamento de fratura totalmente dúctil foi visto em todas as circunstâncias com ou sem hidrogenação, com as fraturas dentro do regime elasto-plástico de parâmetro de tenacidade à fratura ao ar, como determinado nas normas citadas neste tópico, apresentando micro-cavidades de formato esférico.

No entanto, os resultados obtidos na condição de ensaio ao ar com uma taxa de carregamento de $0,55 \text{ MPam}^{-0,55} \text{ s}^{-1}$ demonstra uma ductilidade ao material e a atuação do mecanismo de plasticidade. É de se deduzir que com esta velocidade que foi utilizada, não deu tempo para que o hidrogênio se difundisse de forma necessária para que houvesse fraturas frágeis no material, porém apenas deformações plásticas localizadas na ponta da trinca provocada pelo a concentração hidrogênio. Outra observação importante é que o campo de tensão/deformação foi desviado para o lado do MS (*undermatch*) que tem uma menor resistência, conforme foi descrito no **item 2.3.3** e confirmado pelos os ensaios de microdureza e de tração.

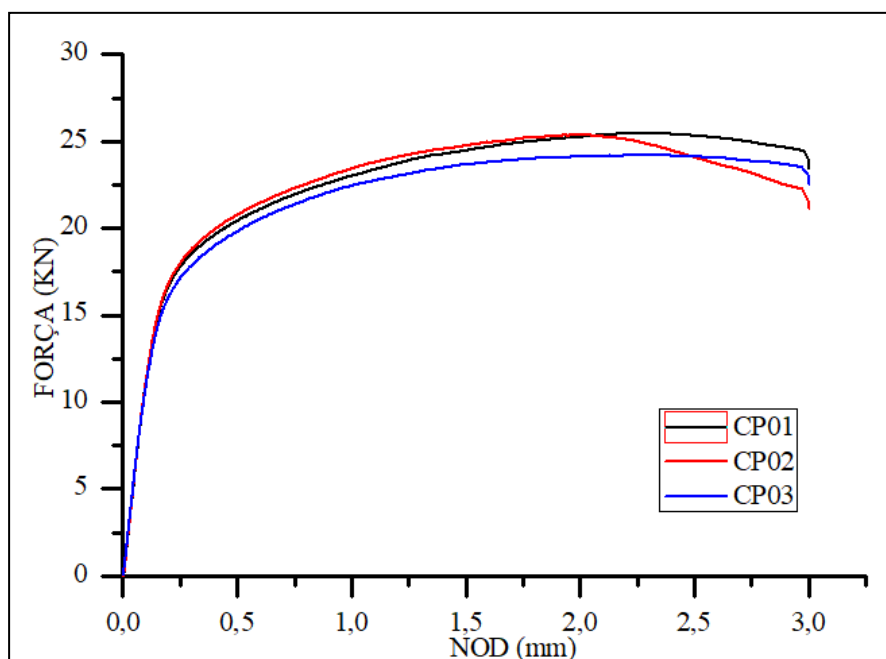


Figura 4.24: Resultados para os corpos-de-prova com entalhe na ZTA a aproximadamente a 1 mm da linha de fusão, sem potencial de proteção. (Fonte: Autoria própria).

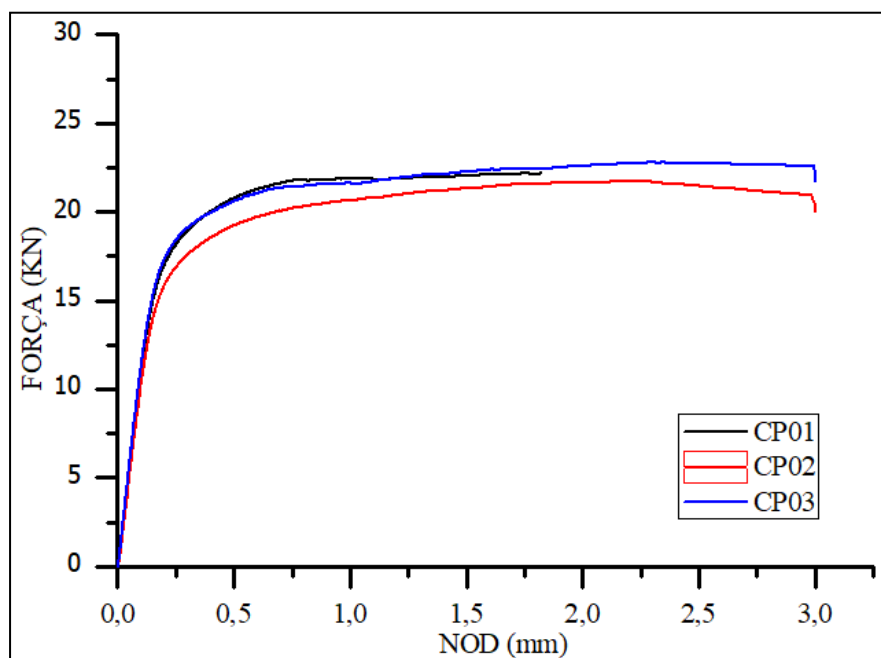


Figura 4.25: Resultados para os corpos-de-prova com entalhe na ZTA a aproximadamente a 1 mm da linha de fusão, com um potencial de proteção de -650mV_{SCE}. (Fonte: Autoria própria).

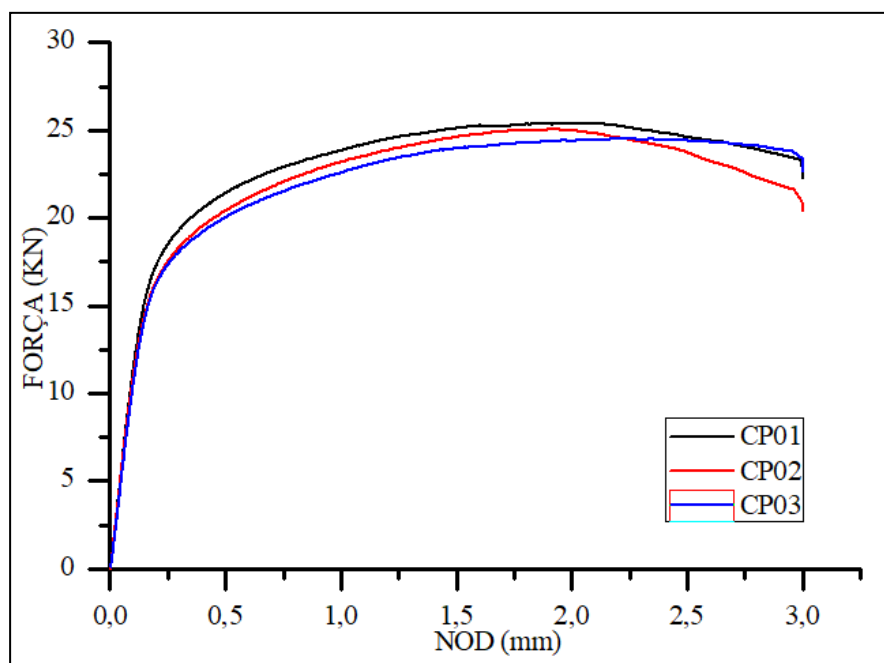


Figura 4.26: Resultados para os corpos-de-prova com entalhe na ZTA a aproximadamente a 1 mm da linha de fusão, com um potencial de proteção de $-850\text{mV}_{\text{SCE}}$.
(Fonte: Autoria própria).

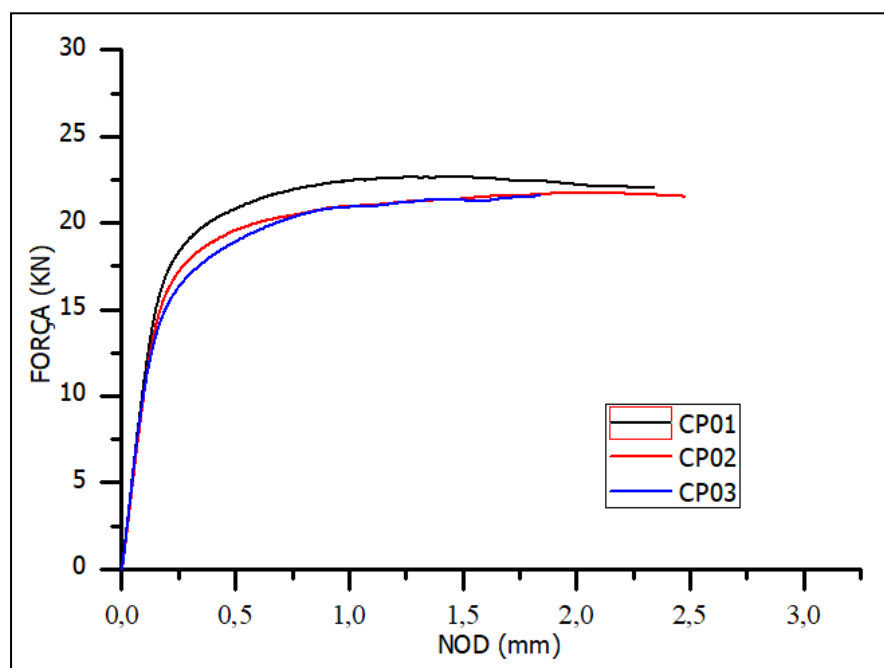


Figura 4.27: Resultados para os corpos-de-prova com entalhe na ZTA a aproximadamente a 1 mm da linha de fusão, com um potencial de proteção de $-1100\text{mV}_{\text{SCE}}$.
(Fonte: Autoria própria).

Os resultados obtidos mostram uma pequena alteração nos valores de CTOD do aço estudado (AISI 8630M) em relação à condição de potencial de proteção catódica (-650 mV_{SCE}, -850 mV_{SCE}, -1100 mV_{SCE}), ilustrados nas **Figuras 4.28 e 4.29** e referentes à média do *NOD* da **Tabela 4. 6**.

Pode-se observar uma ligeira redução nos valores de CTOD, com relação às amostras não protegidas catodicamente, para valores de -650 mV_{SCE} e 850 mV_{SCE}. Uma das hipóteses que poderia justificar esse comportamento seria a predominância do efeito *pinning effect*, dado aumento da concentração de hidrogênio. Este aumento de hidrogênio alojado nos sítios pode ter levado, também, ao aumento na densidade da discordância. Em adição a este efeito, verifica-se uma região com morfologia com fases duras e precipitados finos de carbonetos concentrados, característico de fases martensíticas revenida. Estes comportamentos levam a uma diminuição de deformação plástica bem como pode justificar a ligeira diminuição da tenacidade à fratura.

Por outro lado, um pequeno aumento no valor da tenacidade foi registrado para valores maiores -850mV_{SCE}. Esta mudança de comportamento pode ser justificada pela predominância do mecanismo *shielding*. Este trata do efeito da blindagem ocasionada pela presença de hidrogênio, que cria uma “atmosfera” ao redor das discordâncias, reduzindo a tensão microscópica que seria esperada pelo movimento das discordâncias. O efeito *softening*, efeito da expansão de ductilidade pelo o amaciamento microscópico, e que são causadas pelas discordâncias, pode ter contribuído, também, para esse aumento discreto da tenacidade à fratura.

Os modelos citados *pinning effect*, *softening* e *shielding* são características do modelo *HELP* descrito no **item 2.4.5**. Ressaltando que apesar desta variação nos resultados de tenacidade à fratura ter sido pequena, tais valores ainda mostram uma boa ductilidade do material bem como deformação plástica, característica de uma fratura dúctil.

Estes três modelos citados *pinning effect*, *softening* e *shielding* são características do modelo *HELP* descrito no **item 2.4.5**. Ressaltando que apesar desta inexpressiva variação nos resultados de tenacidade à fratura, tais valores ainda permanecem mostrando uma boa ductilidade do material e com uma boa deformação plástica, característica de uma fratura dúctil.

Tabela 4.6: Resultado do ensaio de CTOD da junta soldada.

Corpo de Prova	CTOD (mm)	V_P (mm)	a₀ (mm)	Força (N)	K_Q (MPAm^{0,5})	f(a₀/w)	Deslocamento do pistão (mm)
Cp01_#1	0,618	1,918	9,722	25.441	97,00	2.549	2,129
Cp03_#1	0,548	1,679	9,662	25.334	96,193	2.525	1,889
Cp04_#1	0,566	1,776	9,819	24.164	93,546	2.588	1,978
MÉDIA	0,577	1,791					1,9987
Corpo de Prova	CTOD (mm)	VP (mm)	a₀ (mm)	Força(N)	K_Q (MPAm^{0,5})	f(a₀/w)	Deslocamento do pistão (mm)
Cp04_#2	0,459	1,411	10,008	22.179	83,671	2.666	1,60
Cp05_#2	0,564	1,758	10,501	21.697	81,839	2.888	1,96
Cp06_#2	0,602	1,882	9,873	22.675	86,077	2.588	2,07
MÉDIA	0,542	1,6837					1,8767
Corpo de Prova	CTOD (mm)	VP (mm)	a₀ (mm)	Força(N)	K_Q (MPAm^{0,5})	f(a₀/w)	Deslocamento do pistão (mm)
Cp05_#1	0,526	1,622	9,704	25.382	97,66	2.542	1,832
Cp07_#1	0,515	1,576	9,828	25.003	94,97	2.591	1,792
Cp08_#1	0,553	1,718	10,002	24.426	93,655	2.663	1,936
MÉDIA	0,531	1,6387					1,8533
Corpo de Prova	CTOD (mm)	VP (mm)	a₀ (mm)	Força(N)	K_Q (MPAm^{0,5})	f(a₀/w)	Deslocamento do pistão (mm)
Cp02_#2	0,535	1,685	10,370	21.729	83,469	2.826	1,889
Cp02_#1	0,576	1,790	10,008	21.743	81,703	2.666	1,984
Cp04_#2	0,607	1,894	10,502	21.092	79,000	2.888	2,100
MÉDIA	0,573	1,7897					1,991

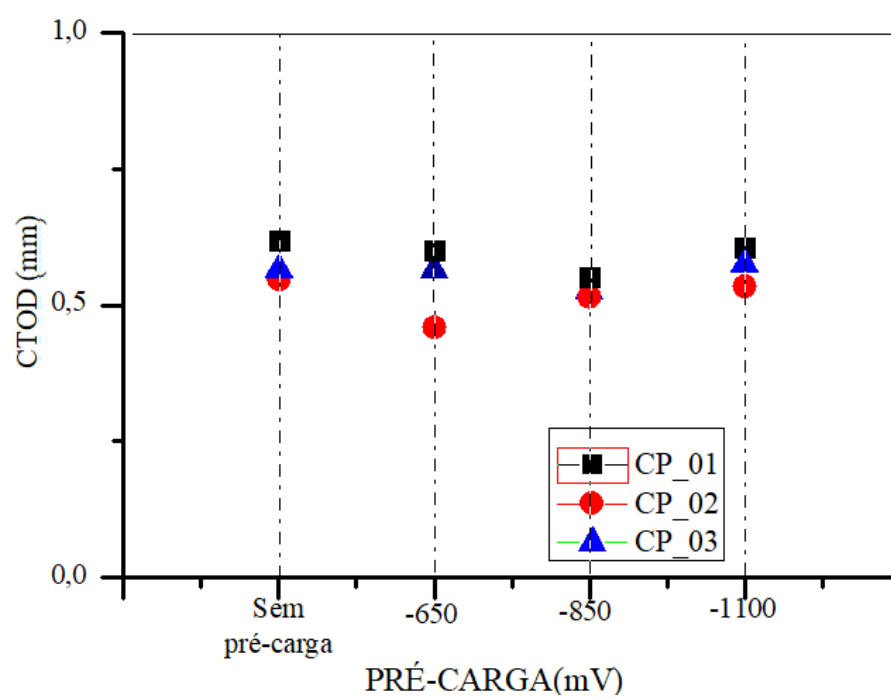


Figura 4.28: Todos os resultados do ensaio de CTOD para os CPs com o entalhe na ZTA.
(Fonte: Autoria própria).

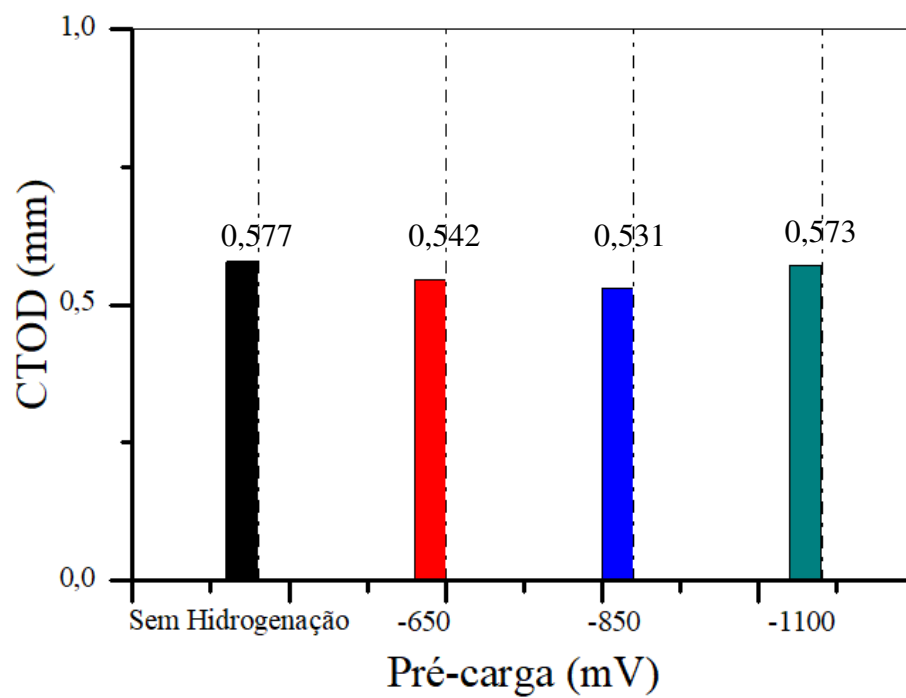


Figura 4.29: Média dos resultados do ensaio de CTOD para os CPs com o entalhe na ZTA.

(Fonte: Autoria própria).

4.5 FRACTOGRAFIA

As superfícies de fratura ilustradas nas **Figuras 4.30, 4.31, 4.32 e 4.33** são pertencentes à propagação da trinca primária pelo o ensaio de CTOD SE(B), tendo como partida à região final de propagação da pré-trinca por fadiga na ZTA a um milímetro da interface da junta soldada. Todas as superfícies tiveram uma fratura plenamente dúctil por *Coalescencia de Microvazios* (CMV) apresentando micro mecanismos de fratura dúctil, tendo uma morfologia bem variada com *dimples primários* (setas amarelas), *dimples* (setas vermelhas) e os *alvéolos* ou elementos de segunda fase (setas azuis), conforme o **item 2.3.4**.

De acordo com as solicitações mecânicas e dependendo do tamanho das partículas, como por exemplo, inclusões ou elementos de segunda fase, modo de deformação, pureza do material e etc., tem-se uma heterogeneidade entre a deformação local da matriz em relação à partícula, gerando tensões internas de cisalhamento, induzindo o início da nucleação dos microvazios por causa da separação da partícula matriz ou pela fratura da partícula. Estes microvazios modificam a distribuição das tensões na região vizinha das partículas agindo como concentradores de tensões, estimulando o aparecimento de estricção localizada e conseqüentemente o aparecimento da *Coalescencia de Microvazios* (CMV), produzindo rupturas de fratura dúctil, (RIBEIRO, 2016).

Pela fractografia do corpo – de – prova sem hidrogenação se observa uma propagação estável de deformação plástica da trinca de ensaio de tenacidade à fratura, porém os *dimples* são mais rasos e com pequenas deformações e em algumas situações apresentando regiões mais planas, ilustradas na **Figura 4.30**.

