



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



AVALIAÇÃO DO HIDROGÊNIO NA TENACIDADE QUASE ESTÁTICA DE UMA JUNTA SOLDADA DISSIMILAR CONSTITUIDA DE AÇO AISI 8630M AMANTEIGADO COM ER80S-D2

Por

Fabício José Nóbrega Cavalcante

Tese de doutorado, apresentada na Universidade Federal da Paraíba para
obtenção do grau de Doutor.

FABRICIO JOSÉ NÓBREGA CAVALCANTE

**AVALIAÇÃO DO HIDROGÊNIO NA
TENACIDADE QUASE ESTÁTICA DE UMA
JUNTA SOLDADA DISSIMILAR
CONSTITUIDA DE AÇO AISI 8630M
AMANTEIGADO COM ER80S-D2**

Tese apresentada à banca examinadora do curso de Pós-Graduação em Engenharia Mecânica, da Universidade Federal da Paraíba, em cumprimento às exigências para a outorga do grau de doutor.

Orientador:

Professo Dr. Severino Jackson Guedes de Lima

C376a Cavalcante, Fabrício José Nóbrega.

Avaliação da influência do hidrogênio na tenacidade quase estática de uma junta soldada dissimilar constituída com o aço AISI 8630M amanteigado com ER80S-D2 / Fabrício José Nóbrega Cavalcante.- João Pessoa, 2014.

126f. : il.

Orientador: Severino Jackson Guedes de Lima

Tese (Doutorado) - UFPB/CT

1. Engenharia mecânica. 2. Fragilização por hidrogênio.
3.Mecânica da fratura. 4. CTOD.

UFPB/BC

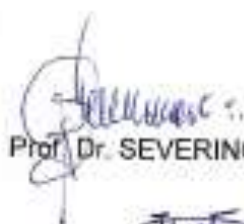
CDU: 621(043)

**INFLUÊNCIA DO HIDROGÊNIO NA TENACIDADE QUASE
ESTÁTICA DE UMA JUNTA SOLDADA DISSIMILAR
CONSTITUÍDA COM O AÇO AISI 8630M AMANTEIGADO
COM ER80S-D2**

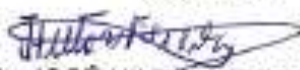
por

FABRICIO JOSÉ NÓBREGA CAVALCANTE

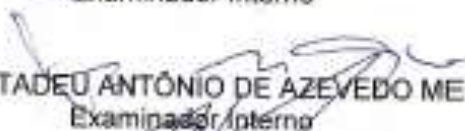
Tese aprovada em 17 de julho de 2014



Prof. Dr. SEVERINO JOACKSON GUEDES DE LIMA
Orientador



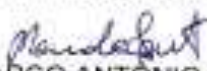
Prof. Dr. JOSÉ HILTON FERREIRA DA SILVA
Examinador Interno



Prof. Dr. TADEU ANTÔNIO DE AZEVEDO MELO
Examinador Interno



Prof. Dr. WANDERSON SANTANA DA SILVA
Examinador Externo



Prof. Dr. MARCO ANTÔNIO DOS SANTOS
Examinador Externo

DEDICATÓRIA

A minha esposa, Klyvia Candido Gondim Cavalcante.

Aos meus filhos, Pedro Augusto Gondim Cavalcante e Camila Gondim Cavalcante.

AGRADECIMENTOS

Agradeço primeiramente a Deus, por iluminar meus caminhos e, sobretudo por me ter dado a força de que precisei para dedicar-me à realização de mais este trabalho.

À minha família, pelo apoio e compreensão nas dificuldades enfrentadas durante a realização deste trabalho, meu reconhecimento.

Ao Professor Dr. Severino Jackson Guedes de Lima pela oportunidade e orientações no desenvolvimento deste trabalho, bem como pela ajuda no que foi necessário.

Ao Programa de Pós Graduação em Engenharia Mecânica da Universidade Federal da Paraíba, pela oportunidade de realizar este curso.

Ao CNPq pela concessão da bolsa de estudos que, foi fundamental, para a realização deste trabalho de doutoramento.

À UFERSA (Universidade Federal Rural do Semi-árido) juntamente a todos os colegas de trabalho do curso de Engenharia Mecânica, pela compreensão e ajuda no que foi possível para a realização do estudo.

A todos os amigos da pós-graduação, em especial ao Prof. José Gonçalves, a quem sou imensamente grato pela oportunidade de ter trabalhado com ele no desenvolvimento do estudo. Aos amigos, Esdras e Saulo pelas longas caminhadas para alcançar esse fim.

Aos meus pais José Pereira Cavalcante e a minha eterna mãe Eliane Nóbrega (in memoriam), por sempre me apoiar em meus estudos.

AVALIAÇÃO DO HIDROGÊNIO NA TENACIDADE QUASE ESTÁTICA DE UMA JUNTA SOLDADA DISSIMILAR CONSTITUÍDA DE AÇO AISI 8630M AMANTEIGADO COM ER80S-D2

RESUMO

O constante crescimento da utilização de aços estruturais vem sendo estudado por pesquisadores e empresas em aplicações subaquáticas com a utilização de uniões soldadas com aços dissimilares. Para a aplicação desse tipo de junta neste tipo de ambiente, utiliza-se de sistemas de proteção catódica, a qual promove a liberação de íons hidrogênio favorecendo o aparecimento de fraturas inesperadas nos materiais. No estudo, foram fabricadas juntas do aço AISI 8630M previamente amanteigado com o eletrodo AWS ER80S-D2 (liga de aço baixo carbono) para a avaliação. Foram realizados ensaios de dureza e microdureza com e sem tratamento térmico para alívio de tensões, ensaio de tração do metal de base e do metal de solda, e a determinação da tenacidade à fratura do metal de base e da junta soldada com e sem a presença de hidrogênio, determinando e comparando a tenacidade à fratura, através do parâmetro CTOD. Os resultados mostraram que o material amanteigado apresentou redução na dureza e microdureza quando foi tratado termicamente, com maior intensidade na região da zona afetada pelo calor além de apresentar uma melhor uniformidade nos resultados. Para a soldagem final, a energia de soldagem, utilizada na união da junta dissimilar, não alterou as propriedades do material amanteigado. Os resultados de CTOD, indicaram uma redução da tenacidade à fratura do metal de base em 25% e da junta soldada em 11%. As análises fractográficas, mostraram que, apesar da influência do hidrogênio, os micromecanismos das fraturas, apresentaram-se de forma geral dúctil.