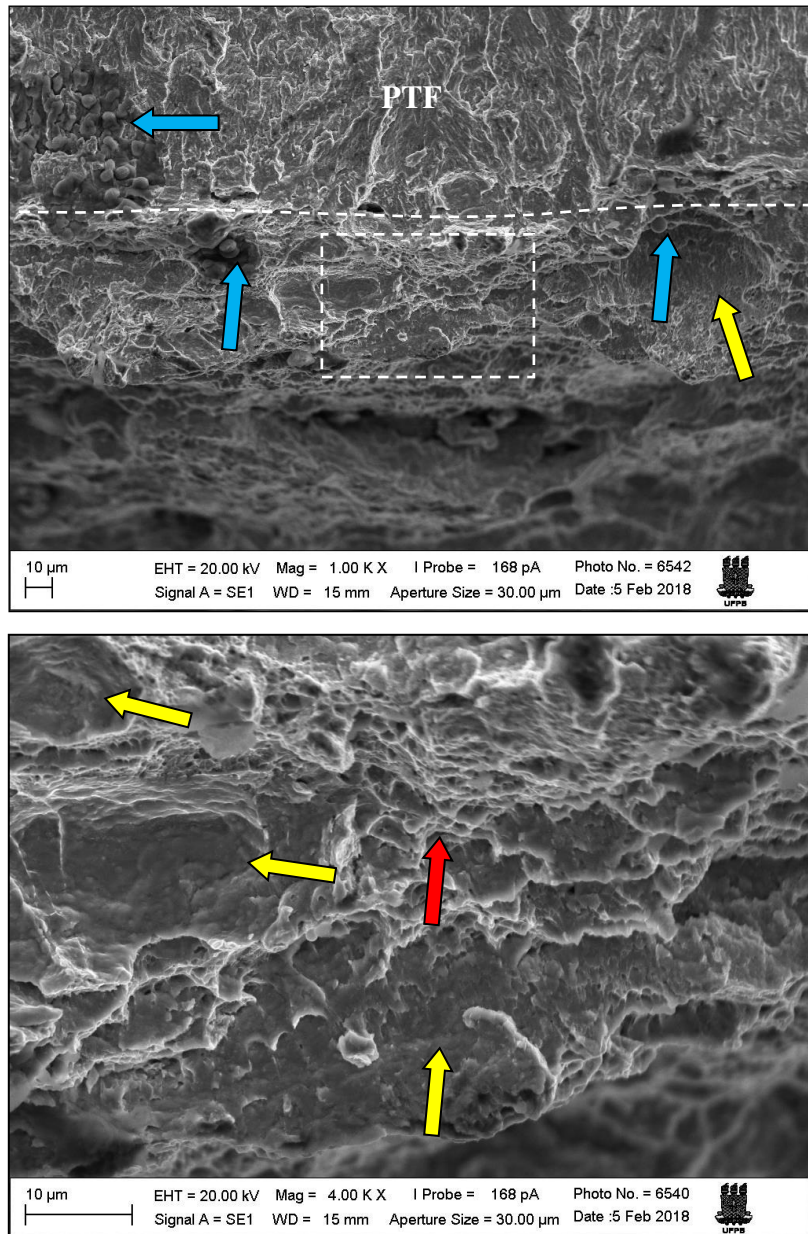


Figura 4.30: Superfícies de fratura Sem Hidrogenação, resoluções 1000x e 4000x.

(Fonte: Autoria Própria).

Dependendo das condições de testes e a sensibilidade do material quanto à fragilização por hidrogênio, vários modos de fratura são observados para ligas de Fe – Ni – Cr: fraturas intergranulares, quase – clivagem, separação de limites iguais e fratura por *dimples*. No caso de fraturas dúcteis associados com fragilização por hidrogênio, uma influência do hidrogênio na morfologia de microvazios é observado, no qual diminui de densidade e tamanho. Portanto, esta influência depende do material e das condições de

carregamento do hidrogênio. Uma diminuição do tamanho dos microvazios devido ao hidrogênio foi relatada para ligas à base de Ni, (HERMS, 1999).

As fraturas que receberam potenciais de proteção catódica, ilustradas nas **Figuras 4.31, 4.32 e 4.33**, revelaram o aparecimento de *dimples* menores, indicando uma intensa deformação plástica ocasionada pelo hidrogênio, porém mantendo a característica de uma fratura dúctil. É comprovado que as superfícies de fratura das amostras são compostas por uma numerosa quantidade de *dimples* primários e um número considerado de minúsculos *dimples*. Algumas partículas e inclusões de elementos de segunda fase também estão localizadas nos centros dos *dimples* primários, incutindo que as pequenas cavidades são formadas a partir das partículas e inclusões de elementos de segunda fase.

Existem fraturas microscópicas denominadas de Superfície de Topografia Rasgada (*Tearing Topography Surface – TTS*) que a aparência na superfície de fratura é de rasgaduras plásticas e muito pequenas. Estas *TTS* (setas verdes) são encontradas exclusivamente em testes com amostras entalhadas, pré-trincadas ou não, sob o efeito de correntes ou potenciais catódicos, possibilitando a existência de um processamento da fragilização por hidrogênio pela comprovação fractográfica que se inicia no entalhe original ou na pré-trinca de fadiga e se estende pela a fratura instável. A distribuição de tensão hidrostática na amostra é quem domina a dimensão e aumenta conforme o potencial catódico aplicado e se torna mais negativo, (CARRASCO, 2013; THOMPSON e CHESNUTT, 1979).

A hidrogenação procede para que materiais metálicos como o aço se tornem frágeis e devido à introdução e conseqüentemente a difusão do hidrogênio possam fraturar, resultando na degradação das propriedades mecânicas do metal, tais como perda de ductilidade e força, levando a redução da resistência à fratura e trincas nas regiões concentradas por hidrogênio. No entanto, o carregamento proposto de 168 horas (07 dias) do hidrogênio não causou uma diminuição na tenacidade à fratura na ZTA do aço 8630M estudado.

O mecanismo *HELP* indica que a presença do hidrogênio confirma a mobilidade dos deslocamentos enfraquecendo a resistência das barreiras quanto às movimentações, promovendo algumas falhas macroscópicas através de deformações plásticas altamente localizadas e processos de rupturas ou rasgamentos dúcteis como o *TTS*. No entanto, o mecanismo *HELP* contribui para as características de fraturas dúcteis com micro nucleação, crescimento e coalescência. O carregamento do hidrogênio pode diminuir a

tensão crítica da nucleação de vazios e diminuir a energia de formação de vacâncias e de superfícies livres, acelerando então a formação da nucleação de vazios. Isso explica a formação de *dimples primários* com tamanhos reduzidos e micro *dimples* nas superfícies de fratura sob a condição de hidrogenado, (SONG *et al.*, 2018).

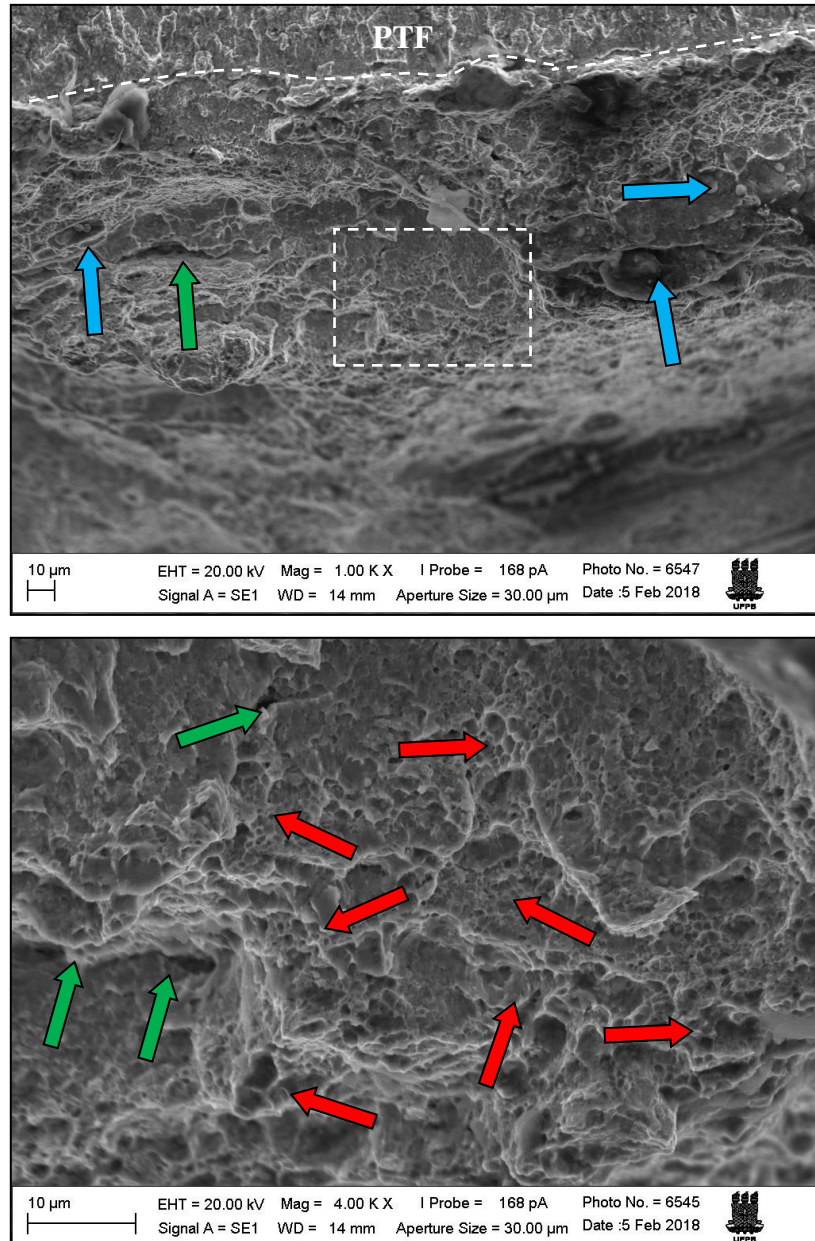


Figura 4.31: Superfícies de fratura com pré-carga de $-650\text{mV}_{\text{SCE}}$ resoluções 1000x e 4000x.
(Fonte: Autoria Própria).

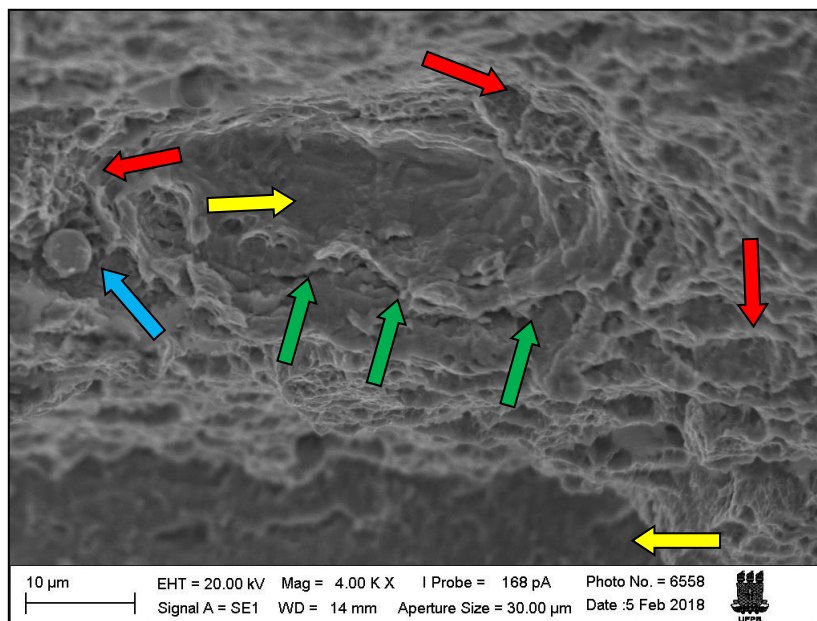
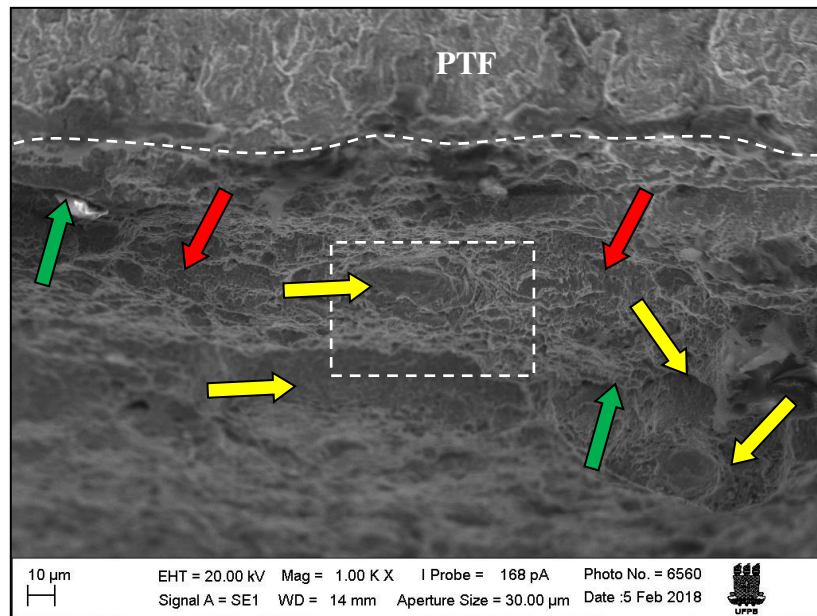


Figura 4.32: Superfícies de fratura com pré-carga de $-850\text{mV}_{\text{SCE}}$, resoluções 1000x e 4000x.
(Fonte: Autoria Própria).

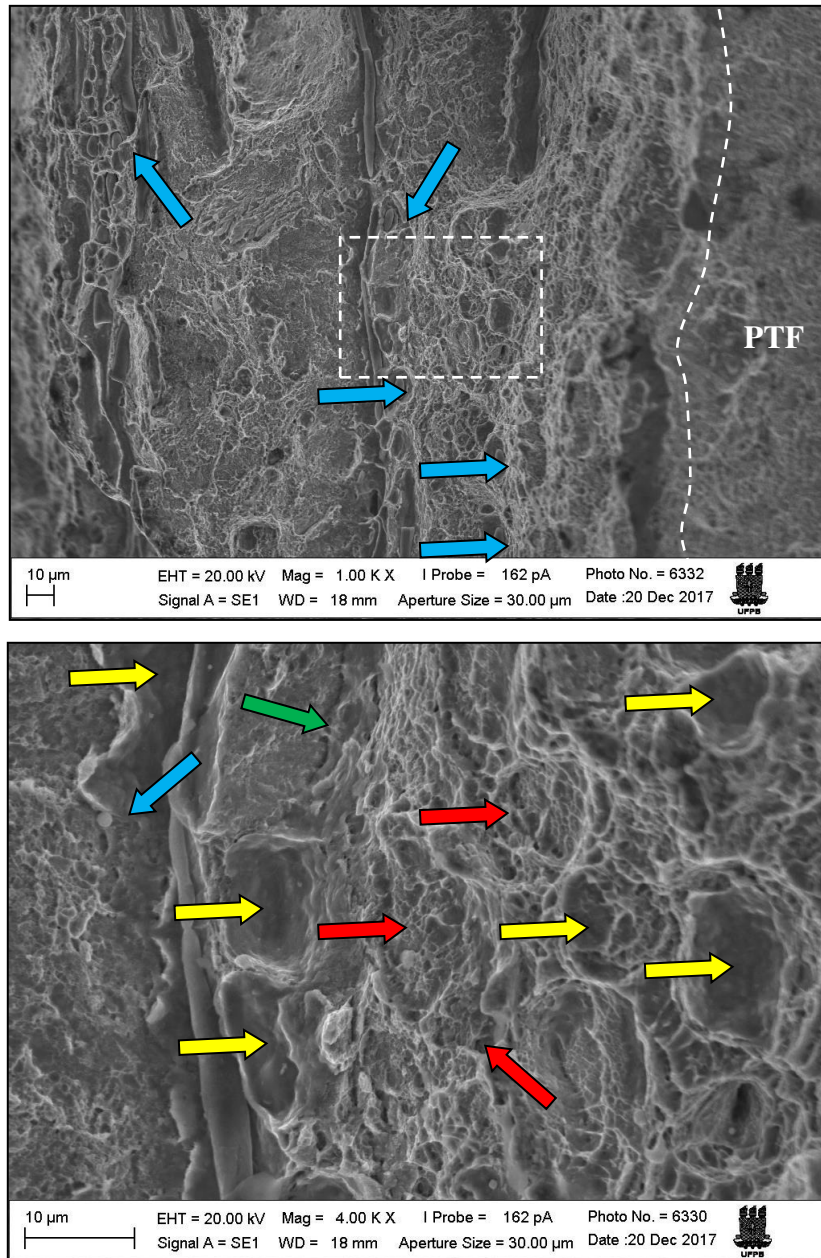


Figura 4.33: Superfícies de fratura com pré-carga de $-1100\text{mV}_{\text{SCE}}$, resoluções 1000x e 4000x.

(Fonte: Autoria Própria).

4.6 PROPAGAÇÃO DA TRINCA DOS ENSAIOS DE CTOD

As micrografias seguintes na região da trinca e ilustradas nas **Figuras 4.34, 4.35, 4.36 e 4.37**, são referentes à região de propagação da trinca pelo o ensaio de CTOD SE(B) do **item 4.4** e das fractografias do **item 4.5** que após o ensaio de tenacidade à fratura foram preparadas metalograficamente e analisadas com o uso da microscopia ótica, conforme a norma ISO 15653: 2010. Apesar do entalhe ser posicionado a um milímetro

da LF com a localização na ZTA do MB, a condição de alinhamento da trinca não foi fácil, por apresentar regiões irregulares na ZTA, o que dificulta a propagação da trinca de forma a manter a distância determinada. De qualquer forma, os ensaios se tornaram válidos, pelas condições atendidas, conforme as normas citadas. Por sua vez, para o caso da trinca posicionada a um milímetro de distância da interface do MS/MB e incorporada na ZTA, estas foram influenciadas pela atuação do nível de Dissimilaridade do Metal de Solda (DMS). O desempenho de tais juntas é assimétrico e com campos de tensões à frente das trincas diferentes entre si nos dois lados do entalhe.

Nota-se que a diminuição do grau de dissimilaridade mecânica, tendo valores bem abaixo de um (01), com os valores de M_L na ordem 0,60 com o uso do potencial de proteção catódica (hidrogenado) e 0,58 sem o uso do potencial de proteção catódica (não hidrogenado) demonstrados no **item 4.3** e apontando uma junta soldada *undermatch* com deformações acentuadas para o metal menos resistente, conforme a Equação 2.18 e do **item 2.3.3**, fez com que a trinca de ensaio de CTOD SE(B) não permanecesse na ZTA do MB, deslocando-se consideravelmente em direção ao MS. Portanto, o fenômeno de *undermatch* foi apresentado experimentalmente através dos parâmetros elasto – plástico da mecânica da fratura.

Semelhantemente sem hidrogenação ou com hidrogenação (-650 mV_{SCE}, -850 mV_{SCE} e -1100 mV_{SCE}) as amostras apresentaram um desempenho de tenacidade à fratura elasto – plástico com fratura dúctil, mesmo recebendo aportes térmicos em temperaturas intercrítica dos vários passes do amantecimento e do TTPS, a ZTA do MB apresentou uma grande mudança metalúrgica, como o refinamento do tamanho de grãos e alterações em sua matriz martensítica. É de se verificar que a pré-trinca de fadiga evoluiu dentro de uma região de grãos refinados com características de fratura por clivagem, constituído por uma zona martensítica revenida e repleto de precipitados e elementos de segunda fase de carbonetos. Porém mesmo assim o nível de plasticidade na ZTA é insignificante com relação ao desvio da trinca para o metal menos resistente que é o MS.

Donato (2008) cita que a extensão da plasticidade e do campo de tensão – deformação dentro de uma zona plástica dominante é determinada principalmente pela a resposta elasto – plástico do material mais fraco (menor campo de tensão). Assim ao longo de uma escala comparável para a zona plástica dominante, o nível de tensão em ambos os materiais são definidos pela a menor das duas forças de rendimento. O valor do campo de tensão do material mais resistente (campo de tensão superior) tem pouca

influência na tensão próxima à extremidade da trinca e nem também tem influência na distribuição de tensão na interface da trinca. Estes resultados claramente fornecem uma base para adotar o valor local de δ para o material mais fraco (menor resistência) como parâmetro de fratura para caracterizar essencialmente a falha de tensão controlada pelo o mecanismo de clivagem transgranular para toda a soldagem. Algumas propriedades mecânicas estão relacionadas com a resistência à propagação da trinca, se crer que o material terá maior resistência à propagação da trinca quando tiver uma melhor combinação entre uma alta resistência mecânica e uma alta tenacidade à fratura.

Almeida (2014) descreve que este fato está associado à presença de um estado triaxial na frente da trinca, resultante a um extenso desenvolvimento das deformações plásticas no MS que impede qualquer desenvolvimento das deformações plásticas no MB.

Baseado nestes conceitos descritos, as pré-trincas de fadiga se desenvolveram dentro da plasticidade do MB, porém houve um desvio significativamente entre os planos do ensaio da pré – trinca de fadiga em relação ao do ensaio de CTOD, ficando em torno de: 60, 85° sem hidrogenação; 80, 17° a de potencial de -650 mV_{SCE}; 58,35° a de potencial de -850 mV_{SCE}; 62,22° a de potencial de -1100 mV_{SCE}. Demonstrando a força do efeito do *undermatch* sobre a estrutura martensita revenida dentro da ZTA no entalhe a um milímetro da LF.

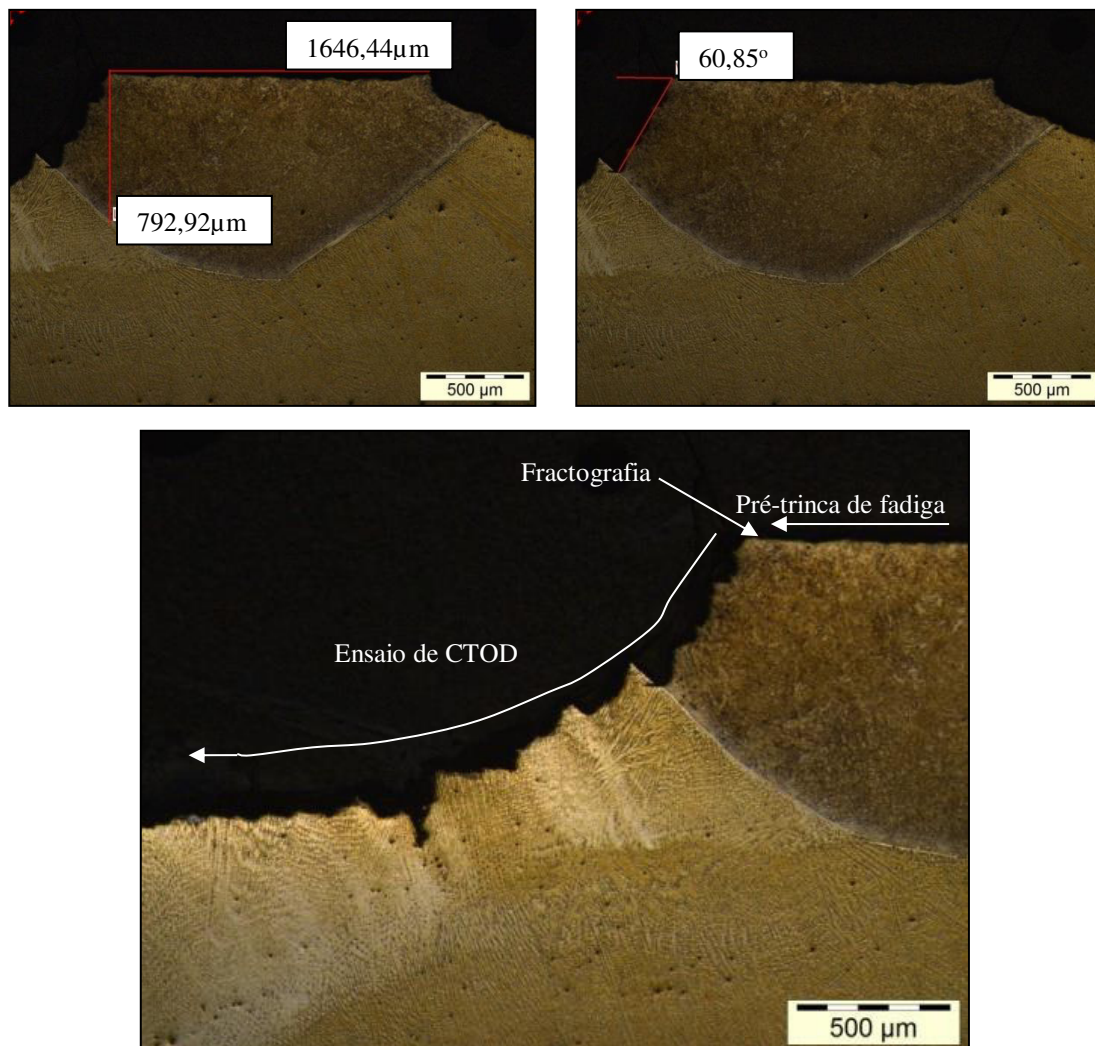


Figura 4.34: Desvio da trinca sem pré-carga. Resolução 50x.
(Fonte: Autoria Própria).

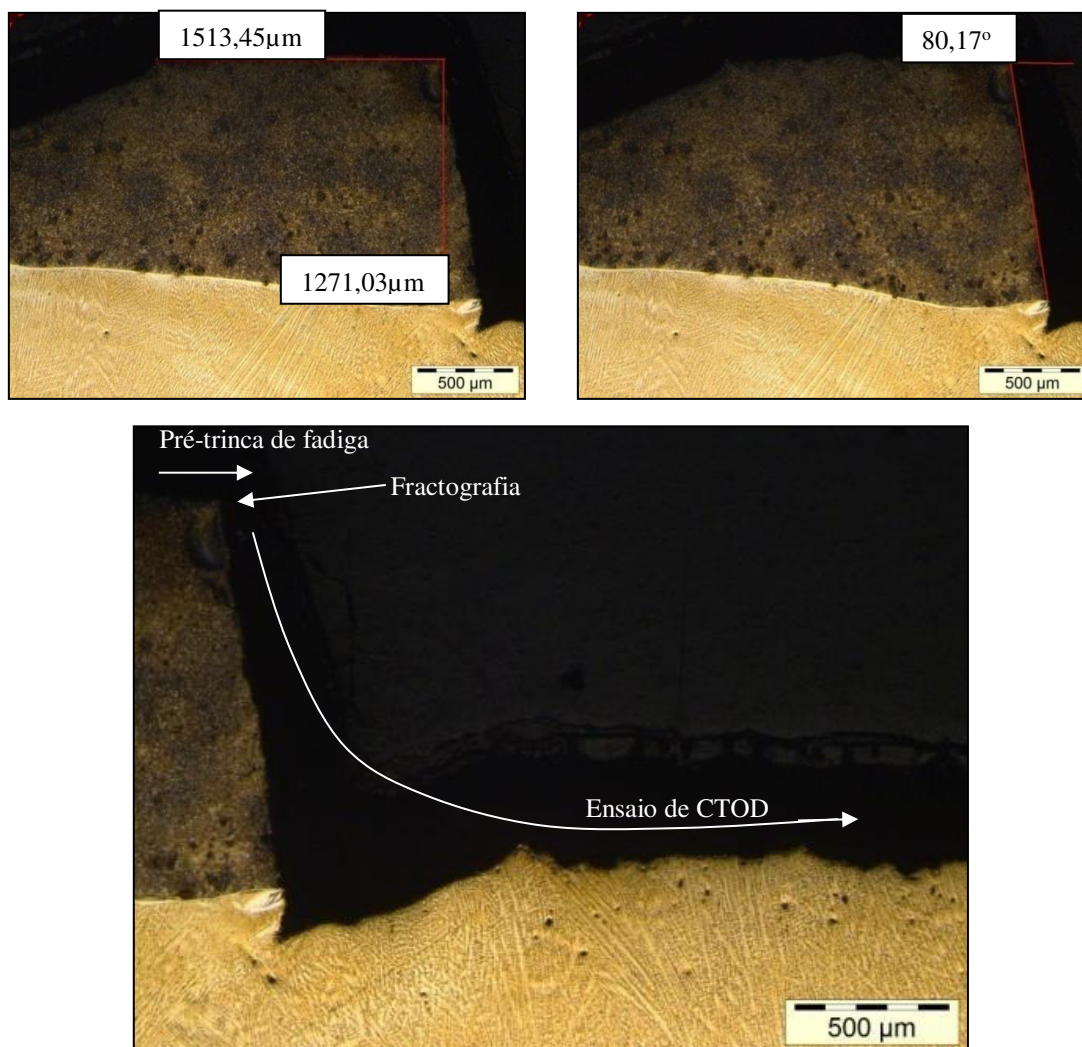


Figura 4.35: Desvio da trinca com uma pré-carga de $-650 \text{ mV}_{\text{SCE}}$. Resolução 50x.
(Fonte: Autoria Própria).

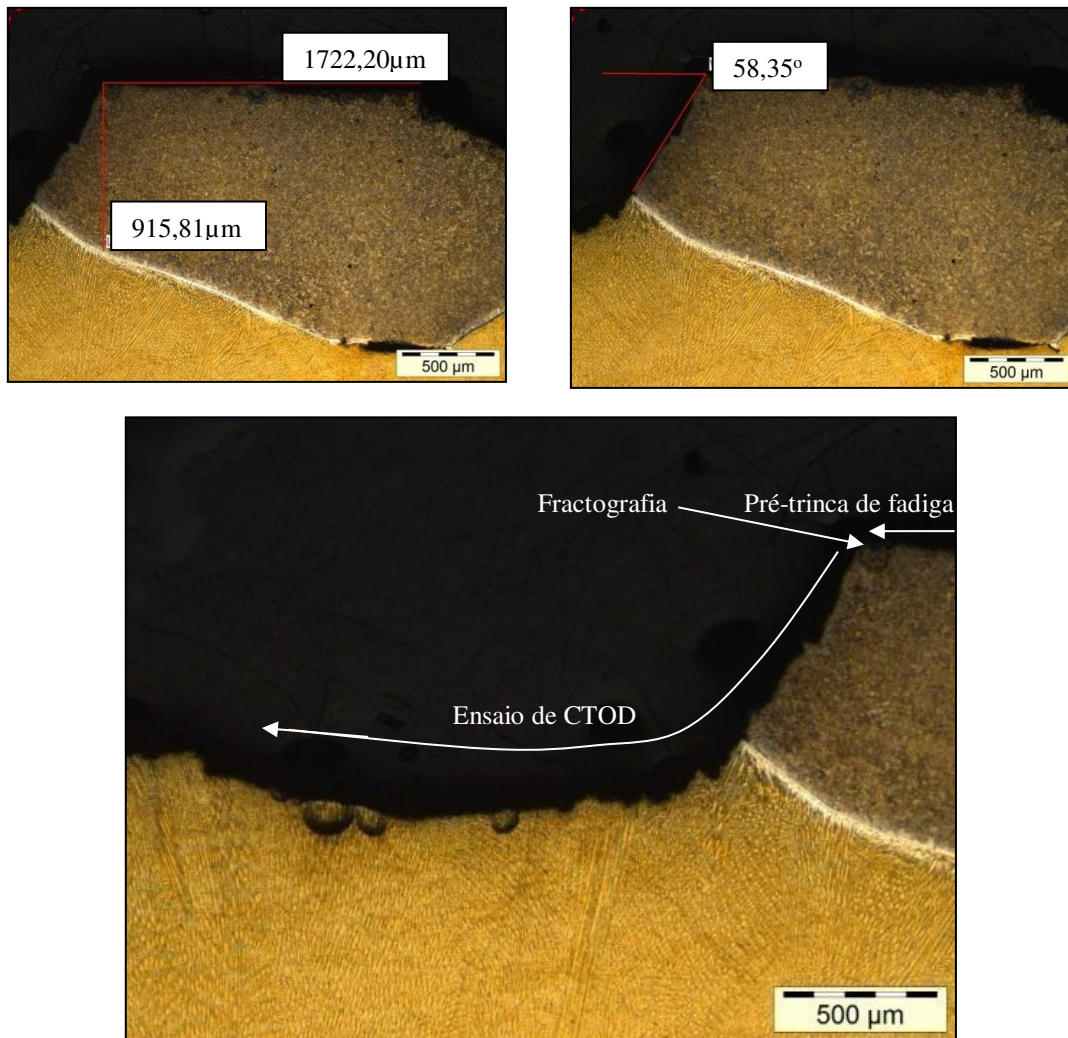


Figura 4.36: Desvio da trinca com uma pré-carga de $-850 \text{ mV}_{\text{SCE}}$. Resolução 50x.

(Fonte: Autoria Própria).

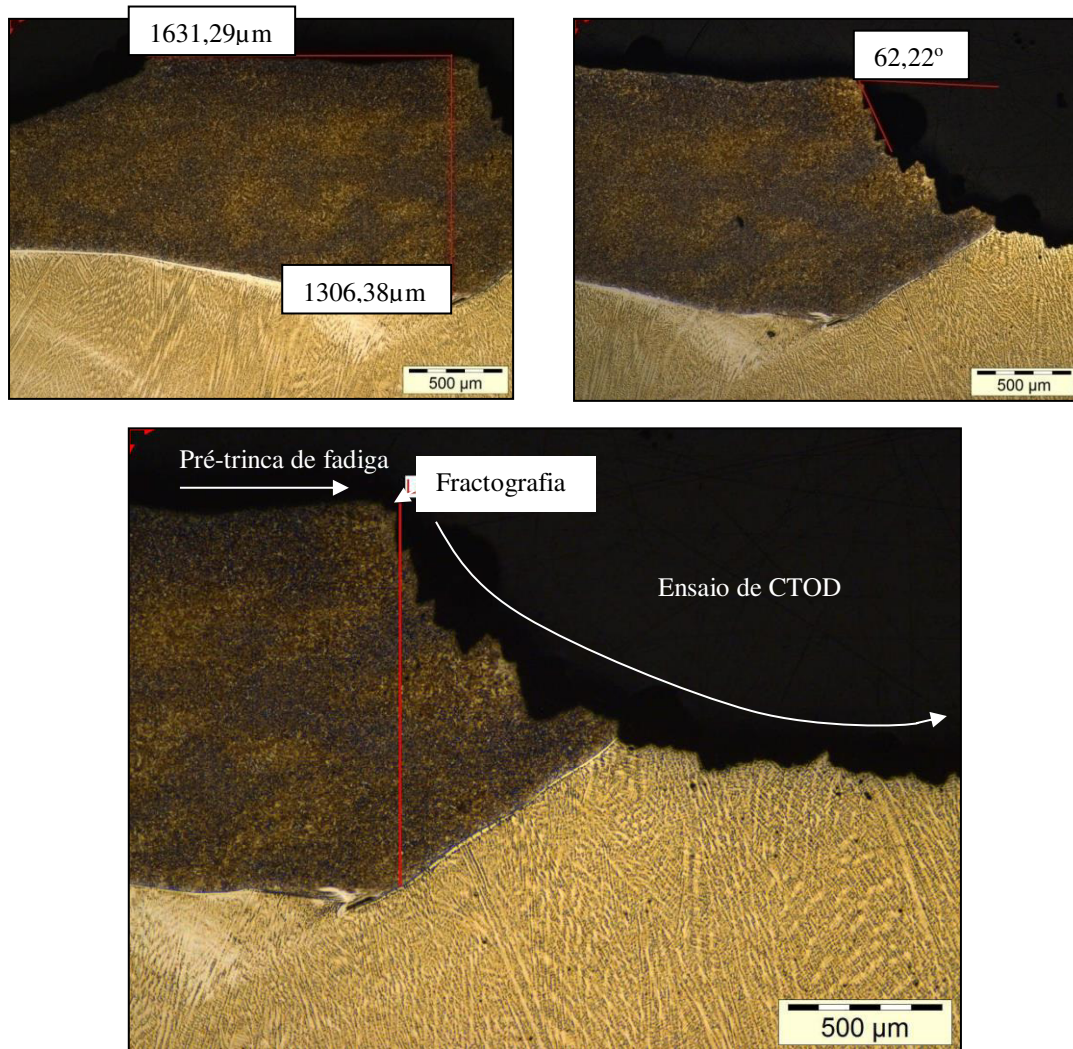


Figura 4.37: Desvio da trinca com uma pré-carga de $-1100 \text{ mV}_{\text{SCE}}$. Resolução 50x.

(Fonte: Autoria Própria).

4.7 ENSAIOS ELETROQUÍMICOS DE PERMEAÇÃO POR HIROGÊNIO

4.7.1 Permeação por hidrogênio

O presente trabalho tem o intuito de determinar e correlacionar o efeito dos diferentes potenciais de proteção catódica (-650 mV e -1100 mV) no aço AISI 8630M com suas respectivas morfologias (MB e ZTA). Utilizaram-se três amostras para cada potencial, no qual se levantaram duas curvas subseqüentes, correspondentes ao primeiro transiente e segundo transiente de permeação.

Foram realizadas as medições cujos resultados estão apresentados em gráficos de fluxo de corrente (J) em função do tempo (t). Logo após o início do tempo de detecção as

medições dos resultados de *difusividade*, *permeabilidade*, *solubilidade* e *número de sítios intersticiais reversíveis e irreversíveis* foram realizadas. Os valores médios destes resultados com seus respectivos desvios padrões alcançados a partir dos transientes resultantes e o emprego das **Equações 2.27 a 2.35** do **item 2.4.6**, estão apresentados na **Tabela 4.7** e na **Tabela 4.8**.

É de se observar que após a geração dos dois transientes subseqüentes, de acordo com o **item 2.5.7**, sempre as inclinações das curvas do segundo transiente são inferiores do que a do primeiro transiente. Todos os primeiros transientes mostram uma inclinação da curva superior e diminuem bruscamente, isto se dá pelo fato de que além das existências dos sítios intersticiais dos reticulados reversíveis, também existem sítios intersticiais de reticulados irreversíveis que absorvem um volume de hidrogênio para seus poços de energia potencial ficando presos nas amostras. Já o segundo transiente mostra uma inclinação de curva gradativa e inferior, indicando apenas a passagem do hidrogênio reversível e com os seus sítios intersticiais irreversíveis já preenchidos no primeiro transiente. E quando comparadas as inclinações das curvas do primeiro transiente da ZTA com o MB, se tornam ainda maiores e com quedas ainda mais bruscas, comprovando uma maior quantidade de volumes de sítios intersticiais de reticulados irreversíveis, representadas nas **Figuras 44 a 46**.

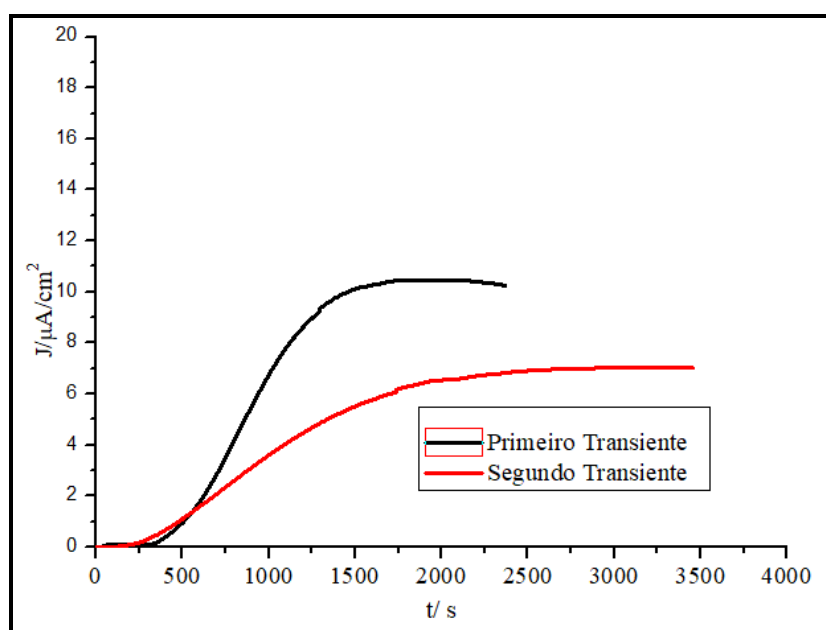


Figura 4.38: Curvas de permeação por hidrogênio em coordenadas fluxo - tempo no MB na amostra 01 com o potencial de -650 mV, temperatura à 0°C.