Palavras chave: Fragilização por Hidrogênio, Mecânica da Fratura, CTOD.

EVALUATION OF THE INFLUENCE OF HYDROGEN IN DISSIMILAR WELDED JOINT TOUGHNESS OF THE FRACTURE MECHANICS IN THE DISSIMILAR WELDED JOINT WITH STEEL AISI 8630M BUTTERED ER80S-D2

ABSTRACT

The steady growth in the use of structural steel has been studied by researchers and companies in underwater applications with the use of solder joints with dissimilar steels. To apply this type of joint in this type of environment, makes use of cathodic protection systems, which promotes the release of hydrogen ions favoring the appearance of unexpected fractures in materials. In the study, were fabricated joints of AISI 8630M previously buttered with the electrode AWS ER80S-D2 (on low carbon steel) for evaluation. Hardness and microhardness tests with and without heat treatment for stress relief, tensile test of the base metal and weld metal, and determining fracture toughness of the base metal and weld were performed with and without the presence hydrogen, determining and comparing the fracture toughness through the CTOD parameter. The results showed that the buttery stuff in decreased hardness and hardness when it was heat-treated, with greater intensity in the heat affected zone region besides having a better uniformity in the results. For the final welding, the welding power is used in the union of dissimilar joint, did not alter the properties of the buttery stuff. CTOD The results indicated a reduction in toughness of the base metal fracture by 25% and 11% in the welded joint. And fractográficas analyzes showed that, despite the influence of hydrogen, the micromechanics of fracture, showed up for ductile general.

Keywords: Hydrogen Embrittlement, Fracture Mechanics, CTOD.

SUMÁRIO

DEDICATÓRIA	iv
AGRADECIMENTOS	v
CAPÍTULO I	1
CONSIDERAÇÕES GERAIS	1
1.1 INTRODUÇÃO	1
CAPÍTULO II	5
FUNDAMENTAÇÃO TEÓRICA.....	5
2.1 O PROCESSO DE SOLDAGEM.....	5
2.1.1 A soldagem MIG/MAG	6
2.1.2 Soldabilidade dos metais	8
2.1.3 Transformações microestruturais no processo de soldagem	10
2.1.5 Tratamentos térmicos em juntas soldadas	14
2.2 ASPECTOS GERAIS DOS AÇOS DE BAIXA LIGA MÉDIO CARBONO	15
2.2.1 Aço AISI 8630M	16
2.3 PROTEÇÃO CATÓDICA.....	18
2.4 FRAGILIZAÇÃO POR HIDROGÊNIO	19
2.5 ELEMENTOS DA MECÂNICA DA FRATURA	22
2.5.3 Parâmetro CTOD – Abertura da ponta da trinca (δ)	26
CAPÍTULO III	33
MATERIAIS E METODOLOGIA.....	33
3.1 METAIS DE BASE	33
3.2 CONSUMÍVEIS DE SOLDAGEM.....	34
3.2 EQUIPAMENTOS	35
3.2 METODOLOGIA.....	35

3.2.1	Preparação das chapas AISI 8630M e ASTM A36	36
3.2.2	Parâmetros do processo de soldagem	40
3.2.3	Preparação dos corpos de prova	46
3.2.3	Hidrogenação dos corpos de prova	48
3.2.4	Ensaio de tração.....	49
3.2.5	Ensaio de tenacidade à fratura – CTOD	50
3.2.6	Ensaio de macrografia da região soldada	55
3.2.7	Ensaio de microscopia ótica.....	56
3.2.8	Ensaio de dureza	56
3.2.9	Ensaio de microdureza	58
3.2.10	Avaliação fractográfica	60
CAPÍTULO 4.....		61
RESULTADOS OBTIDOS.....		61
4.1	ENSAIOS DE MICRODUREZA.....	61
4.1.1	Microdureza sem tratamento térmico (8630M STTAT)	61
4.3.2	Microdureza com tratamento térmico (8630M CTTAT)	63
4.3.3	Microdureza da junta soldada (8630M com ASTM A-36)	65
4.4	ENSAIO DE DUREZA	68
4.5	ENSAIO DE TRAÇÃO.....	72
4.6	ANÁLISE METALOGRÁFICA	75
4.5	ENSAIO DE CTOD.....	78
4.5.1	CTOD do metal de base sem H ⁺	81
4.5.2	CTOD do metal de base com H ⁺	85
4.5.3	CTOD da junta soldada sem H ⁺	90
4.5.4	CTOD da junta soldada com H ⁺	93
4.5.5	– Avaliação geral do CTOD.....	98
CAPÍTULO V		99
CONCLUSÕES.....		99
SUGESTÕES PARA TRABALHOS FUTUROS.....		101
REFERÊNCIAS		102

LISTA DE FIGURAS

Figura 2.1 – Soldagem MIG/ MAG.....	07
Figura 2.2 – Ciclo térmico e transformação de fases esquemática para uma junta soldada monopasse (Adaptação do COLPAERT, 2008).....	11
Figura 2.3 – Regiões da ZAC para soldagem multipasse (TOYODA, 1989).....	13
Figura 2.4 – Configuração de uma tubulação com proteção catódica.....	19
Figura 2.5 – Corpo de prova do tipo SE (B) (ISO 12135, 2002).....	27
Figura 2.6 – Curvas características durante o ensaio CTOD (ISO 12135, 2002).....	28
Figura 2.7 – Definição da componente plástica (V_p).....	29
Figura 2.8 – Abertura do corpo-de-prova no ensaio CTOD.....	29
Figura 2.9 – Medição da pré trinca de fadiga do corpo de prova SE (B), ISO 12135 (2002).....	31
Figura 3.1 – Célula de soldagem MIG/ MAG	35
Figura 3.2 – Fluxo para metodologia proposta.....	36
Figura 3.3 – Corte do tarugo de aço AISI 8630.....	37
Figura 3.4 – Dimensões das chapas antes da soldagem;	37
Figura 3.5 – Configuração dos tratamentos térmicos do aço 8630M.....	39
Figura 3.6 – Figura 3.6 – (a) Dimensões das chapas ASTM A36 (chanfro em “J”); (b) Chapa ASTM A36 usinada	39
Figura 3.7a – Medidas da junta soldada (medidas em mm).....	40
Figura 3.7b – Região da junta soldada	40
Figura 3.8 – Detalhe do processo de amanteigamento do aço AISI 8630M.....	41
Figura 3.9a – Chapa de aço AISI 8630M com abas laterais – antes do amanteigamento.....	42
Figura 3.9b – Chapa de aço AISI 8630M com abas laterais – após o amanteigamento.....	42
Figura 3.10a – Distribuição da tensão durante o amanteigamento.....	43

Figura 3.10b – Distribuição da corrente durante o amanteigamento.....	43
Figura 3.10c – Distribuição da potência durante o amanteigamento.....	43
Figura 3.10d – Distribuição do aporte de calor durante o amanteigamento.....	43
Figura 3.11a – Fixação das chapas antes da soldagem.....	45
Figura 3.11b – Processo de soldagem finalizado.....	45
Figura 3.12 – Detalhe da junta soldada.....	45
Figura 3.13a – Distribuição da tensão durante a soldagem.....	46
Figura 3.13b – Distribuição da corrente durante a soldagem.....	46
Figura 3.13c – Distribuição da potência durante a soldagem.....	46
Figura 3.13d – Distribuição do aporte térmico durante a soldagem.....	46
Figura 3.14 – Localização dos corpos de prova na chapa soldada.....	47
Figuras 3.15 – Corpo-de-prova para ensaio de tração (medidas em mm).....	49
Figura 3.16 – Detalhe do entalhe na ZAC do aço AISI 8630M.....	51
Figura 3.17a – CP SE(B) fraturado.....	52
Figura 3.17b – CP SE(B) separado.....	52
Figura 3.18 – Fluxo do ensaio de CTOD.....	53
Figura 3.19 – Corpo de prova do tipo SE(B) ensaiado, (dimensões em mm).....	53
Figura 3.20a – Início do ensaio CTOD.....	54
Figura 3.20b – Final do ensaio CTOD.....	54
Figura 3.21a – Regiões do corpo de prova SE(B) fraturado.....	55
Figura 3.21b – Medição da trinca de fadiga do corpo de prova SE(B) separado.....	55
Figura 3.22 – Aço 8630M amanteigado com ER80S-D2 – Plano longitudinal do ensaio de dureza, medidas em mm (adaptado da API-6A, 2010).....	57
Figura 3.23 – Aço 8630M amanteigado com ER80S-D2 – Plano transversal do ensaio de dureza, medidas em mm (adaptado da NACE MR 0175, 2005).....	57
Figura 3.24 – Localização das medições de dureza da junta soldada.....	58
Figura 3.25 – Representação do perfil do ensaio de microdureza do aço AISI 8630M amanteigado com ER80S-D2.....	59
Figura 3.26 – Localização das medições de microdureza (DNV-OS-F101, 2008)....	59
Figura 4.1 – Perfil de microdureza no aço 8630M amanteigado – STTAT.....	62

Figura 4.2 – Regiões de microdureza STTAT.....	63
Figura 4.3 – Perfil de microdureza no aço 8630M amanteigado – CTTAT.....	64
Figura 4.4 – Regiões de microdureza CTTAT.....	65
Figura 4.5 – Perfil de microdureza da junta soldada.....	66
Figura 4.6– Perfil de microdureza ao longo do material.....	67
Figura 4.7 – Dureza HRC das condições estudadas na ZAC do aço AISI 8630M....	71
Figura 4.8 - Curva tensão-deformação do metal de base 8630M.....	72
Figura 4.9 - Curva tensão-deformação do metal de solda – ER80S-D2.....	74
Figura 4.10 – Linha de fusão entre 8630M e ER80S D2 – STTAT.....	76
Figura 4.11 – Linha de fusão entre 8630M e ER80S D2 – CTTAT.....	76
Figura 4.12 – ZAC MB AISI 8630M – STTAT.....	77
Figura 4.13 – ZAC MB AISI 8630M – CTTAT.....	78
Figura 4.14a – Linha de fusão (LF).....	80
Figura 4.14b – ZAC do MB (8630M).....	80
Figura 4.14c – Início da trinca na ZAC.....	80
Figura 4.14d – Propagação da trinca na ZAC.....	80
Figura 4.14e – Trinca na ZAC no início.....	80
Figura 4.14f – Trinca na ZAC propagando.....	80
Figura 4.15 – Curva do CBS1 sem H^+ (Força vs. V).....	82
Figura 4.16 – Curva Geral do MB sem H^+ (Força vs. V).....	83
Figura 4.17 – (a)~(c): Imagens do Metal de Base (CBS1) após ensaio CTOD.....	85
Figura 4.18 – Curva do CBH1 com H^+ (Força vs. V).....	86
Figura 4.19 – Curva Geral do MB com H^+ (Força vs. V).....	87
Figura 4.20 – (a) ~ (c): Imagens do Metal de Base (CBH1) após ensaio CTOD.....	88
Figura 4.21 – Gráfico geral do CTOD para o metal de base.....	90
Figura 4.22 – Curva da CZS3 sem H^+ (Força vs. V).....	91
Figura 4.23 – Curva Geral da CZS sem H^+ (Força vs. V).....	92
Figura 4.24 – (a) ~ (c): Imagens da ZAC do aço 8630 com aço carbono após ensaio CTOD.....	93

Figura 4.25 – Curva da CZH3 com H^+ (Força vs. V).....	95
Figura 4.26 – Curva Geral da ZACH com H^+ (Força vs. V).....	96
Figura 4.27 – (a)~(c): Imagens da ZAC do aço AISI 8630M com aço carbono após ensaio CTOD.....	97
Figura 4.28 – Gráfico do CTOD para a ZAC.....	98
Figura 4.29 – Gráfico Geral do CTOD.....	99