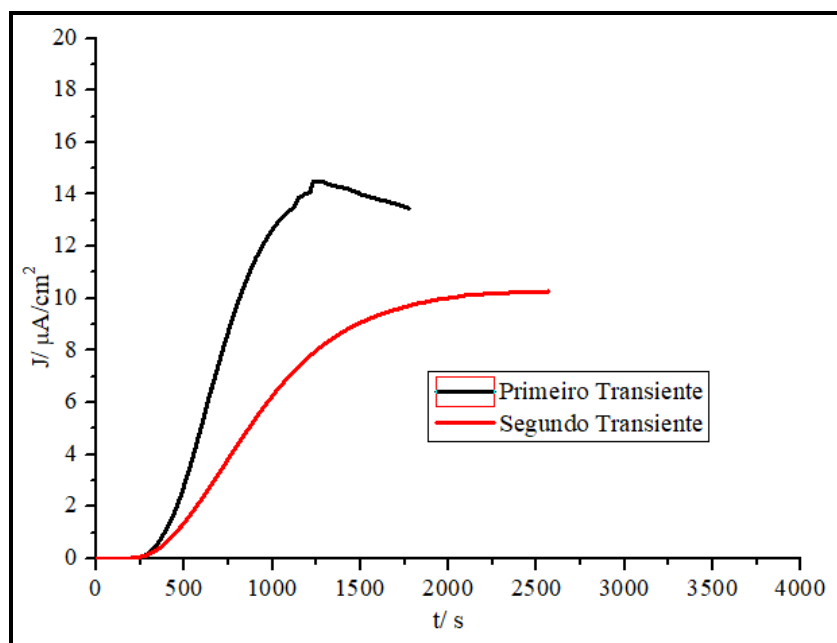


Figura 4.39: Curvas de permeação por hidrogênio em coordenadas fluxo - tempo no MB na amostra 02 com o potencial de -650 mV, temperatura à 0°C.

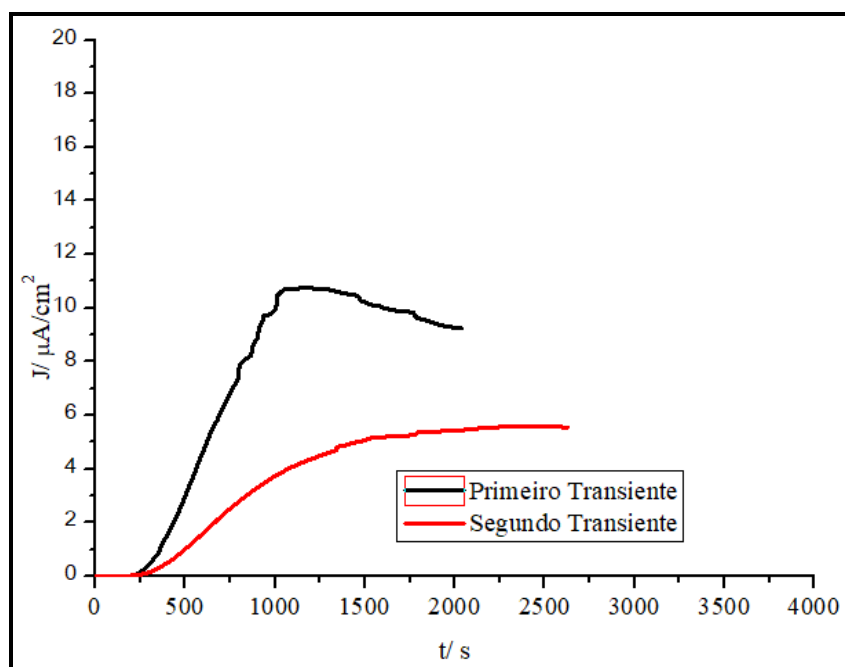


Figura 4.40: Curvas de permeação por hidrogênio em coordenadas fluxo - tempo no MB na amostra 03 com o potencial de -650 mV, temperatura à 0°C.

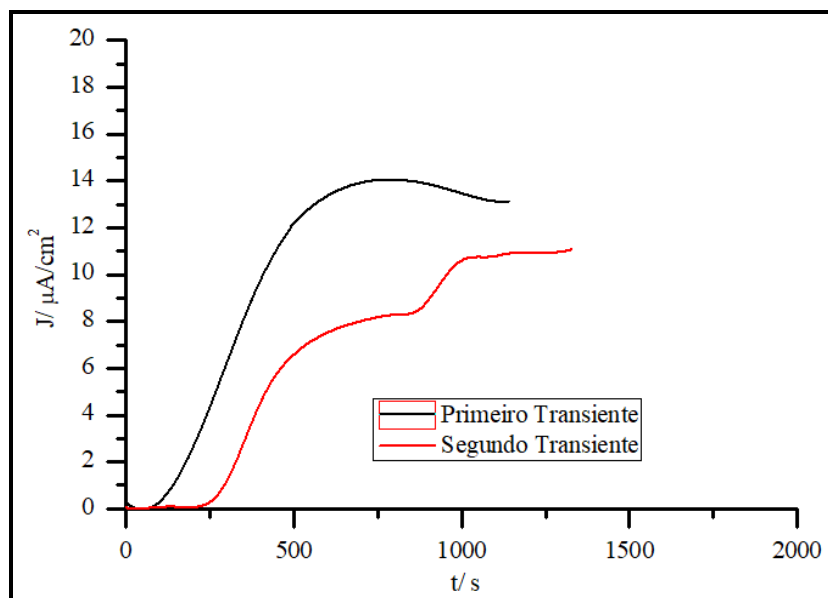


Figura 4.41: Curvas de permeação por hidrogênio em coordenadas fluxo - tempo no MB na amostra 01 com o potencial de -1100mV, temperatura à 0°C.

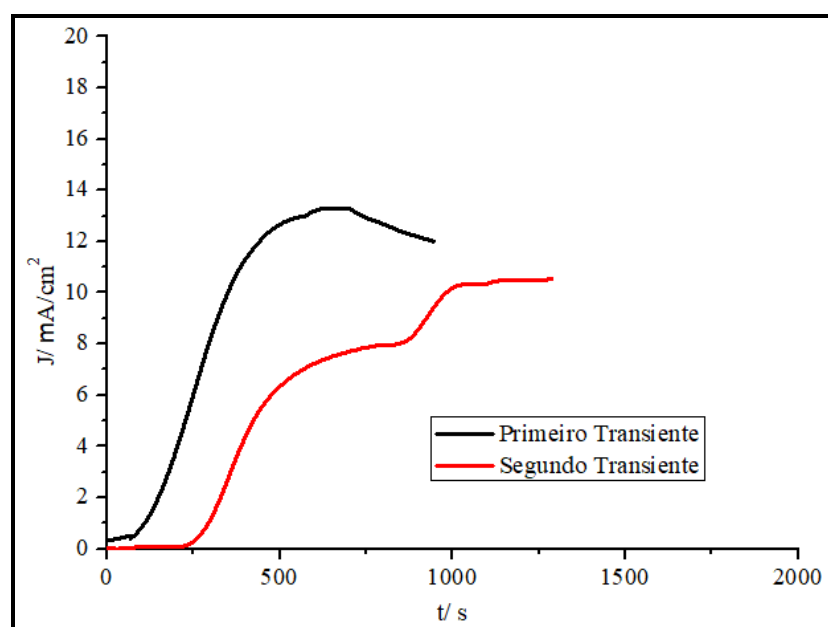


Figura 4.42: Curvas de permeação por hidrogênio em coordenadas fluxo - tempo no MB na amostra 02 com o potencial de -1100mV, temperatura à 0°C.

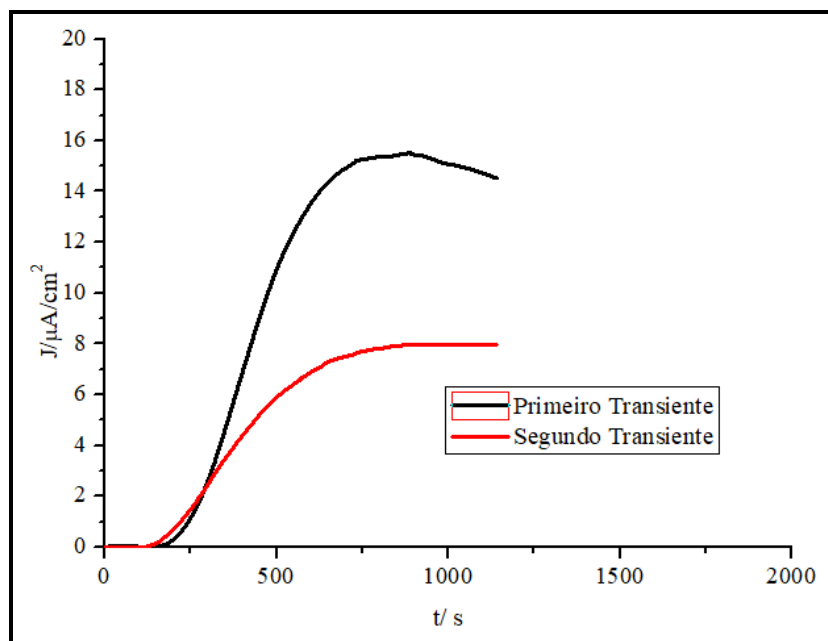


Figura 4.43: Curvas de permeação por hidrogênio em coordenadas fluxo - tempo no MB na amostra 03 com o potencial de -1100mV, temperatura à 0°C.

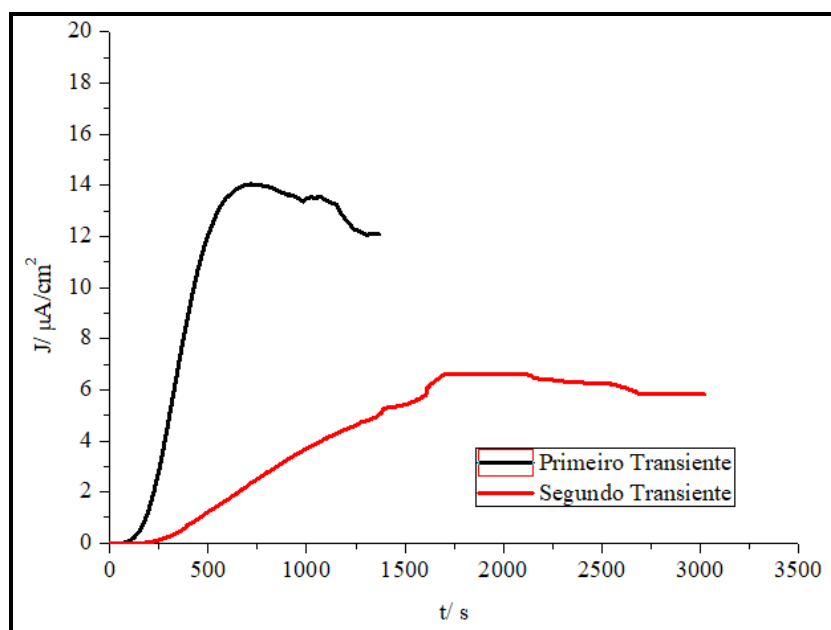


Figura 4.44: Curvas de permeação por hidrogênio em coordenadas fluxo – tempo na ZTA na amostra 01 com o potencial de -1100mV, temperatura à 0°C.

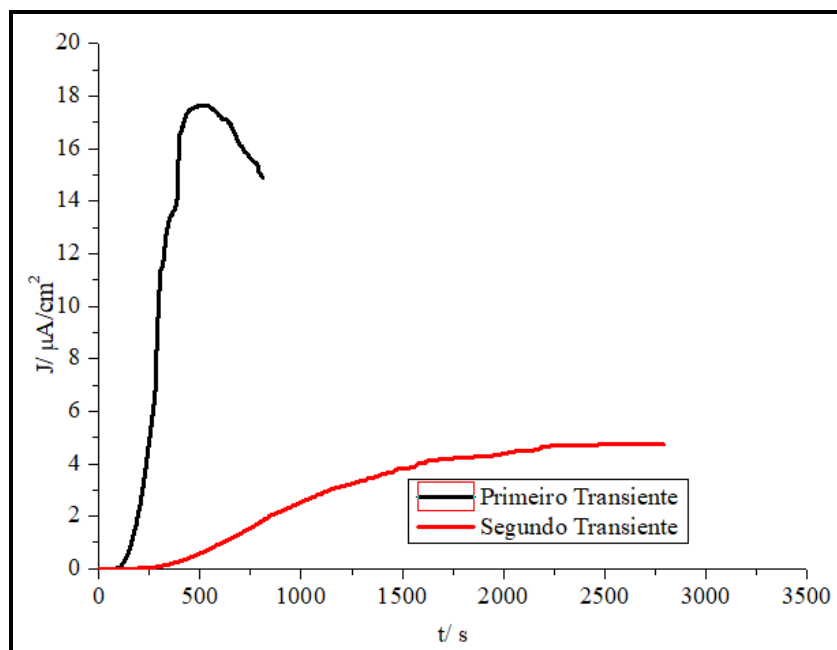


Figura 4.45: Curvas de permeação por hidrogênio em coordenadas fluxo – tempo na ZTA na amostra 02 com o potencial de -1100 mV, temperatura à 0°C.

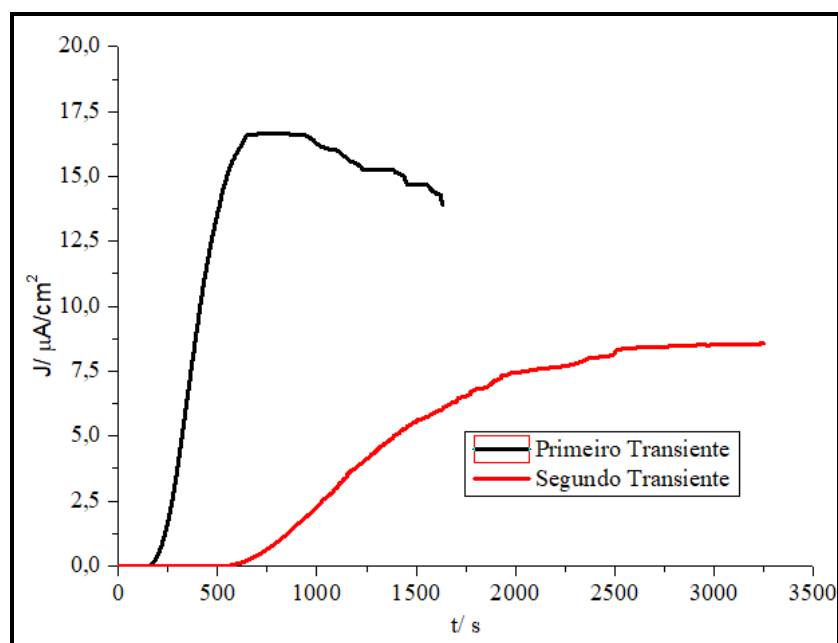


Figura 4. 46: Curvas de permeação por hidrogênio em coordenadas fluxo – tempo na ZTA na amostra 03 com o potencial de -1100 mV, temperatura à 0°C.

O hidrogênio absorvido se difunde no metal e atinge o compartimento anódico, ficando na superfície de saída, na condição de adsorvida em contato com o hidróxido de sódio (NaOH), sofrendo oxidação em função do potencial anódico aplicado. O aumento

da solubilidade (C_0) está referente com a maior quantidade de hidrogênio gerado por um potencial disponibilizado para difundir e solubilizar no material. Por sua vez o fluxo de hidrogênio condiciona as medidas de permeabilidade e de solubilidade. O fluxo de hidrogênio é dependente do potencial catódico aplicado, isto é, que o aumento na produção de hidrogênio está relacionado com a aplicação de potenciais mais negativos e influenciando nas propriedades mecânicas do material, (CARRASCO, 2013).

A solubilidade (C_0) de todos os seis ensaios representados na **Tabela 4.7** não dispuseram praticamente de nenhuma diferença, apresentando valores bem próximos e com diferenças inexpressivas, variando entre 2 a 4 ppm, mesmo com a maior quantidade de hidrogênio gerado pelos potenciais e propriedades morfológicas diferentes entre o MB e a ZTA, logo esta capacidade da membrana do aço AISI 8630M de reter hidrogênio se mantém idêntica.

Teoricamente a Difusividade é propriedade do meio e da temperatura, com isso não era de se esperar as diferenças nestes valores com proteção catódica de -1100 mV no MB. Porém no trabalho de Araújo (2013) foram constatadas anomalias semelhantes comparadas com as curvas encontradas neste trabalho representadas nas **Figuras 4.50 a 4.52**. Sabe-se que o potencial de proteção catódica é um fator preponderante, visto que no caso dos ensaios com o potencial de -1100 mV do MB, observam – se que houve o aparecimento de uma anomalia no perfil dos transientes de ensaio. Essa significativa anomalia de valores nos parâmetros obtidos se dá pelo o tipo de microestrutura das amostras e o potencial de proteção catódica aplicado na obtenção das curvas de permeação.

Para esse tipo de material, pode-se concluir que uma proteção catódica de -1100 mV para o MB é desfavorável, pois aumenta a difusividade do hidrogênio. Sugere-se então ao MB, valores menores que -1100 mV, pois fica constatado que além da proteção catódica a difusividade também diminua.

Tabela 4.7: Parâmetros médios de permeação do aço AISI 8630M estudado.

Potencial (mV)	Trans.	D_{ap} ou D_{eff} (cm^2/s)	P (mol/cm.s)	C_0 (mol/cm ³)	C_0 (ppm)
MB -650	$1^0(D_{ap})$	$(0,67 \pm 0,13) \cdot 10^{-5}$	$(1,27 \pm 0,22) \cdot 10^{-11}$	$(1,91 \pm 0,31) \cdot 10^{-6}$	3,82
	$2^0(D_{eff})$	$(0,53 \pm 0,08) \cdot 10^{-5}$	$(0,81 \pm 0,26) \cdot 10^{-11}$	$(1,55 \pm 0,52) \cdot 10^{-6}$	3,10
MB -1100	$1^0(D_{ap})$	$(1,47 \pm 0,22) \cdot 10^{-5}$	$(1,54 \pm 0,13) \cdot 10^{-11}$	$(1,07 \pm 0,25) \cdot 10^{-6}$	2,13
	$2^0(D_{eff})$	$(1,08 \pm 0,10) \cdot 10^{-5}$	$(1,04 \pm 0,15) \cdot 10^{-11}$	$(0,97 \pm 0,22) \cdot 10^{-6}$	1,9
ZTA -1100	$1^0(D_{ap})$	$(1,46 \pm 0,26) \cdot 10^{-5}$	$(1,73 \pm 0,2) \cdot 10^{-11}$	$(1,20 \pm 0,20) \cdot 10^{-6}$	2,40
	$2^0(D_{eff})$	$(0,46 \pm 0,07) \cdot 10^{-5}$	$(0,726 \pm 0,2) \cdot 10^{-11}$	$(1,68 \pm 0,75) \cdot 10^{-6}$	3,36

4.7.2 Caracterização do aprisionamento

Conforme com a análise desenvolvida dos dois transientes descendentes e subseqüentes, primeiro transiente (D_{ap}) e o segundo transiente (D_{eff}) derivado entre si e extraído de cada amostra examinada nos potenciais de -650 mV do MB e -1100 mV do MB e da ZTA, representados na **Tabela 4.8** e descritos no item **2.4.7**, que o procedimento apresentado por *Pressouyre e Bernstein* (1978), proporciona a determinação da extensão e tipo de aprisionamento predominante no material, sendo as curvas tiradas em termos de fluxo normalizado (J/J_∞) e o tempo adimensional ($\tau = D_L t / L^2$), no qual o D_L é o coeficiente de difusão do hidrogênio no ferro puro ($7,2 \times 10^{-5} cm^2$).