LISTA DE TABELA

Tabela 2.1 – Composição química dos aços AISI 8630 – % massa (CANTARIN, 2011).....	17
Tabela 3.1 – Composição química do aço AISI 8630 (% massa).....	33
Tabela 3.2 – Composição química do aço ASTM A36.....	34
Tabela 3.3 – Composição química do metal de revestimento – ER80S-D2 (% massa).....	34
Tabela 3.4 – Composição química do eletrodo Inconel 625 (AWS ERNiCrMo-3) (% massa).....	34
Tabela 3.5 – Tratamento térmico realizado no metal de base AISI 8630M.....	38
Tabela 3.6 – Quantidade de corpos de prova da extraídos do material.....	47
Tabela 3.7 – Pano de ensaios de dureza.....	56
Tabela 4.1 – Médias das microdurezas do aço 8630M amanteigado – STTAT.....	62
Tabela 4.2 – Médias das microdurezas do aço 8630M amanteigado – CTTAT.....	65
Tabela 4.3 – Médias das microdurezas da junta soldada.....	66
Tabela 4.4 – Média das microdurezas no material.....	68
Tabela 4.5 – Dureza média transversal do aço 8630 amanteigado (API 6A).....	69
Tabela 4.6 – Dureza média longitudinal do aço 8630 amanteigado (NACE MR0175).....	69
Tabela 4.7 – Resultados dos ensaios de dureza da junta soldada (NACE MR0175)...	70
Tabela 4.8- Resultado do ensaio de tração para o metal de base AISI 8630M.....	72
Tabela 4.9 – Resultado do ensaio de tração para o metal de solda (ER80S-D).....	73
Tabela 4.10 – Resultados da pré-trinca de fadiga do CBS.....	81
Tabela 4.11 – Resultados do ensaio de CTOD para o metal de base sem hidrogênio..	82

Tabela 4.12 – Resultados da pré-trinca de fadiga do CBH.....	85
Tabela 4.13 – Resultados do ensaio de CTOD para o metal de base com hidrogênio..	86
Tabela 4.14 – Resultados da pré-trinca de fadiga do ZAC sem hidrogênio.....	90
Tabela 4.15 – Resultados do ensaio de CTOD para a ZAC sem hidrogênio.....	91
Tabela 4.16 – Resultados da pré-trinca de fadiga do ZAC com hidrogênio.....	94
Tabela 4.17 – Resultados do ensaio de CTOD para a ZAC com hidrogênio.....	95

LISTA DE SÍMBOLOS E ABREVIACÕES

a	Comprimento da trinca
a_0	Comprimento da trinca inicial
a_c	Comprimento da trinca crítica
AISI	American Iron and Steel Institute
ANP	Agência Nacional do Petróleo
API	American Petroleum Institute
ASM	American Society Materials
ASTM	American Society for Testing and Materials
AWS	American Welding Society
B	Espessura do corpo de prova
CE	Carbono Equivalente
COD	Crank Open Displacemente (abertura da ponta da trinca)
CTOD	Crack tip opening displacement
CTTAT	Sem Tratamento Térmico de alívio de Tensões
CTTAT	Com tratamento térmico de alívio de tensões
E	Módulo de elasticidade
F	Força aplicada
$f(a/W)$	Fator dependente da geometria do corpo de prova
IIW	Internation Institute of Welding
K	Fator de intensidade de tensão
K_{IC}	Fator de intensidade de tensão crítico
MAG	Metal Ativo Gás
MB	Metal de Base
MFEL	Mecânica da fratura elástica linear

MFEP	Mecânica da fratura elasto-plástica
MIG	Metal Inerte Gás
MS	Metal de Solda
NOD	Notch Opening Displacement
r	Fator rotacional plástico
r_p	Fator rotacional plástico
r_p	Fator rotacional plástico
S	Distância entre os roletes de apoio do corpo de prova
SEN(B)	Corpo de prova de dobramento
STTAT	Com Tratamento Térmico de alívio de Tensões
STTAT	Sem tratamento térmico de alívio de tensões
V	Abertura da trinca
V_p	Componente plástico de abertura da trinca
W	Largura do corpo de prova
z	Suporte de fixação do extensômetro
ZAC	Zona Afetada pelo Calor
α	Parâmetro ou função adimensional
δ	CTOD ou deslocamento da abertura da ponta da trinca
δ_c	Valor de δ para qual ocorre à fratura em crescimento estável da trinca ($<0,2\text{mm}$)
δ_{el}	Valor de δ para a componente elástica
δ_m	Valor de δ para qual se atinge força máxima antes da fratura
δ_{pl}	Valor de δ para a componente plástica
δ_u	Valor de δ para qual ocorre à fratura em crescimento estável da trinca ($>0,2\text{mm}$)
ν	Coeficiente de Poisson
σ	Tensão total normal
σ_{ys}	Limite de escoamento

CAPÍTULO I

CONSIDERAÇÕES GERAIS

1.1 INTRODUÇÃO

O constante crescimento da produção de petróleo e a maior utilização do gás natural na matriz energética nacional, grande interesse tem despertado nas empresas e em pesquisadores na área da engenharia, com estudos direcionados ao setor, em razão das diversas dificuldades para a exploração, a extração e o transporte dessa matéria prima. Uma das maiores preocupações no seguimento está relacionada às estruturas mecânicas envolvidas na atividade, na ocasião, aplicam-se constantemente novos materiais, processos de fabricação mais complexos e novos conceitos de projeto, sempre buscando o atendimento da produção com estruturas mais confiáveis.

Nesse contexto, a crescente demanda por aços estruturais, tem despertado interesse de engenheiros e especialistas em várias pesquisas, com ênfase no comportamento mecânico dos materiais, com destaque para as análises da tenacidade à fratura dos materiais soldados.

O estudo da mecânica da fratura vem se destacando pela contribuição do entendimento da tenacidade à fratura dos materiais, possibilitando um projeto de peças e componentes mais confiáveis para determinadas aplicações. Considerando que a presença de trinca no material é inevitável ou de difícil exclusão, o estudo do comportamento da fratura torna-se um parâmetro importante na seleção e aplicação dos materiais.

A tenacidade à fratura de um material deve ser analisada quando existe a possibilidade do surgimento e propagação de trincas com possível ruptura do material

durante as solicitações aplicadas. Relacionando o estudo de fraturas com os processos de fabricação na mecânica, para as estruturas soldadas é importante a consideração da tenacidade à fratura da junção, com destaque para a Zona Afetada pelo Calor resultante do processo. Neste sentido, muitas estruturas soldadas são utilizadas em ambientes subaquáticos, como as tubulações ou componentes utilizados para as diversas aplicações da indústria do petróleo.

Os avanços na expansão da exploração de petróleo e seus derivados requerem níveis de segurança e confiabilidade operacional cada vez mais elevadas, na busca de aumento da eficiência operacional, otimizando a vida útil dos componentes, reduzindo os custos, e contribuindo com a redução ou eliminação dos acidentes causadores de danos reguladores de fluxos, flanges, dentre outros, e para a fabricação de tais componentes, geralmente utilizam-se aços de alta resistência que são unidos a estruturas de materiais menos resistentes, como as tubulações.

A aplicação em ambientes subaquáticos de juntas dissimilares com aços de alta resistência exige procedimentos e processos de soldagem que proporcione uma boa relação entre a resistência mecânica e a tenacidade, principalmente, quando existe a possibilidade de fragilização por hidrogênio dessas juntas.

Considerando a aplicação de aços de baixa liga, tem-se o aço AISI 8630M, como um material utilizado na fabricação de componentes estruturais dessas juntas. O aço AISI 8630M é um aço de médio carbono e baixa liga, e geralmente, é utilizado na condição temperado e revenido, em atendimento aos requisitos para aplicações subaquáticas e com possibilidade de fragilização por hidrogênio, conforme a norma NACE MR0175.

Para aplicações do aço AISI 8630M em juntas dissimilares, recomenda-se que o material seja revestido com um metal de solda, caracterizando um amanteigamento, e posteriormente submetido a um tratamento térmico para alívio de tensões (TTAT) e controle da microestrutura da zona afetada pelo calor (ZAC). Em seguida, a junta é preenchida com um metal de adição, sem a necessidade de tratamento térmico posterior, principalmente quando na utilização desse material, existem dificuldades de tratamentos posteriores à união realizada, como nos ambientes subaquáticos ou de difícil acesso.

Existem muitas aplicações desse tipo de junta utilizando liga de níquel, tanto para o amanteigamento do aço de baixa liga como para o preenchimento da junta. Essa

configuração, apesar de ter demonstrado uma boa opção, foram observados falhas na junção, como em 2007 no Golfo do México, onde foi observado trincas nas interfaces de amanteigamento de juntas de conexão entre válvulas e tubulações, sendo caracterizadas como juntas fragilizadas por hidrogênios originados da proteção catódica.

A região amanteigada é frequentemente considerada a região mais crítica dessas juntas e mais susceptível a falhas, apresentando dificuldades em manter baixos níveis de gradientes químicos, associados ao surgimento de zonas de alta diluição nos materiais envolvidos, o que favorece a formação de regiões de elevada dureza.

Com a aplicação de juntas dissimilares em ambientes protegidos catodicamente, os íons de H^+ difundem no metal e são aprisionados em regiões de menor difusividade e boa solubilidade, como a zona afetada pelo calor gerada pelo amanteigamento, podendo resultar em fratura do material.

Em função do que foi exposto, e da necessidade de se avaliar outras opções de juntas dissimilares, este trabalho vem contribuir com o estudo de mecânica da fratura para uma junta soldada utilizando um material alternativo para o amanteigado do aço AISI 8630M, denominado de AWS ER80S-D2, e posteriormente, a junta é preenchida com liga de níquel (eletrodo AWS ERNiCrMo-3) em avaliação da influência do hidrogênio na tenacidade à fratura.

1.2 OBJETIVOS DO ESTUDO

De uma forma geral, este estudo possui o objetivo de avaliar a tenacidade à fratura de uma junta soldada dissimilar contendo o aço AISI 8630 amanteigado com ER80S-D2, sendo considerada a avaliação em duas condições, com a presença de hidrogênio, realizando a dopagem através de proteção catódica.

Os objetivos específicos do trabalho são:

Avaliar a influência do tratamento térmico de alívio de tensões no aço AISI 8630M amanteigado com relação: a dureza, a microdureza e microestrutura, com determinação da região de maior possibilidade de fratura frágil, em função dos parâmetros avaliados.

Verificar a influência do aporte térmico gerado pela soldagem dissimilar, proporciona alterações na zona afetada pelo calor gerada pelo amanteigamento do metal de base, aço AISI 8630M.

Determinar o valor do CTOD do metal de base, AISI 8630M, e da junta soldada, para as condições: com e sem a dopagem de hidrogênio, avaliando a influência do hidrogênio na tenacidade à fratura, e verificando o micromecanismo de fratura ocorrida, em cada situação proposta.

CAPÍTULO II

FUNDAMENTAÇÃO TEÓRICA

2.1 O PROCESSO DE SOLDAGEM

A soldagem é um processo de fabricação baseado em forças microscópicas e pode ser descrito como a união entre dois materiais, usando uma fonte de calor, com ou sem aplicação de pressão, visando obter uma união de duas ou mais peças, assegurando, principalmente, a continuidade das propriedades mecânica ao longo da junção. A soldagem é considerada um dos principais processos usado na união permanente de peças metálicas com diversas aplicações, sendo versátil, em termos dos tipos de ligas metálicas e na utilização das várias espessuras de materiais que podem ser unidas.

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

Aplicações com diversos parâmetros e diversas condições de processo, são observadas na soldagem. A união entre dois materiais diferentes, classificada como soldagem dissimilar, sendo um tipo de soldagem amplamente utilizado em juntas de aço carbono, aços inoxidáveis e ligas de níquel nas indústrias exploradoras de petróleo, por exemplo. A aplicação desse tipo de junta justifica-se da seguinte forma:

- Substituição de materiais ao longo do uso por materiais mais nobre ou mais atual;
- Uso de materiais diferentes por mudança de temperatura ao longo de estruturas;
- Acoplamentos de válvulas ou componentes nas tubulações.

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

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

2.1.1 A soldagem MIG/MAG

O processo de soldagem MIG/ MAG (Metal Inerte Gás/ Metal Ativo Gás), utiliza-se de um arco elétrico como fonte de calor para a fusão dos materiais metálicos, juntamente com uma proteção gasosa, que pode ser inerte (MIG) ou ativa (MAG). Esse tipo de soldagem é realizado através do aquecimento dos materiais pela geração de calor resultante do arco elétrico, estabelecido por um eletrodo metálico consumível.

Neste processo, a atmosfera que envolve a região da solda é protegida contra contaminação externa por um gás ou mistura destes, resultando na proteção da poça de fusão. A Figura 2.1, mostra a configuração da tocha de soldagem MIG/ MAG (WELDING HANDBOOK, 1997).