A proporção do aprisionamento reversível se dá pelo o deslocamento do primeiro transiente no gráfico de transiente de permeação adimensional, representados nas **Figuras 4.47 à 4.55**. De acordo com a extensão do aprisionamento reversível, a curva do segundo transiente de permeação é transposto para afastamentos mais próximos ou mais distantes da curva do primeiro transiente de permeação, no entanto, as maiores distâncias encontradas entre o primeiro e o segundo transiente dos gráficos propostos das Figuras citadas (valor τ), representam o volume do aprisionamento irreversível. Na **Tabela 4.8**, apresentou o potencial de (-650 mV e -1100 mV) no MB não houve diferença no número de sítios, porém comparando o MB com a ZTA com um potencial de -1100 mV, a ZTA apresentou um aumento no número de sítios dez vezes superior em relação com o MB. No entanto, sabemos que a estrutura morfológica da ZTA é formada por grãos refinados abundante em precipitados e elementos de segunda fase nos contornos de grãos e dentro

de uma estrutura martensítica revenida com elevadas concentrações de tensões, propiciando um maior aparecimento de número de sítios por apresentarem vales profundos de energia potencial no meio do descolamento de difusão do hidrogênio.

Tabela 4.8: Densidade de aprisionadores do aço AISI 8630M estudado.

Potencial (mV)	Transiente	N (sítios/cm ³)
MB -650	1 ^o	8,17. 10¹⁶
	2 ^o	
MB -1100	1 ^o	8,12. 10¹⁶
	2 ^o	
ZTA -1100	1 ^o	7,50. 10¹⁷
	2 ^o	

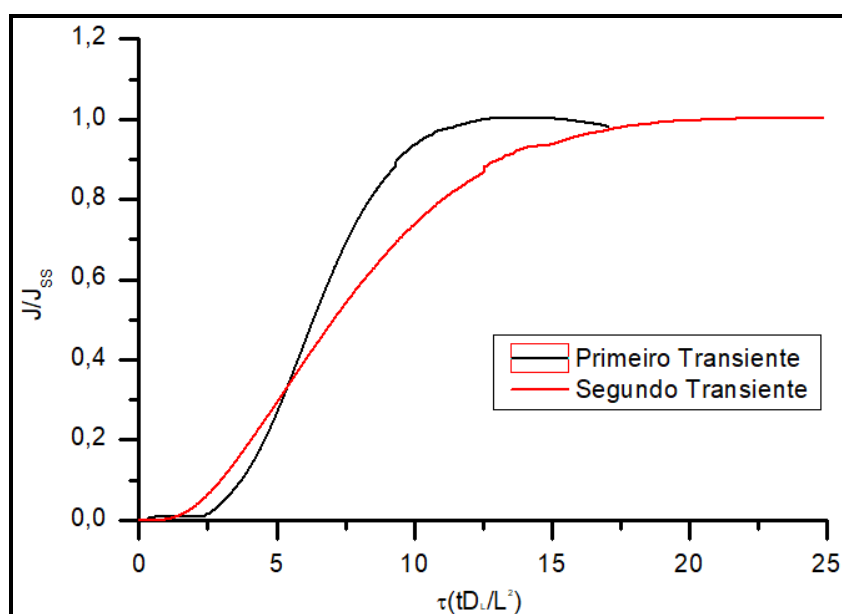


Figura 4.47: Curvas de permeação por hidrogênio em coordenadas normalizadas adimensional no MB na amostra 01 com o potencial de -650 mV, temperatura à 0°C.

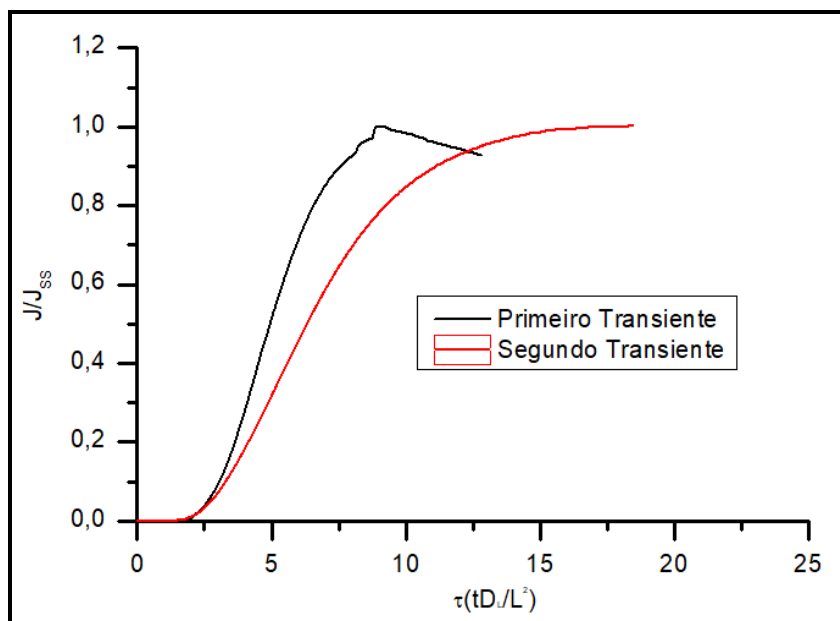


Figura 4.48: Curvas de permeação por hidrogênio em coordenadas normalizadas adimensional no MB na amostra 02 com o potencial de -650 mV, temperatura à 0°C.

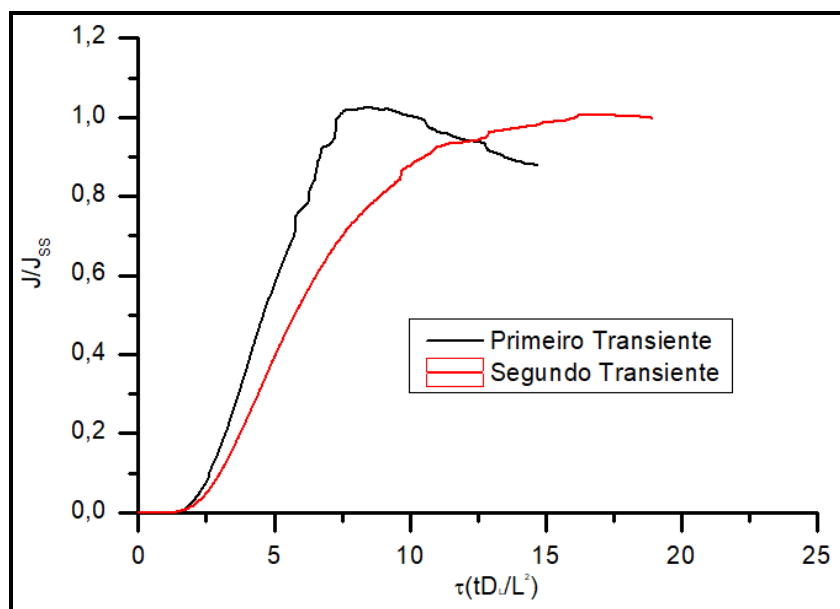


Figura 4.49: Curvas de permeação por hidrogênio em coordenadas normalizadas adimensional no MB na amostra 03 com o potencial de -650 mV, temperatura à 0°C.

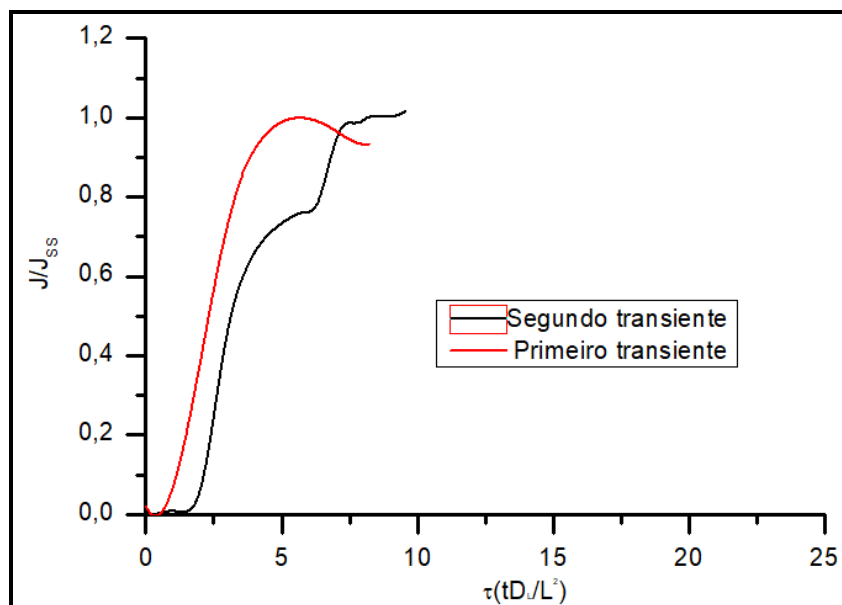


Figura 4.50: Curvas de permeação por hidrogênio em coordenadas normalizadas adimensional no MB na amostra 01 com o potencial de -1100 mV, temperatura à 0°C.

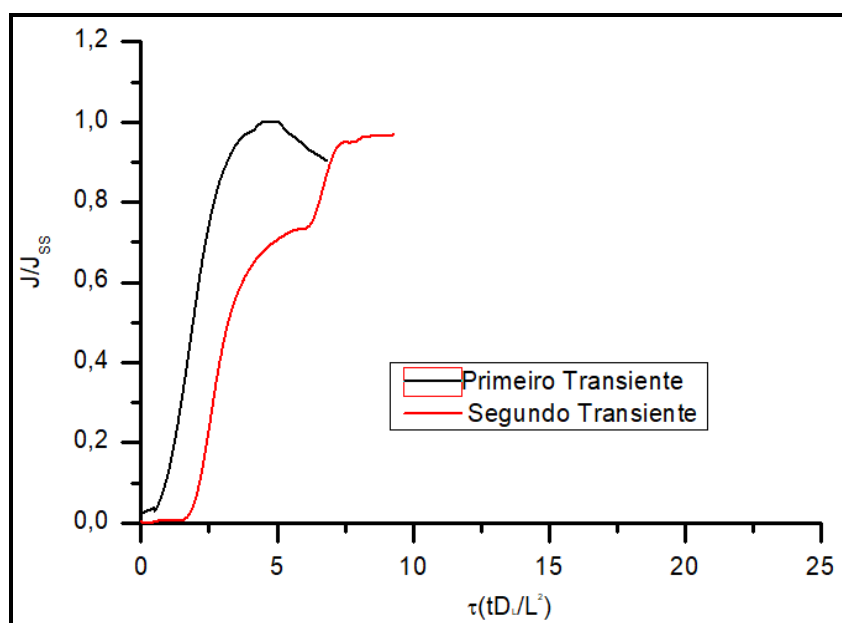


Figura 4.51: Transiente de permeação por hidrogênio adimensional no MB na amostra 02 com o potencial de -1100 mV, temperatura à 0°C.

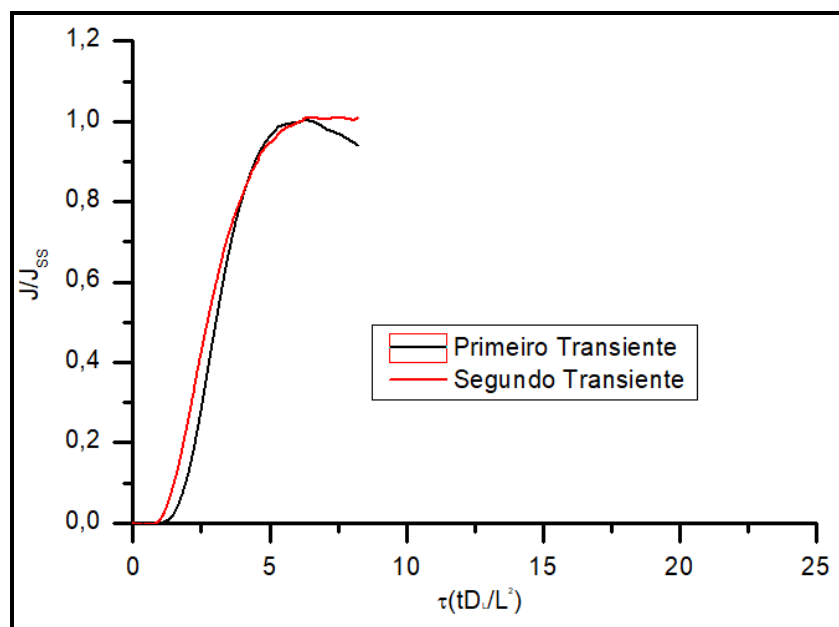


Figura 4.52: Curvas de permeação por hidrogênio em coordenadas normalizadas adimensional no MB na amostra 03 com o potencial de -1100 mV, temperatura à 0°C.

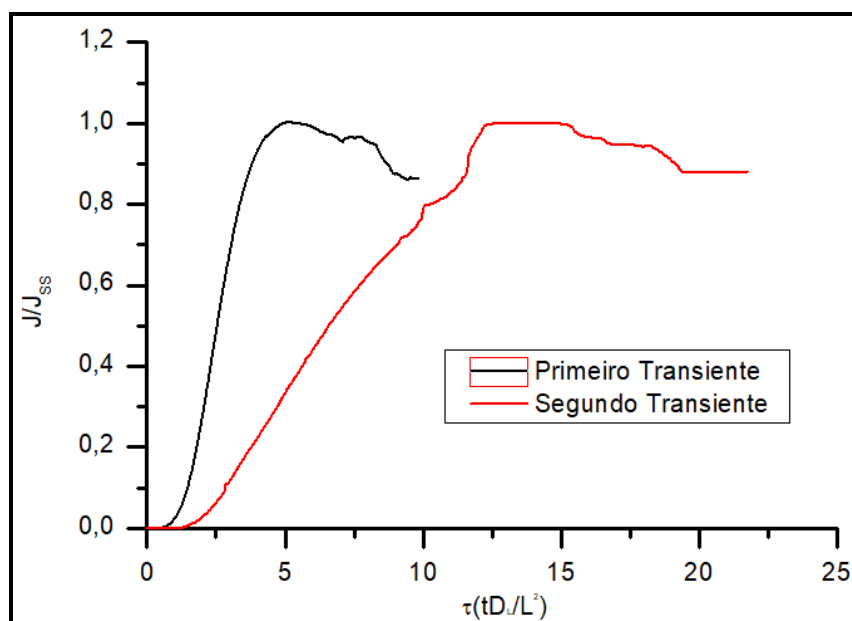


Figura 4.53: Curvas de permeação por hidrogênio em coordenadas normalizadas adimensional na ZTA na amostra 01 com o potencial de -1100 mV, temperatura à 0°C.

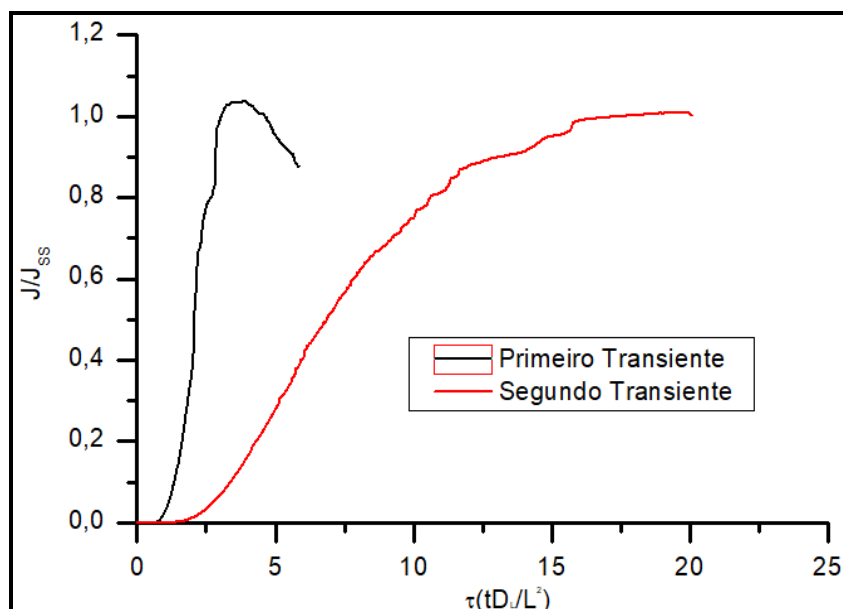


Figura 4.54: Transiente de permeação por hidrogênio adimensional na ZTA na amostra 02 com o potencial de -1100 mV, temperatura à 0°C.

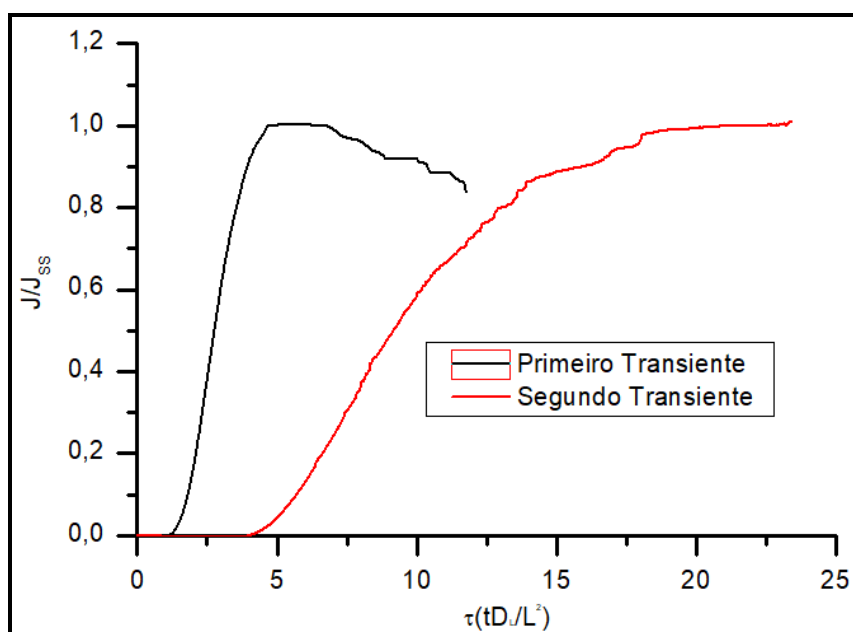


Figura 4.55: Curvas de permeação por hidrogênio em coordenadas normalizadas adimensional na ZTA na amostra 03 com o potencial de -1100 mV, temperatura à 0°C.