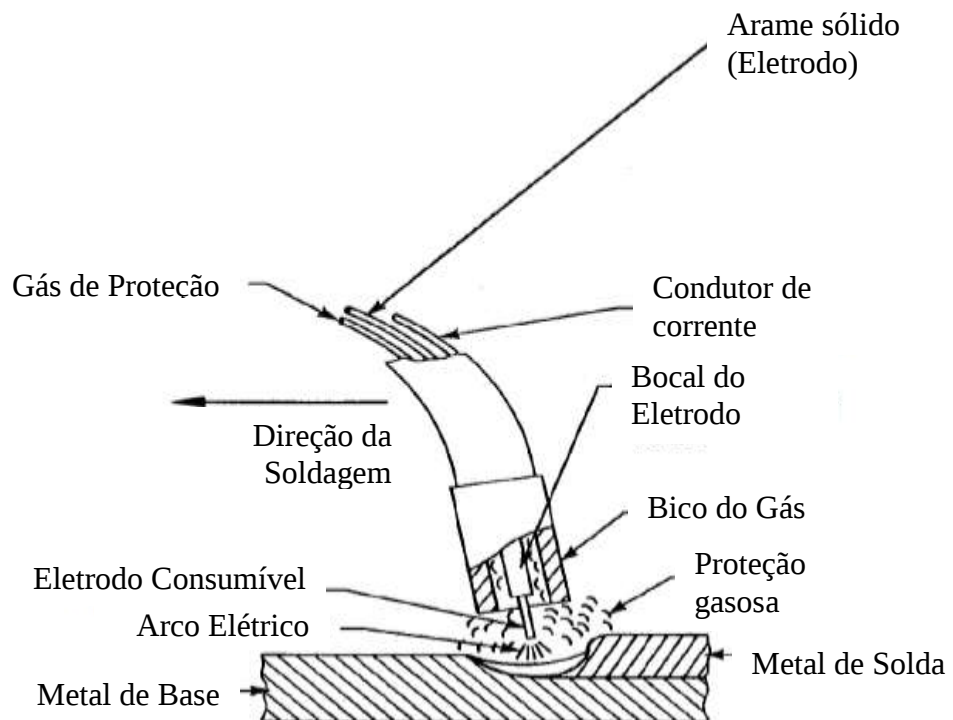


Figura 2.1 – Soldagem MIG/ MAG

O processo MIG/MAG, normalmente, é semiautomático, podendo ser mecanizado ou completamente automatizado, neste, utiliza-se arame contínuo como eletrodo (metal de adição), podendo-se utilizar elevada densidade de corrente no processo, proporcionando elevada taxa de deposição e consequentemente uma boa produtividade nas aplicações industriais, o que torna um processo bastante atrativo no meio industrial.

A seguir, apresentam-se algumas vantagens da utilização do processo de soldagem MIG/MAG (WELDING HANDBOOK, 1997).

1. É um processo com eletrodo consumível que pode ser usado em grande parte dos metais e ligas comerciais;
2. A soldagem pode ser realizada em praticamente todas as posições;
3. A taxa de deposição é significativamente superior à obtida em outros processos de soldagem bem como a velocidade de soldagem;
4. O processo apresenta uma boa taxa de deposição de metal de adição;

5. A alimentação do eletrodo é contínua, podendo-se obter junções longas sem paradas;
6. A limpeza após a soldagem é mínima, devido à ausência de escória densa.

Com relação às limitações do processo MIG/MAG, MARQUES et al (2009) afirma que a variações dos parâmetros elétricos estabelecidos pode ocorrer, sendo um fator que influencia diretamente na qualidade do cordão de solda depositado. Outra variável importante é o modo e controle de transferência do metal fundido na ponta do eletrodo para a poça de fusão, por poder influenciar a estabilidade do arco, o fluxo de gases e o nível de respingos. Logo os parâmetros e controle devem ser rigorosamente estabelecidos e controlados para um bom resultado da junção.

2.1.2 Soldabilidade dos metais

A soldabilidade de um metal pode ser entendida como uma propriedade do material, relacionada à facilidade ou dificuldade de ser soldado, sem que venha a apresentar defeitos do processo e, conseqüentemente, se tenha um melhor desempenho da junta em serviço.

YURIOKA (2001) afirma que, a soldabilidade de um metal tem relação direta com o endurecimento da Zona Afetada pelo Calor (ZAC). HIPPERT (2004) também relata em seu estudo, a existência de uma relação direta entre a temperabilidade do aço com a soldabilidade, podendo-se deduzir que, quanto maior a temperabilidade de um material, pior será o resultado da soldagem, ou seja, o material não terá boa soldabilidade.

Estudos na literatura (WELDING HANDBOOK, 1997) mostram que quanto maior for o percentual de carbono numa liga metálica pior será sua soldabilidade, existindo uma relação direta do carbono com a propriedade citada, justificada pela formação de microestrutura frágil, como a martensita, em regiões com características extremamente resistente e frágil.

Uma das alternativas para se avaliar a soldabilidade de um material é através do teor de carbono ou do valor de carbono equivalente do material. A norma API 5L (2004) e o Instituto Internacional de Soldagem – IIW (*International Institute of Welding*) definem

uma equação para o cálculo e os critérios a serem avaliados para o valor do carbono equivalente e determina um percentual que reflete na soldabilidade do material, podendo, por exemplo, necessitar de um tratamento térmico após o processo de soldagem, com o objetivo de se evitar ou minimizar problemas na junção entre os materiais.

O conhecimento do valor do carbono equivalente pode ajudar na avaliação da influência dos elementos químicos para o favorecimento das trincas a frio, por exemplo, como as trincas induzidas pelo hidrogênio. Assim, microestruturas de elevada dureza, como a martensita, apresentam, geralmente, sensibilidade à fissuração pelo hidrogênio.

A determinação do carbono equivalente (CE) relaciona a soma ponderal dos elementos que apresentam influência direta na temperabilidade do material, informando a sensibilidade do metal de base à fissuração pelo hidrogênio. Para o cálculo utiliza-se a Equação 2.1, conforme determinada pelo Instituto Internacional de Soldagem (*IIW – International Institute of Welding*).

$$CE = \%C + \frac{\%Mn}{6} + \frac{(\%Cu + \%Ni)}{15} + \frac{(\%Cr + \%Mo + \%V)}{5} \quad (2.1)$$

De uma forma geral, um critério adotado como avaliação dessa sensibilidade, considera que se o $CE < 0,4$, o material é pouco sensível à fissuração, e se a condição obedecer à relação $CE > 0,6$, o aço é sensível à fragilização, sendo necessárias algumas técnicas complementares para minimizar os efeitos da temperabilidade, como: o pré aquecimento do material antes do processo de soldagem ou após, realizando-se um tratamento térmico de alívio de tensões.