CAPÍTULO V

5. CONCLUSÕES

De acordo com os resultados alcançados neste trabalho, as principais conclusões que chegamos foram:

a) Influência do TTPS na junta soldada:

- Na ZTA a morfologia metalúrgica se caracteriza pela predominância de martensita revenida de grãos refinados, decorrente do aporte térmico de soldagem. Por outro lado, já no entorno da LF ocorreu a difusão de carbono, ferro e de outros elementos de liga da zona Δ para a zona ϕ , colaborando ainda mais com a formação de precipitados, principalmente o M_7C_3 que atua como aprisionadores do hidrogênio e o $Cr_{23}C_6$ geram uma grande perda de Cr na matriz austenítica, no qual torna estas regiões menos resistentes e mais favoráveis à propagação de trincas;
- As durezas no MB e no MS ficaram dentro do recomendado pelas normas API 6A: 2010 e a NACE MR0175: 2005, ao passo que na ZTA os valores ficaram ligeiramente acima da recomendação que é de 22 HRC;
- Da mesma forma a microdureza no MB e no MS ficaram dentro do recomendado pelas normas DNV-OS-F1101: 2008 e a NACE MR0175: 2005, ao passo que na ZTA os valores também ficaram ligeiramente acima da recomendação que é de 250HV_{0,1};
- Sendo benéfico para a tenacidade à fratura para a ZTA, diminuindo a dureza do MB na zona Δ , e prejudicial na ZPD aumentando a dureza, apesar de que as zonas M e redemoinhos em geral não se apresentaram de forma expressiva nas regiões de intrapasse e sim nas interpasses.

b) Fragilização por Hidrogênio:

- No ensaio de *tração* foi observado que a $-1100 \text{ mV}_{\text{SCE}}$ o aço AISI 8630M não sofreu degradação por hidrogenação, uma vez que o índice de fragilização ficou em torno de um (01);
- Nos ensaios após a aplicação dos diversos potenciais de proteção catódica descritos neste trabalho, os CTODs das juntas soldadas com ou sem hidrogenação, praticamente não apresentaram mudanças significativas entre seus valores. Observa-se, portanto, o mesmo comportamento elasto – plástico, com respostas de tenacidade à fratura semelhante nas duas situações. O grau de dissimilaridade *undermatch* da junta soldada dentro da ZTA, no entalhe a um milímetro da LF no MB, comprovou o efeito do desvio de trinca identificado recentemente por vários pesquisadores;
- É de se deduzir que com a taxa de deformação de $0,55 \text{ MPam}^{-05} \text{ s}^{-1}$, não deu tempo para que o hidrogênio retido se difundisse de forma necessária para que fragilizasse o material, porém apenas houve a deformação plástica localizada na ponta da trinca (*HELP*) sendo esta a interação do hidrogênio nas discordâncias, apresentando os modelos de *pinning effect*, *shielding* e *softening*.

c) Mecanismo de fratura

- As superfícies de fratura, tanto com ou sem hidrogenação apresentaram um mecanismo de fratura dúctil, revelando *dimples primários*, *dimples* e *TTS*.

d) Permeação por hidrogênio

- A *difusividade* dos CPs do MB com potencial de carga -1100 mV , apresentaram uma anomalia, tendo como base a microestrutura das amostras e o potencial de proteção catódica aplicado, sugerindo uma diminuição deste potencial;
- A *permeabilidade* e a *solubilidade* em todos os potenciais e morfologias apresentaram resultados semelhantes sem muitas mudanças;
- O *número de sítios aprisionadores* na ZTA foi dez vezes superior ao encontrado no MB, ambos com o mesmo potencial de carga de -1100 mV . Logo comprovando

a influência dos grãos refinados abundante em precipitados e elementos de segunda fase e uma estrutura martensítica como elementos causadores de vales profundos e aprisionadores do hidrogênio irreversível.

CAPÍTULO VI

6. SUGESTÕES PARA TRABALHOS FUTUROS

Aplicando a mesma metodologia e com a utilização dos mesmos potenciais catódicos, indicamos para trabalhos futuros as seguintes sugestões:

- Estudo da tenacidade à fratura com o entalhe a um milímetro da LF na ZTA do MB com e sem TTPS a baixa taxa à deformação em ensaio ao ar, para a verificação do comportamento do CTOD sob o efeito do hidrogênio irreversível;

- Estudo da tenacidade à fratura com o entalhe a um milímetro da LF na ZTA do MB com e sem TTPS a baixa taxa à deformação em ensaio à ambiente assistido, para a verificação do comportamento do CTOD sob o efeito tanto do hidrogênio irreversível quanto reversível;

- Estudo da tenacidade à fratura com o entalhe na região da solda tendo como parâmetro o CTOD.

CAPÍTULO VII

7. REFERÊNCIAS

AGUIAR, Willys Machado. *Revestimento por soldagem MIG/MAG empregando ligas de níquel para aplicações em componentes do setor de petróleo e gás natural*. Tese de Doutorado em Engenharia e Ciência de Materiais pela UFC. Fortaleza: 2010.

ALBUQUERQUE, Siderley Fernandes. *Avaliação do efeito da utilização de processos manuais e automatizados sobre a microestrutura e as propriedades mecânicas de aço API 5L X80*. Dissertação, Universidade Federal de Campina Grande, PB, Brasil, 2010.

ALMEIDA, José Gonçalves de. *Análise da influência do hidrogênio na tenacidade quase estática de juntas soldadas dissimilares*. PPGEM: UFPB, 2014.

ALVES, GilvaniaTerto. *Comportamento de aço estrutural API 5L X65 após exposição ao hidrogênio: Uma abordagem baseada na fratura dúctil*. Programa de Pós – Graduação em Engenharia de Materiais e de Processos Químicos e Metalúrgicos do Departamento de Engenharia Química e Metalúrgicos. PUC: 2014.

ANDERSON, T. L., 1995, “*Fracture Mechanics – Fundamentals and Applications*”, 2º Ed., USA, CRC Press.

API 6A/ ISO: 10423: 2010 – *Specification for Wellhead and Christmas Tree Equipment*. 19 th Edition. In.: 2010.

API 5L FORTY – *Specification for Line Pipe* – SECOND EDITION, JANUARY 2000.

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

API Standard 1104 – *Twentieth Edition, Welding of Pipelines and Related Facilities*, American Petroleum Institute, Washington, DC, November 2005.

ARAÚJO, D.F., VILAR, E. O., CARRASCO J. P.A *Critical review of mathematical models used to determine the density of hydrogen trapping sites steels and alloys. International Journal of Hydrogen Energy* 39 (2014), pp 12194-12200.

ARAÚJO, Danielle Freire de. *Avaliação de sítios aprisionadores de hidrogênio em aços API 5L X65 e API 5L X70 utilizados no setor petroquímico*. Programa de Pós-Graduação em Engenharia Química da Universidade Federal de Campina Grande: UFCG, 2013.

ARAÚJO, Vitor Brasiliense Eleutherio. *Estudo da permeação por hidrogênio em ferro*. Projeto de Graduação pelo o curso de Engenharia de Materiais da Escola Politécnica: UFRJ, 2014.

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

ASTM E 8M: 2008. *Standard Test Methods for Tension Testing of Metallic Materials*. American Society for Testing and Materials, 2008.

ASTM D1141 – 98/2008: *Standard Practice for the Preparation of Substitute Ocean Water*.

ASTM G 148 – 97/2011: *Standard Practice for Evaluation of Hydrogen Uptake, Permeation, and Transport in Metals by an Electrochemical Technique*.

ASM Metals Handbook: “*Welding, Brazing, and Soldering – Volume 6*”, ASM International Handbook Committee, 1ª Edição, 1993.

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

BAHRAMI, A.; GITTOS, M.; PISARSKI, H.; WOOLLIN, P.; TWI Ltd. “*Assessing the integrity of subsea dissimilar joints to ensure safe operations*”. Conference Technology Offshore. OCT 20465, pp 1-9.

BATISTA, Valmir Rodrigues. *Efeito do processo de soldagem e da temperatura de preaquecimento sobre a susceptibilidade à fragilização por hidrogênio de juntas soldadas dissimilares utilizadas no setor Offshore da indústria do petróleo*. PPGCEM.UFCG: 2016.

BEACHEM, C. D. “*A New model for hydrogen assisted cracking (hydrogen embrittlement)*”. Metal. Trans. A3, p.p 437-451.

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

BEAUGRAND, V. C. M.; SMITH, L. S.; GITTOS, M. F. *Hydrogen embrittlement of 8630M/625 subsea dissimilar joints: factors that influence the performance*. In: Proceedings of the ASME 28th International Conference on Ocean, Offshore and Arctic Engineering. OMAE2009 – 80030. Hawaii – Honolulu, 2009b.

BIRNBAUM, H. K.; SOFRONIS, P. *Hydrogen –enhanced localized plasticity – a mechanism for hydrogen-related fracture*. Materials Science and Engineering A176 (1994) 191-192, University of Illinois, Urbana, Illinois (USA).

BS 7448, *British Standard Institution. Fracture Mechanics Toughness Tests*, 1991.

CAMPOS, Paulo Tancredo de. *Caracterização mecânica e microestrutural de juntas soldadas pelos processos mig/mag (GMAW) e arame tubular (FCAW)*. PUCCPR. Curitiba, 2005a.

CAMPOS, Wagner Reis da Costa et al. *Caracterização microestrutural de solda dissimilar – aço inoxidável austenítico AISI 304 com adição de liga de níquel INCONEL 625*. Tecnol. Metal. Miner., São Paulo, v. 6, n. I, p. 19 - 23, jul / set. 2009.

CAMPOS, Cesar Cunha; SIMONSEN, Ricardo; AIDAR, Antônio Carlos Kfourir; et al.; 2005. *FGV projetos exploração e produção de petróleo em águas ultraprofundas: nova fronteira para o pós-crise*. Disponível em: <<http://fgvprojetos.fgv.br/sites/fgvprojetos.fgv.br/files/362.pdf>>. Acesso em: 22 jan. 2005b.

CANTARIN, Tadeu Noveli. *Caracterizações mecânicas e microestruturais do aço AISI8630 modificado revestido com liga de níquel 625 por soldagem GTAW*. Instituto de Pesquisas Energéticas e Nucleares. São Paulo. 2011.

CAVALCANTE, Fabrício José Nóbrega. *Influência do hidrogênio na tenacidade quase estática de uma junta soldada dissimilar constituída de aço AISI 8630M amanteigado com ER 80SD2*. PPGEM: UFPB, 2014.

CAVALCANTE, Nathália Escóssio. *Influência do envelhecimento na resistência à corrosão da superliga de Níquel INCONEL 625*. Departamento de Engenharia Metalúrgica e de Materiais: UFC, 2013.

CARRASCO, José Antônio Palma. *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*. Programa de Pós – Graduação em Ciência e Engenharia de Materiais: UFCG, 2013.

CAYÓM, A.; ÁLVAREZ, J. A.; GUTIERREZ-SOLANA, F. *Influencia de La Microestructura y de los Estados Triaxiales de Tensiones en Fenómenos de Fisuración Inducida por Ambiente*. *Anales de Mecánica de La Fractura*, v. 20, p. 273-278, 2003.

CHATTORAJ, I.; TARAFDER, M.; DAS, S.K.; TARAFDER, S. *Hydrogen Induced Brittle Crack Growth in Cu-Strengthened HSLA-100 Steels*. **Materials Science and Engineering.A**, v. 339, p. 136-149, 2003.

CHEG, Y.F.; NIU, L. *Mechanism for hydrogen evolution reaction on pipeline steel in near – neutral pH solution*. *Electrochemistry Communications* 9, p.558 – 562, 2007.

CHIAVERINI, Vicente. *Aços e ferros fundidos: características gerais, tratamentos térmicos, principais tipos*. ABM: São Paulo, 2002.

COLPAERT, Hubertus. *Metalografia dos produtos siderúrgicos comuns*. Xª Ed. São Paulo, Edgard Blucher, 2008.

CORREIA, Otávio Carneiro. *Desenvolvimento de sensores de permeação de hidrogênio de eletrólito polimérico sólido e bimetálico*. COPPE: UFRJ, 2011.

COSTA, Esdras Carvalho. *Caracterização do aço SAE 8630 modificado e amantado com INCONEL 625 pelo processo de soldagem MIG*. PPGEM: UFPB, 2013.

DAÍ, T; LIPPOLD, J.C. *Tempering effect on the fusion boundary region of alloy 625 weld overlay on 8630 steel*. International Institute of Welding, 2018.

DAVID S.A., BABU, S.S., and VITEK, J.M. *Welding: Solidification and Microstructure*. Disponível em (<http://www.tms.org/pubs/journals/JOM/0306/David-0306.html>). Acesso em 01 de dezembro de 2009.

DNV-RP-B401: *Cathodic Protection Design*, 2010.

DNV – OS – F101: *Submarine pipeline systems. Offshore Standard*, January, 2008.

DODGE, M.F.; DONG, H.B.; MILITISKY, M.; BARNETT R.P.; MARQUES, V.F.; GITTOS, M.F. *Environment-induced cracking in weld joints in subsea oil and gas systems – Part I*. Rio de Janeiro, Brazil, OMAE, 2012 OMAE2012-83402.

DODGE, M.F.; DONG, H.B.; MILITISKY, M.; BARNETT R.P.; MARQUES, V.F.; GITTOS, M.F. *Environment-Induced Cracking In Weld Joints In Subsea Oil And Gas Systems – Part II*. Rio de Janeiro, Brazil, OMAE, 2013 OMAE2013-10339.

DODGE, M.F.; DONG, H.B.; GITTOS, M.F; MOBBERLEY, T. *Fusion Zone Microstructure Associated With Embrittlement Of Subsea Dissimilar Joints*. San Francisco, California, USA, OMAE2014 – 23643.

DONATO, Gustavo Henrique Bolognesi. *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*. Escola Politécnica: USP, 2008.

DONATO, H. B. G.; MAGNABOSCO, R.; RUGGIERI, C. *Effects of weld strength mismatch on J and CTOD estimation procedure for SE(B) specimens*. Int. J. Fract. (2009) 159:1-20. DOI 10.1007/s10704-009-9377-9. Published online: 14 July 2009.

DUARTE, Saulo Moretti de Araújo. *Caracterização do aço AISI 8630M amantegado com o arame ER80S – D2 pelo processo de soldagem “MAG”*. PPGEM: UFPB, 2014.

DUPONT, John N.; LIPPOLD, John C.; KISER, Samuel C. *Welding metallurgy and weldability of nickel – base alloys*. WILEY: New Jersey, 2009.

EBERT, H. W. 2004. *Nickel Alloy Filler Metal Review*. Welding Journal 83. pp. 60-61.

FALCÃO, César Augusto de Jesus. *Avaliação da tenacidade à fratura na zona termicamente afetada de soldas múltiplos passes em um aço ARBL.EESC: USP, 1997.*

FARAHMAND, B., 1997, “*Fatigue and Fracture Mechanics of High Risk Parts: and Application of LEFM & FMDM Theory*”, New York, Chapman & Hall.

FENSKE, Jamey Alan. *Microstructure and hydrogen induced failure mechanisms in iron-nickel weldments*. University of Illinois at Urbana: Champaign, 2010.

FERREIRA, Daniel C. F. *Fragilização por hidrogênio de juntas dissimilares em forjados submarinos*. Rio Welding, 2014.

FONTES, Carlos Henrique. *Junta de aço baixa liga soldadas com diferentes consumíveis – efeito do tratamento de alívio de tensões nas características metalúrgicas das soldas*. COPPE: UFRJ, 2008.

FORTES, C. *Apostila Arames Tubulares*, ESAB BR, 2004a.

FORTES, C. *Apostila Metalurgia da Soldagem*. ESAB BR, 2004b.

GINGELL, A. “*A Bibliographical study of hydrogen trapping and embrittlement in linepipes steels*”. IRSID Usinor Sacilor, Rapport Interne, 1997.

GODEFROID, L. B. “*Fundamentos de Mecânica da Fratura*”, 2º ed. UFOP, Ouro Preto, M.G, 1995.

GRAY, H. R. *Testing for Hydrogen Environment Embrittlement: Experimental Variables*. In: RAYMOND, L. (Ed.) *Hydrogen Embrittlement Testing*. Baltimore: ASTM international, p. 133-151, 1974.

HAGI, B. H.; HAYASHI, Y.; OHTANI, N. *Diffusion Coefficient of Hydrogen in Pure Iron between 230 and 300 K*. 1979.

HALDORSEN, L. M.; DODGE, M.; RØRVIK, G.; SOTOUDEH, K. *Recent experiences with cracking of load bearing dissimilar metal welds on subsea production systems*. Proceedings of the ASME 2017 36th International Conference on Ocean, Offshore and Arctic Engineering OMAE2017, 2017.

HERMS, E.; OLIVE, J.M.; PUIGGALI, M. *Hydrogen embrittlement of 316L type stainless steel*. Materials Science and Engineering A272 (1999) 279 – 283.

HERTZBERG, R. W. “*Deformation and fracture mechanics of engineering materials*”, 3º ed., New York, John Wiley & Sons, 1989.

HIPPERT JR., E. *Investigação experimental do comportamento dúctil de aços API- X70 e aplicação de curvas de resistência J- Δa para previsão de colapso em dutos*. Tese apresentada para obtenção do título de doutor em Engenharia da Universidade de São Paulo – SP, 2004.

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

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

JAMBO, H. C. M.; FOFANO, S. *Corrosão - fundamentos, monitoração e controle*. Rio de Janeiro: Ciência Moderna, 2008.

JULIAN, F.; ALEXANDROV, B.T; RETHMEITER, M. *Low heat input gas metal arc welding for dissimilar metal weld overlays part I: the heat-affected zone*. Weld World (2016) 60:459 -473.

JÚNIOR, Fernando Antônio Pascal. *Influência da geometria e da orientação do entalhe na determinação experimental da integral J e CTOD em uma junta de aço*

soldada. Dissertação de Mestrado no Departamento de Engenharia Mecânica, PUC: Minas Gerais, 2002.

KVAALE, P. E.; RORVIK, G.; HABREKKE, T. *Experience with qualification and use of stainless in subsea pipelines*. 23rd International Conference on Offshore Mechanics and Arctic Engineering, Vancouver, British Columbia, Canada, 2004.

KEJELIN N. Z., BUSCHINELLI A. J. A., POPE A. M. 2007. *Influence of Welding Parameters on the Formation of Partially Diluted Zones of Dissimilar Metal Welds*. Soldagem & Inspeção. v 12. pp.195-203.

KEJELIN, Norton Zanette. *Influência dos parâmetros de soldagem na formação de zonas parcialmente diluídas em soldas de metais dissimilares*. Programa de Pós – Graduação em Ciência e Engenharia de Materiais: UFSC, 2006.

KOU, S., *Transport phenomena and materials processing*. 1996, New York: J. Wiley. 57-60.

LIANG, Y. M.; SOFRONIS, P. *The effect of hydrogen-induced softening on the deformation at a crack tip: implications for fracture*. Department of Theoretical and Applied Mechanics, University of Illinois at Urbana – Champaign, Urbana, IL 6-18-01, USA, 2001.

LIMA, Flávia Barros. *Microestrutura de aços baixa liga tipo 41xx – uma abordagem quantitativa*. PGEM: UFRJ, 2006.

LYNCH, S. P. *Progress towards understanding mechanisms of hydrogen embrittlement and stress corrosion cracking*. NACE, 2007. 07493.

MAGALHÃES, Sintonio Gomes. *Avaliação do revestimento a base de liga de níquel em aço estrutural, empregando o metal de adição ERNiCrMo-3 através da soldagem MIG/MAG*. Dissertação de mestrado em Engenharia e Ciência de Materiais pela Universidade Federal do Ceará. Fortaleza, 2008.

MAMANI, Samuel Charca. *Study of hydrogen permeation and diffusion in steels: predictive model for determination of desorbed hydrogen concentration*. Mayaguez Campus: University of Puerto Rico, 2005.

MARQUES, Paulo Villani; MODENESI, Paulo J. BRACARENSE, Alexandre Queiroz. *Soldagem – Fundamentos e Tecnologia*. 2ª Edição. Editora: UFMG, Belo Horizonte, 2007.

MARQUES, P. V., MODENESI, P. J., BRACARENSE, A. Q., *SOLDAGEM Fundamentos e Tecnologia*. Belo Horizonte: Editora da UFMG, 363p. 2005.

MEI,P.R.;SILVA, A.L.V.C. *Aços e Ligas Especiais*.2ªEdição – São Paulo: Edgard Blucher,2006.

MATTOS, Emanoela Pereira. *Estudo da Influência do Pré – Aquecimento na soldagem por Atrito com Furo Passante com Pino Consumível em Aço ao Carbono EN14.PPGE3M*: UFRGS, 2012.

MODENESI, P. J., MARQUES, P. V., BRACARENSE, A. Q., 2013, *Soldagem: Fundamentos e Tecnologia*. 3ª edição atualizada. Belo Horizonte: Editora UFMG.

MODENESI, PAULO J., MARQUES, P. V., SANTOS, D. B., 2011, *Introdução aos processos de soldagem*. Belo Horizonte: Universidade Federal de Minas Gerais.