Quanto maior o valor do carbono equivalente, maior será a temperabilidade do material, e conseqüentemente, maior a probabilidade de se obter regiões fragilizadas no material como também menor sua soldabilidade, o que contribui para o surgimento de fraturas na região soldada. YURIOKA (2001) afirma que, os efeitos da temperabilidade resultantes do carbono nos aços estão relacionados aos elementos químicos presentes nos materiais influenciando à soldabilidade e CORONADO et al (2010) observou que quanto maior é o valor do CE, menor a tenacidade à fratura do material.

Com a determinação do CE, é possível observar se o aço a ser soldado apresentará boa soldabilidade ou não, dependendo do resultado, podem-se alterar os elementos de liga ou realizar um tratamento térmico para alívio de tensões, buscando uma melhor condição de utilização do material soldado e evitando problemas como fraturas inesperadas do material soldado.

2.1.3 Transformações microestruturais no processo de soldagem

Durante o processo de soldagem, existe uma variação da temperatura em diferentes regiões do material, sendo caracterizada pela curva de *ciclo térmico de soldagem* que, de acordo com as temperaturas envolvidas, relaciona as transformações de fases com as propriedades do material.

Para a região do metal de base, adjacente ao cordão de solda, geralmente, observa-se a transformação austenítica total ou parcial, resultando em microestruturas como ferrita, cementita, perlita, bainita e martensita, ou uma combinação dessas microestruturas.

A importância de avaliar o microconstituente resultante, esta na relação direta com as propriedades do material, além da ligação com problemas futuros na união soldada, com o surgimento de zonas frágeis com influência na tenacidade e o controle da microestrutura resultante do processo de soldagem é importante para evitar a fragilização ou fissuração a frio.

A importância do estudo dos fatores que influenciam as propriedades do material tem relação direta com as transformações ocorridas durante o processo de soldagem, como a tenacidade que, é afetada principalmente na região que compreende a ZAC (Zona Afetada pelo Calor), cuja região pode apresentar microconstituente, como a martensita, propício a fragilização, o que pode resultar em trincas no material.

De uma forma mais detalhada, na Figura 2.2 adaptada de COLPAERT (2008), mostra as transformações de fases ocorridas nas microestruturas do material que pode influenciar as propriedades mecânicas, como a resistência mecânica e a tenacidade de acordo com cada transformação encontrada ao longo da junta.

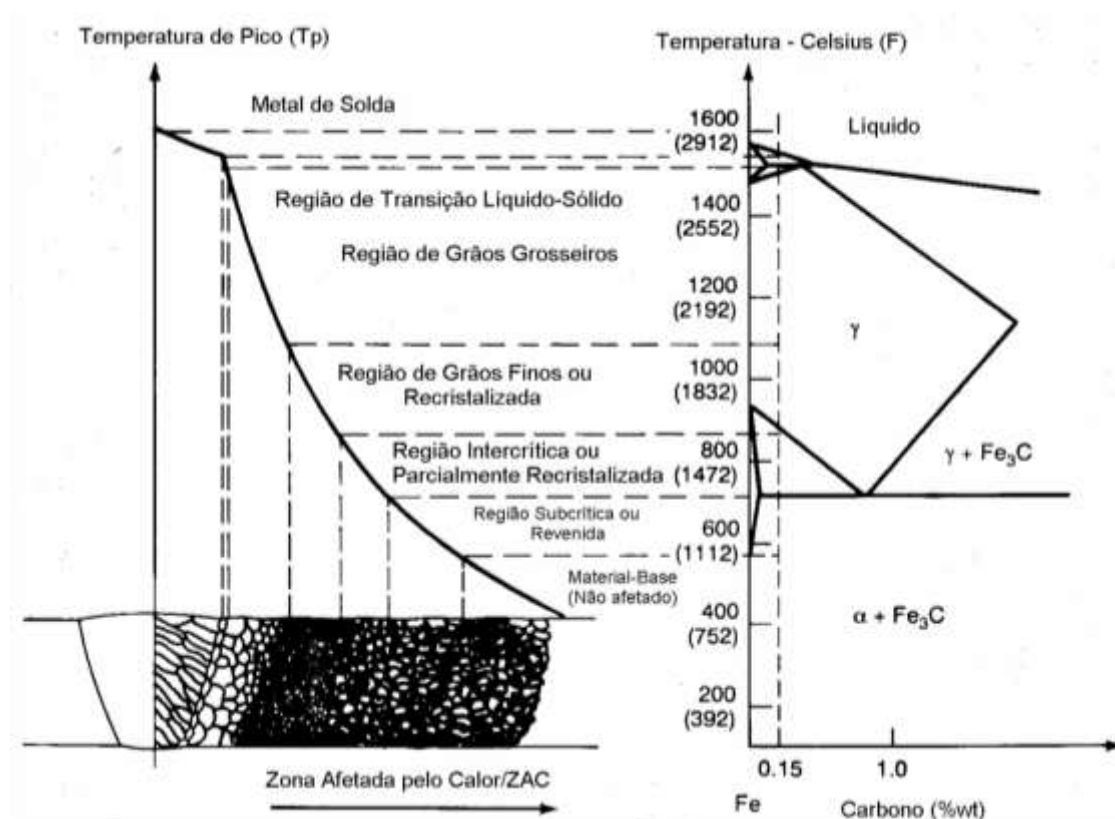


Figura 2.2 – Ciclo térmico e transformação de fases esquemática para uma junta soldada monopasse (Adaptado do COLPAERT, 2008).

Em geral, a zona afetada pelo calor apresenta alteração nas propriedades, como um menor valor da tenacidade na região de grãos grosseiros, que possibilita uma facilidade de propagação da trinca.

Através de uma avaliação da zona afetada pelo calor, conforme verificado na Figura 2.2, pode-se descrever basicamente quatro regiões de maior importância nas transformações ocorridas no processo.

Região de grãos grosseiros – Esta região, esta localizada próxima à interface com o metal de solda, ocorrendo o crescimento de grão a uma faixa de temperatura compreendida entre 1100 a 1500°C. Nesta região atingem-se as temperaturas mais elevadas no campo austenítico, o que pode resultar em microconstituente como a martensita (DIETER, 1988). No que diz respeito à tenacidade de uma junta soldada, esta região deve ser avaliada com detalhes no estudo da mecânica da fratura.