MODENESI, Paulo J. *Soldabilidade dos Aços Transformáveis*.Departamento de engenharia metalúrgica e de materiais: UFMG, 2004.

MODENESI, Paulo J. *Soldagem de ligas metálicas*.Departamento de engenharia metalúrgica e de materiais: UFMG, 2001.

NACE MR0175/ISO 15156: 2005 – *Petroleum and Natural Gas Industries – Materials for use in H₂S Environments in Oil and Gas Production – Part 2: Cracking Resistent Carbon and Low Alloy Steels and the use of Cast Iron*. In.; 2005.

NBR NM 136: 1997 – *Tratamentos Térmicos de aço – Terminologia e definições*.In. ; 2000.

NELSON, T. W., LIPPOLD, J. C., MILLS, M. J. 2000. *Nature and Evolution of the Fusion Boundary in Ferritic Austenitic Dissimilar Metal Welds - Part 2: On-Cooling Transformations*.Welding Journal Supplement.AWS. pp. 267-277.

NETO, Francisco de Assis Souza. *Avaliação de revestimentos com ligas de níquel aplicadas por soldagem em tubulações para o setor de petróleo e gás*.PPGCEM: UFCG, 2010.

OFFSHORE STANDARD DNV – OS – F101: *Submarine Pipeline Systems – OCTOBER*, 2007.

OLIVEIRA, George Luiz Gomes de. *Soldagem dissimilar dos aços AISI 8630M e ASTM F22 para aplicações subaquáticas*. Universidade Federal do Ceará: PPGECEM/CE, 2013a.

OLIVEIRA, Leandro Martins. *Estudo da permeação do hidrogênio no aço 1%Cr-0,5%Mo em diferentes soluções eletrolíticas*. Engenharia Metalúrgica da Escola Politécnica: UFRJ, 2013b.

PEREIRA, F.G.L; LOURENÇO, J. M.; NASCIMENTO, R.M. *Fracture Behavior and Fatigue Performance of Inconel 625*. Revista: Materials research. São Carlos, SP. Vol. 21, ed.4, pgs. 1à 13, 2018.

PETCH, N. J.; STABLES, P. “*Delayed fracture of metals under static load*”. Nature 169, p. p. 842-843, 1952.

PONTES, Mariana Karla Gurjão. *Estudo da compatibilidade metalúrgica de juntas soldadas de metais dissimilares utilizados no setor de petróleo e gás*. UFCG: Campina Grande, 2012.

RECOMMENDED PRACTICE DNV – RP – B401: *Cathodic Protection Design – OCTOBER*, 2010.

RIBEIRO, Henrique Varella. *Caracterização microestrutura de juntas soldadas a laser em um aço ARBL*. Escola de Engenharia de Lorena: USP, 2016.

RODRIGUES, EMANUEL REZENDE. *Influência de parâmetros do processo fcaw-g nas características da solda do aço astm a-36*. M.Sc. dissertação, Universidade Tecnológica Federal do Paraná, Curitiba, PR – Brasil, 2010.

SANT’ANNA, PEDRO CARNEIRO. *Influência de tratamentos térmicos intercríticos na microestrutura e propriedades mecânicas do aço API 5L X65*. Tese (Doutorado), Universidade Estadual de Campinas, PB, Brasil – 2006.

SAVAGE, W.F., E.F. NIPPES, and E.S. SZEKERES. *Study of weld interface phenomena in a low alloy steel*. Welding Journal, 1976.**55**(9): p. 260s-268s.

SEGUNDO, J. E. D. V., VILAR E. O., LIMA J. F., *Estudo comparativo da permeação do hidrogênio através de uma película de níquel ou paládio depositadas sobre a liga API 5L X80*. XX Congresso Brasileiro de Engenharia Química, Florianópolis / SC, p. 1-8, outubro, 2014.

SILVA, Maurício de Carvalho. *Determinação experimental da tenacidade à fratura da zona termicamente afetada de junta soldada de aço API 5L X80*. Escola Politécnica: USP, 2009.

SOARES, B.M., GONÇALVES T.N., GOMES, F.J.O., ET AL. *Caracterização microestrutural de solda dissimilar -aço inoxidável austenítico AISI 304 com adição de ligada níquel inconel 625*. Tecnol. Metal. Mater. Miner., São Paulo, v. 6, n. 1, p. 19-23, jul.-set. 2009.

SOUZA, Gisélia Alves de. *Caracterização microestrutural de um aço médio carbono e baixa liga (com microestrutura bainítica/ martensítica) via microscopia ótica*. Faculdade de Engenharia de Guaratinguetá: Universidade Estadual Paulista, 2008.

SONG, Y.; CHAI, M.; YANG, B.; HAN, Z.; AI, S.; LIU, Y.; CHENG, G.; LI, Y. *Investigation of the Influence of Pre-Charged Hydrogen on Fracture Toughness of As-Received 2.25Cr1Mo0.25V Steel and Weld*. [WWW.http://mdpi.com/journal/materials](http://mdpi.com/journal/materials).2018.

STROE, Mioara Elvira. *Hydrogen embrittlement of ferrous materials*. Department of Matter and Materials: Université Libre de Bruxelles, 2006.

TAHA, A.; SOFRONIS, P.A *Micromechanics Approach to the Study of Hydrogen Transport and Embrittlement, Engineering Fracture Mechanism*, v. 68, p. 803-837, 2001.

THOMPSON, A.W.; CHESNUTT, J.C. *Identification of a Fracture Mode: The Tearing Topography Surface*. **Metallurgical Transactions A.**, v. 10A, p. 1193-1196, 1979.

TOOD, S.; REPLOGLE, D.; *Thunder Horse and Atlantis: The Development and Operation of Twin Giants in the Deepwater Gulf of Mexico*. Offshore Technology Conference held in Houston, Texas, USA, 3-6 May 2010.

TORIBIO, J. *Micromechanical Aspects of Hydrogen Degradation in High-Strength Structural Steels*. **Materials Science**, v. 33, n. 4, p. 43-410, 1997.

VIYANIT, E. “Numerical simulation of hydrogen assisted cracking in supermartensitic stainless steel welds”. Tese de Doutorado. Universität der Bundeswehr Hamburg, 2005.

International, ASM. *Atlas of Time – Temperature Diagrams for Irons and Steels*. Edição: George F. Vander Voort, 1991.

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

WANG, M; AKIYAMA, E.; TSUZAKI, K. *Effect of Hydrogen and Stress Concentration on the Notch Tensile Strength of AISI 4135 Steel*. *Materials Science and Engineering A*, v.398, p.37-46, 2005.

WILDE, M. E. F. K. *Penetration mechanisms of surface-adsorbed hydrogen atoms into bulk metals: Experiment and model*. **Phys. Rev. B**, n. 78, 2008.

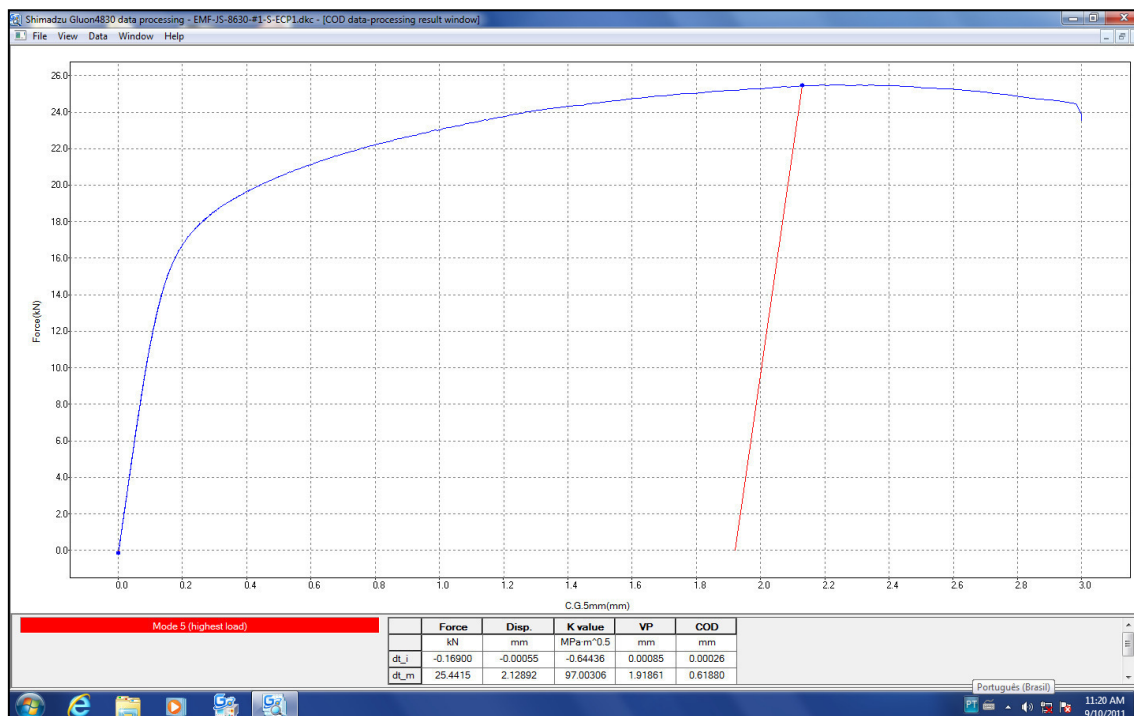
YURIOKA, N., *Physical Metallurgy of Steel Weldability*. ISIJ International, Vol. 41, N° 6, pp. 566-570, 2001.

ANEXO A

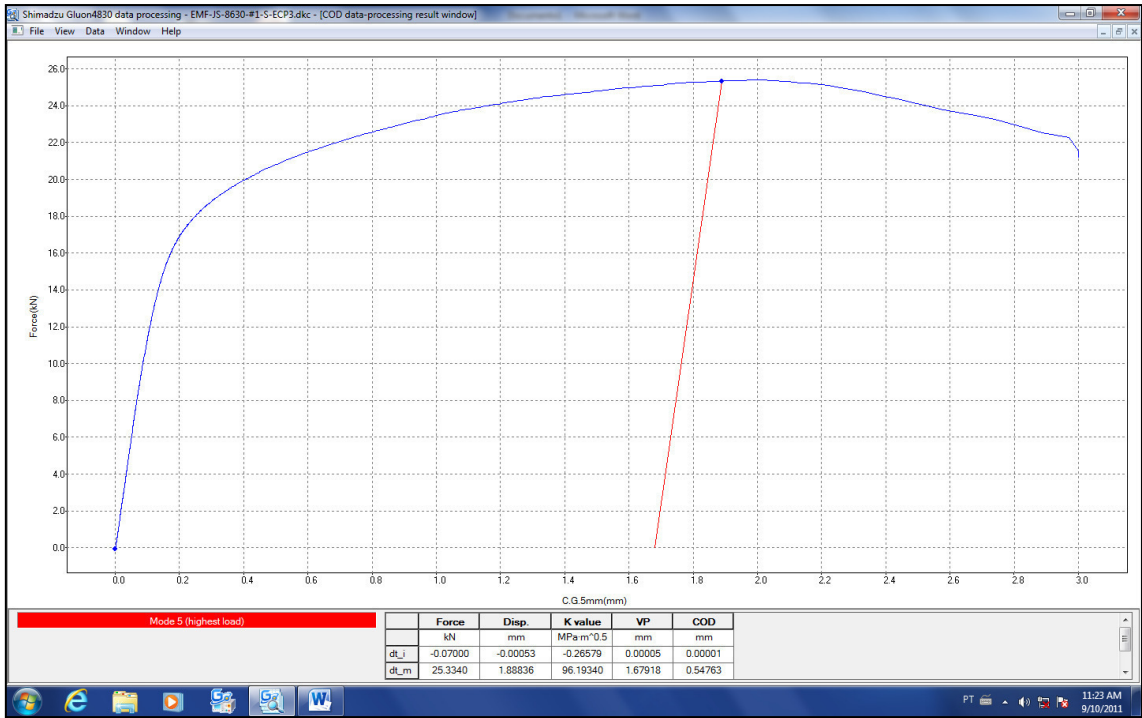
CURVAS ORIGINAIS DA PRÉ TRINCA DE FADIGA E DOS ENSAIOS DE
MECÂNICA DA FRATURA POR AMOSTRA

O CTOD de cada amostra abaixo foi calculado utilizando as normas ISO 12135: 2002 e a 15653: 2010. Com o uso do SOFT GLUON 4830/ SHIMATSU. Para tanto, localizou-se a carga de cálculo P e a sua deformação plástica (V_{pl}) correspondente nos pontos recomendados pelas normas. A seguir serão mostradas as referidas curvas geradas pelo o *SOFT*.

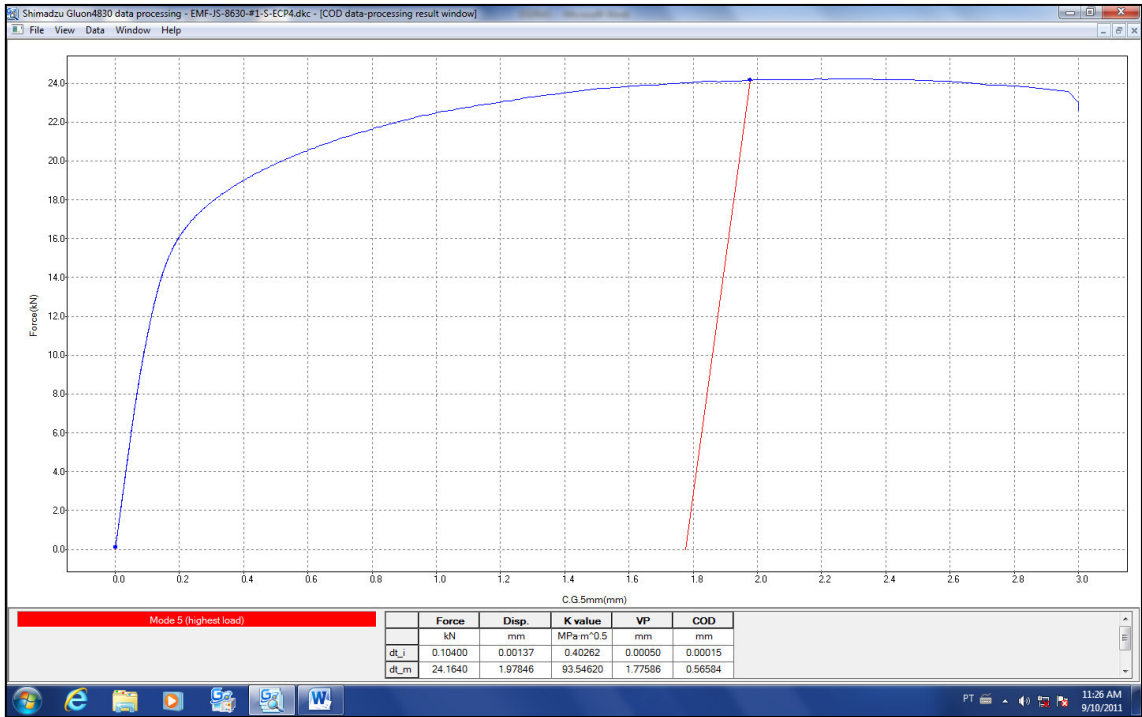
CP01_#1_Sem hidrogenação.



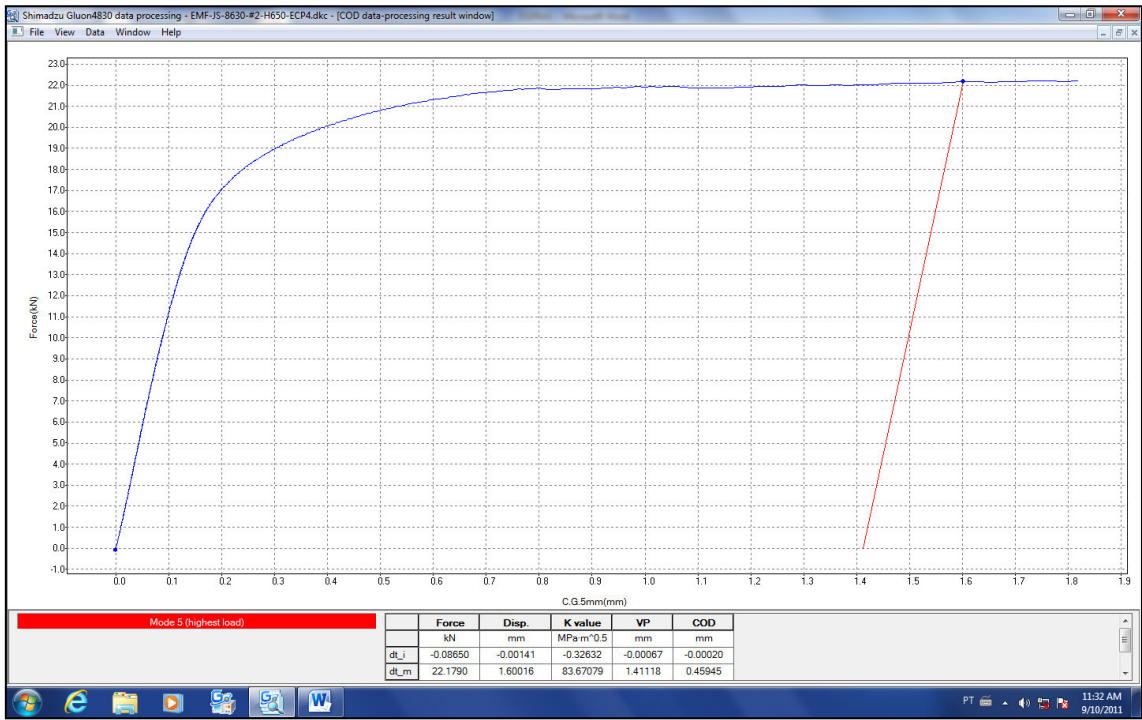
CP03_#1_Sem hidrogenação.



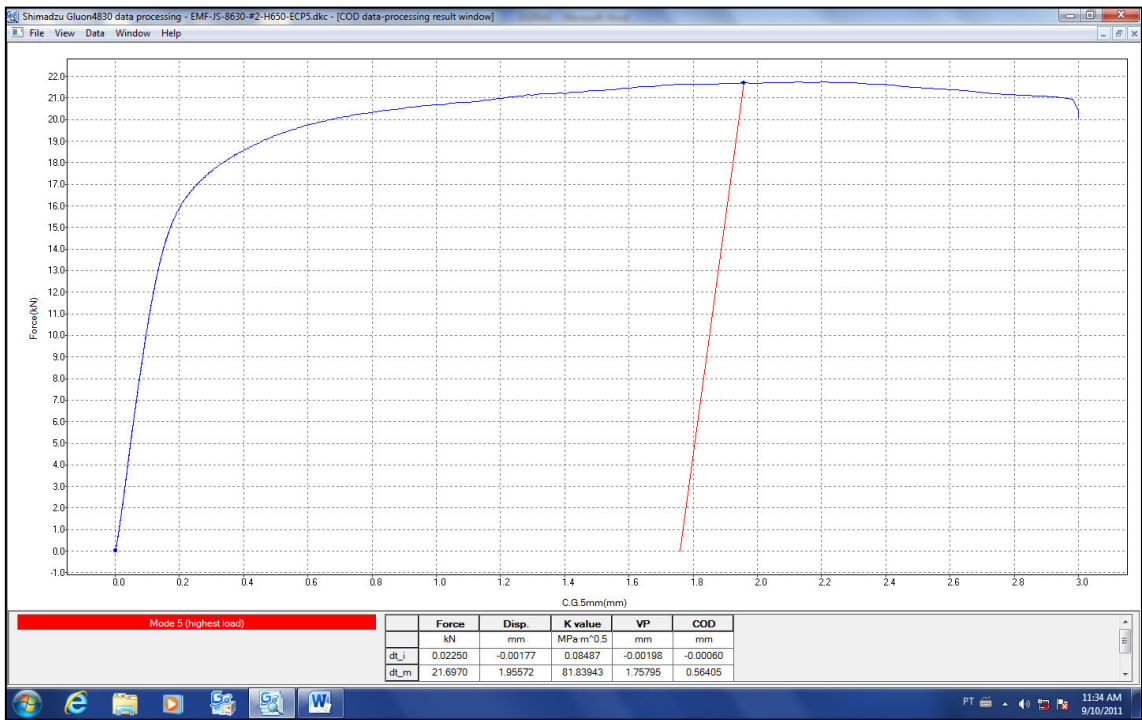
CP04_#1_Sem hidrogenação.



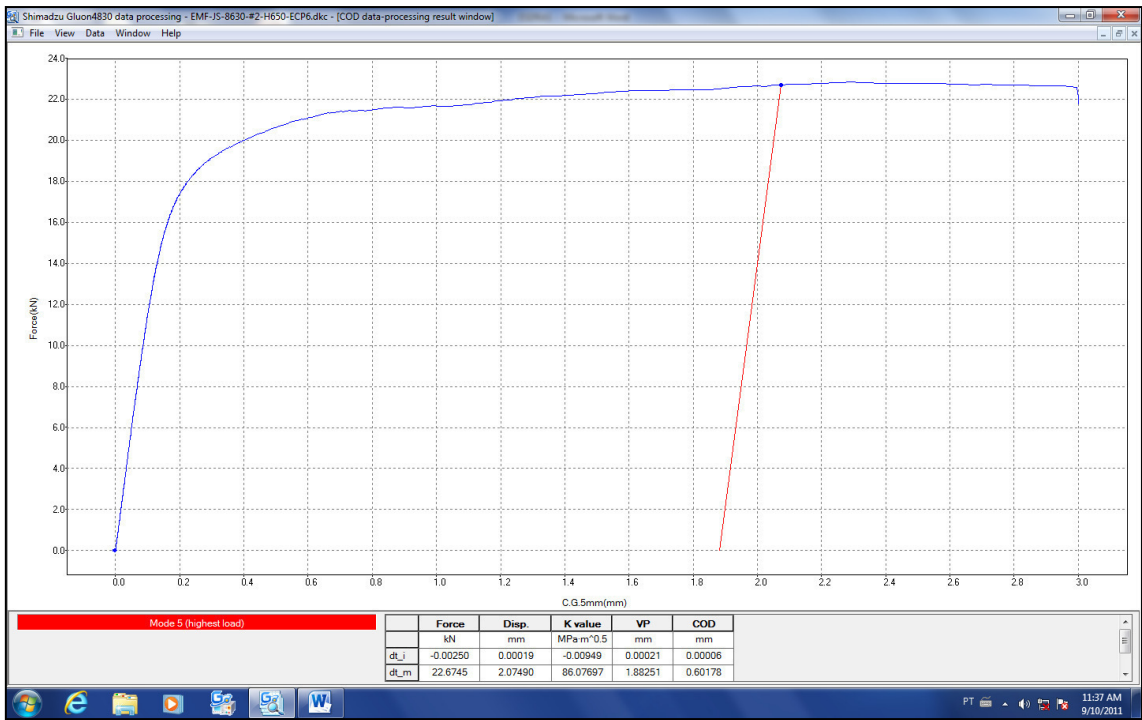
CP04_#2_ - 650mV_{SCE}



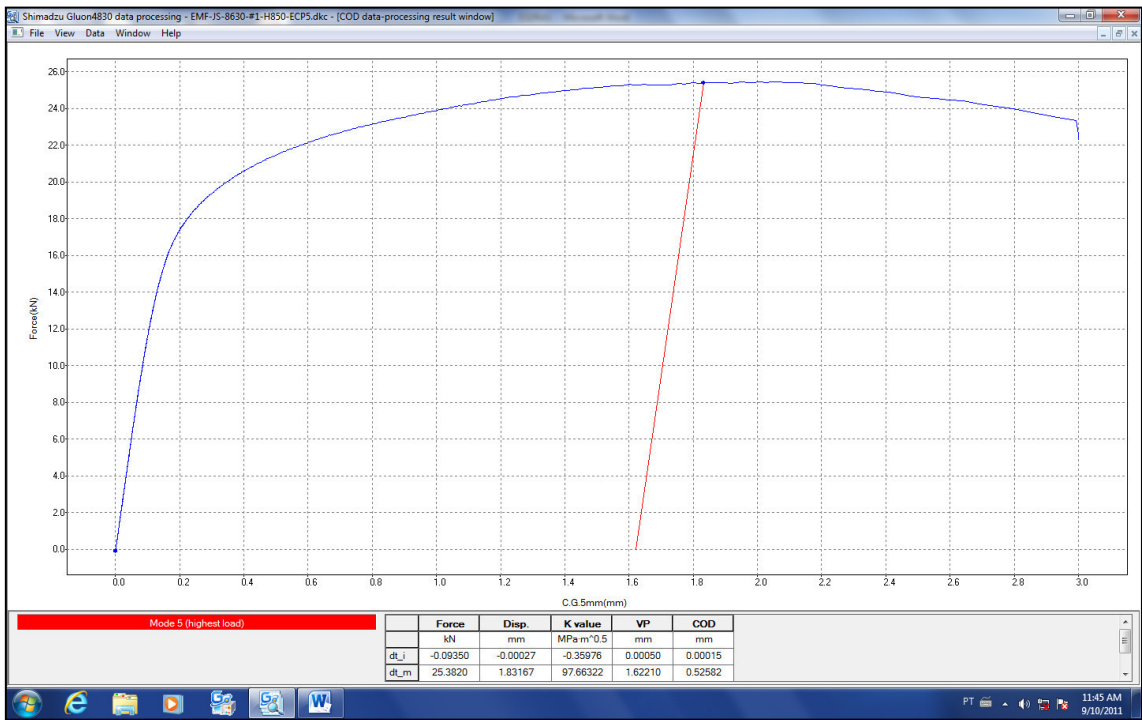
CP05_#2_ - 650mV_{SCE}



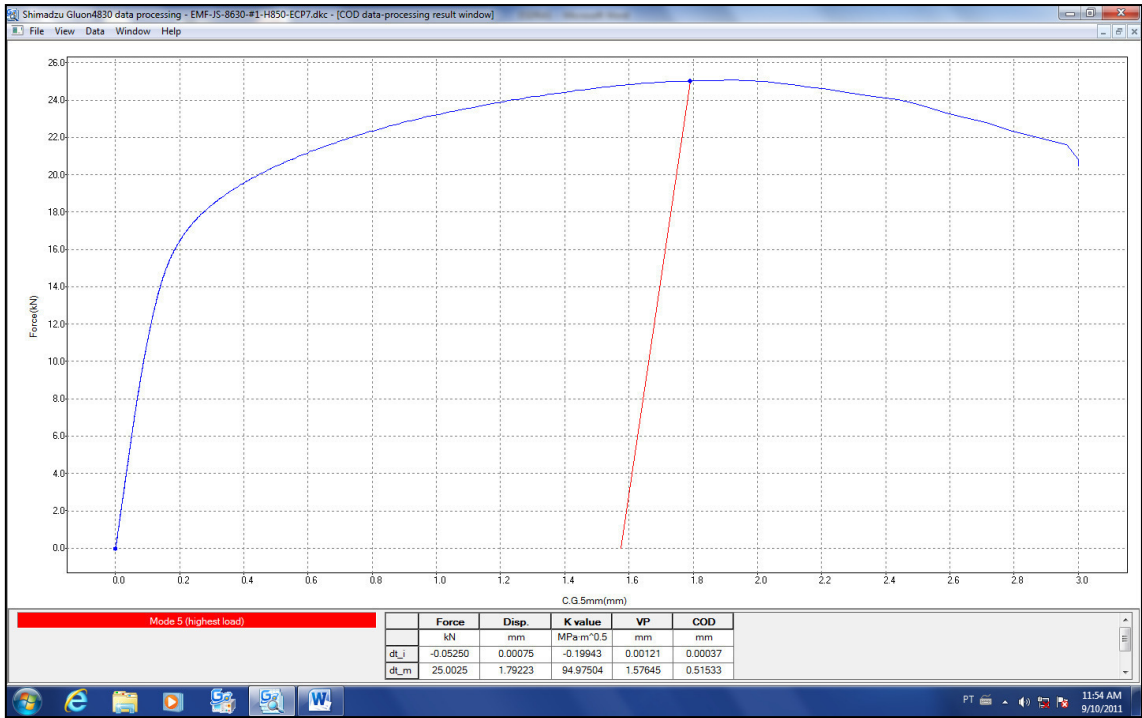
CP06_#2_ - 650mV_{SCE}



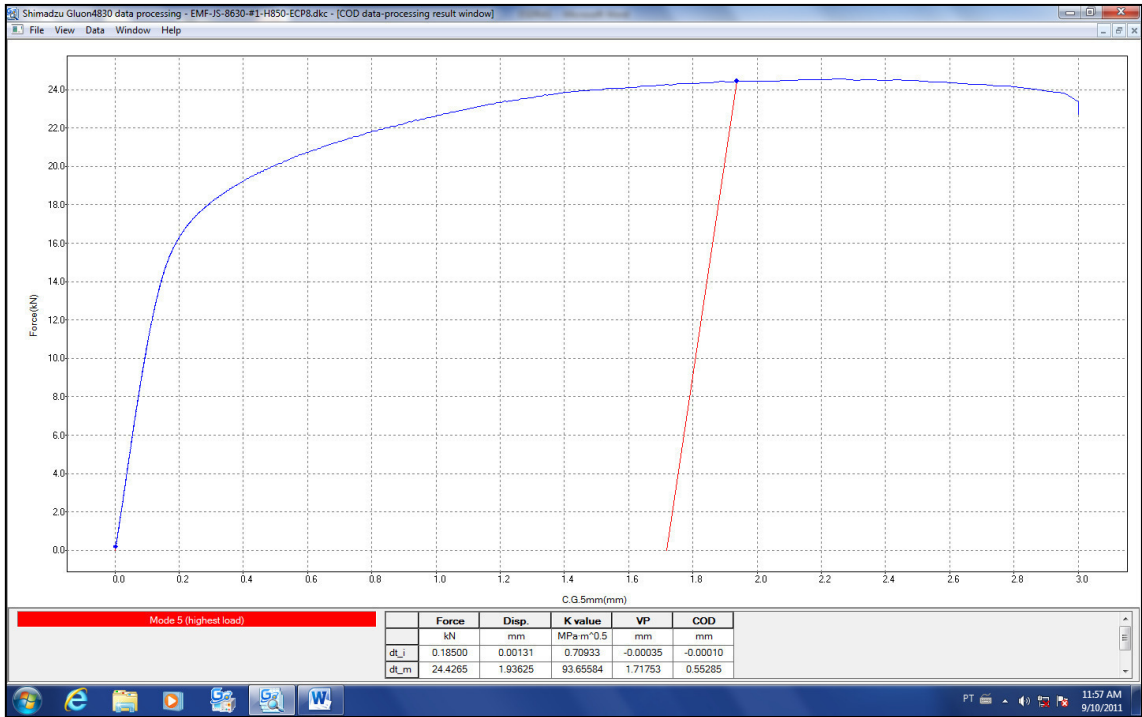
CP05_#1_ -850mV_{SCE}



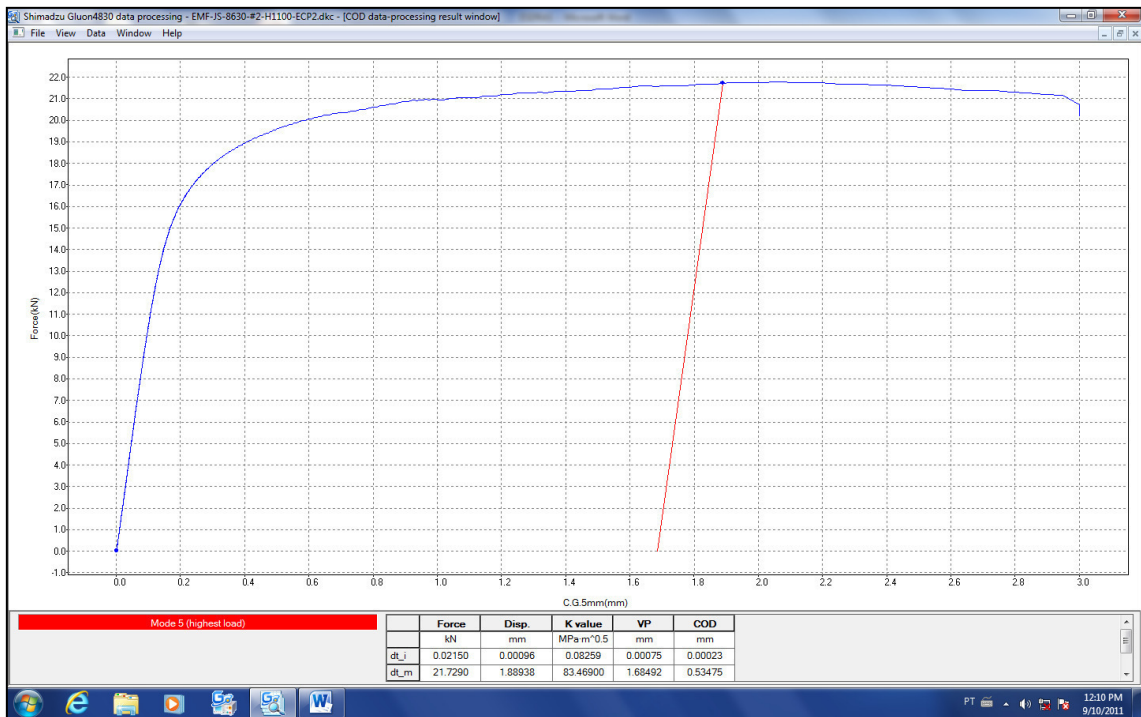
CP07_#1_ - 850mV_{SCE}



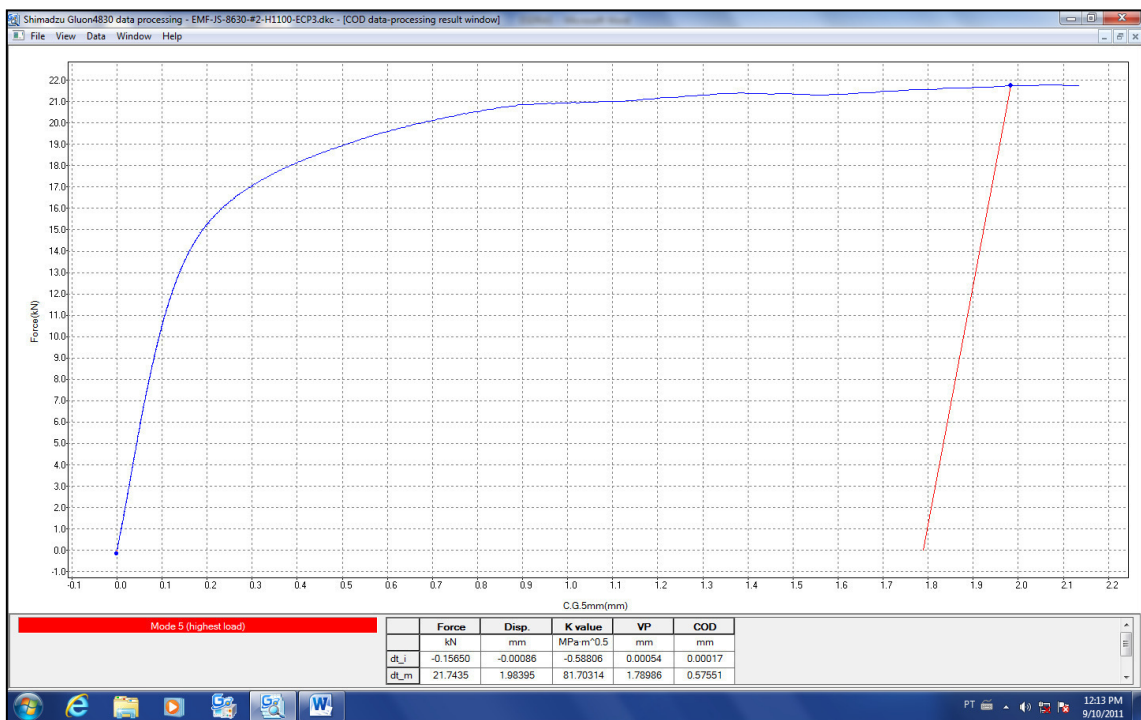
CP08_#1_-850mV_{SCE}



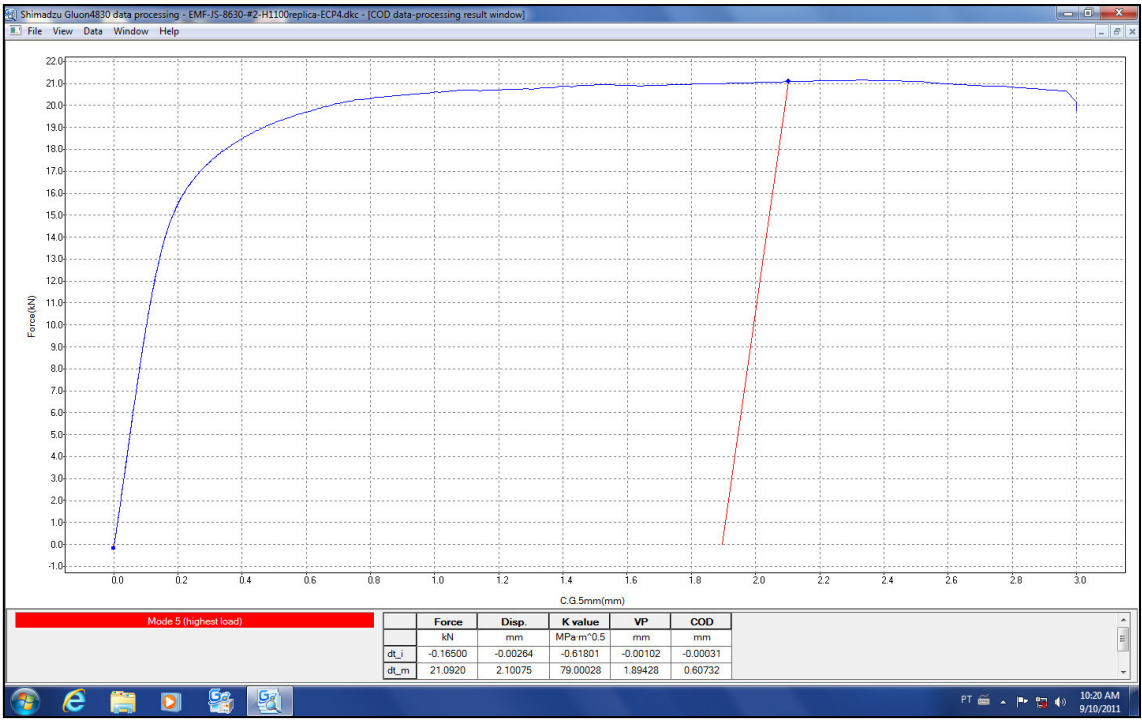
CP02_#2_-1100mV_{SCE}



CP02_#1_-1100mV_{SCE}



CP04_#2_-1100mV_{SCE}



ANEXO B

CARACTERIZAÇÃO DA COMPOSIÇÃO QUÍMICA DO AÇO AISI 8630M

RELATÓRIO DE ANÁLISE Nº 00.018/15-LABEMAT

Tabela 01. Resultados da análise química das amostras 1, 2 e 3.

	Elementos (%)									
	Fe	C	Si	Mn	P	S	Ni	Cr	Mo	Cu
AM - 01	96.76	0.30	0.24	0.80	0.007	0,01	0.78	0.62	0.32	0.077
AM - 02	96.78	0.29	0.24	0.80	0.007	0.0096	0.778	0,62	0.31	0.079
AM - 03	96.75	0.30	0.24	0.81	0.0062	0.0085	0.78	0.62	0,31	0.079

Ativado Windows
 Acesse Configurações para ativa