Região de grãos finos ou recristalizada – Região onde o material é aquecido, geralmente entre 900°C e 1100°C, com transformações da austenita, neste caso, o tempo é pequeno, entretanto, o que ocorre é uma rápida recristalização de grãos austeníticos seguido de um resfriamento, relativamente, rápido, provocando o refino da microestrutura. É ressaltado que como o crescimento do tamanho de grão não ocorre, a granulação mais fina da região lhe torna menos temperável que a região de grãos grosseiros, no entanto, não impede que se obtenha transformações martensíticas ou bainíticas. Assim, a perda de tenacidade nessa região, teoricamente, não é preocupante, apresentando boa resistência mecânica e boa ductilidade.

Região intercrítica ou parcialmente recristalizada – Ocorre na faixa de temperatura entre 750°C e 900°C, ocorrendo à transformação, predominantemente, da austenita em perlita, e dependendo da velocidade de resfriamento, essa austenita pode decompor-se em bainita ou ilhas de martensita-austenita. A microestrutura apresenta um grão com refino parcial, resultado da austenitização incompleta.

Região subcrítica – Nessa região, o material é aquecido abaixo da temperatura de austenitização, não sendo observadas as transformações da austenita, no entanto, pequenas alterações microestruturais podem ser verificadas, resumindo-se em uma pequena degeneração da perlita, podendo reduzir a resistência mecânica da região em relação ao metal de base.

Essas regiões observadas são avaliadas de forma mais definida, para uma soldagem monopasse, ou seja, quando o processo é realizado com apenas um cordão de solda. Quando o processo necessita de mais de um cordão, como o presente estudo, tem-se uma soldagem definida como multipasses, para tal, as regiões observadas, sofrem rea aquecimento e modificadas, tornando o processo de transformação de fases, mais complexo.

2.1.4 Soldagem multipasse

O processo de soldagem, quando realizado com soldagem multipasse, proporciona alterações significativas na microestrutura do material, obtendo-se regiões rea aquecidas e

podendo alterar as propriedades mecânicas em áreas localizadas entre os multipasses do processo.

No processo de soldagem multipasse, as regiões de grãos grosseiros localizadas na ZAC, boa parte do material depositado sofrem alterações devido ao reaquecimento proporcionado pelos cordões subsequentes, mesmo assim, regiões de alto carbono com o microconstituente martensita pode estar presente.

Uma das formas de minimizar ou evitar tais efeitos é através do controle da temperatura entre os passes de soldagem ou utilizando-se de tratamentos térmicos adequados. Alguns trabalhos afirmam que o gradiente de temperatura num processo de soldagem apresenta maior influência na tenacidade da junta na região próxima a linha de fusão, independentemente de o processo utilizar soldagem monopasse ou multipasse (TOYODA, 1989), o que torna uma região que deve ser observada.

Para uma soldagem em dois ou mais passes, ocorre uma interação entre os cordões de solda e as regiões se alteram em decorrência da temperatura de sobreposição dos cordões de solda. Mostram-se na Figura 2.3 as regiões alteradas pelo reaquecimento do segundo cordão em relação ao primeiro, verifica-se também, regiões eliminadas pela fusão do segundo cordão, e por fim, as regiões inalteradas, ou seja, que não sofreram nenhuma influência da temperatura do cordão subsequente.

Em uma condição de múltiplos cordões, a ZAC poderá, até mesmo, ser beneficiada pela sobreposição dos cordões, amenizando seu tamanho e efeitos no metal de base.

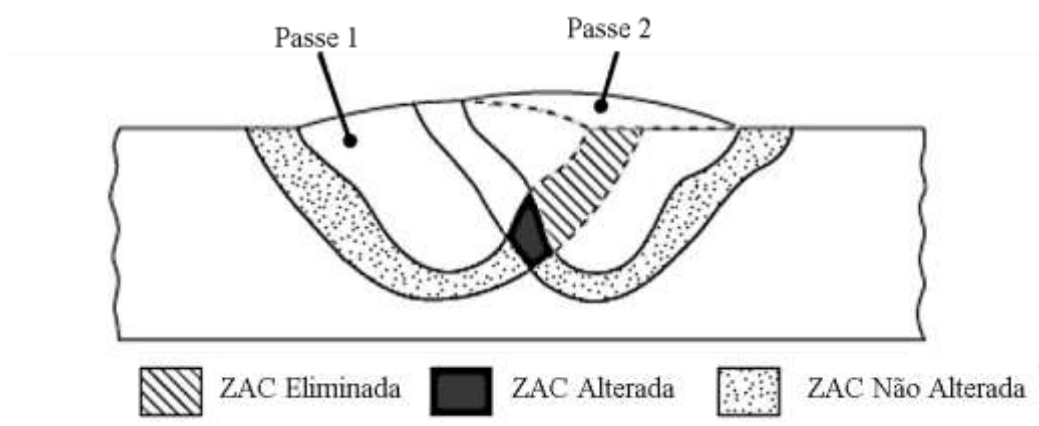


Figura 2.3 – Regiões da ZAC para soldagem multipasse (TOYODA, 1989).

Na soldagem multipasse, a superposição dos cordões de solda, promove tratamentos térmicos nos passes subsequentes, ocorrendo fenômenos térmicos semelhantes aos encontrados na Zona Afetada pelo Calor. Alguns estudos (RAMIREZ, 2008; EVANS E BAILEY, 1997) relatam que a tenacidade da região reaquecida, apresenta-se superior à da região colunar, e que se pode relacionar diretamente a quantidade de regiões reaquecidas como as de maiores valores de tenacidade.

Uma das formas de se minimizar os problemas resultantes das transformações de fases num processo de soldagem é a utilização de tratamentos térmicos específicos para os materiais envolvidos e/ou para a junta soldada.

2.1.5 Tratamentos térmicos em juntas soldadas

O tratamento térmico pode ser considerado como o conjunto de operações que são submetidos os materiais em condição controlada de temperatura, tempo de permanência em determinada temperatura, taxa de aquecimento e velocidade de resfriamento. Essa operação tem como objetivo alterar, em maior ou menor escala, a microestrutura e consequentemente as propriedades do material.

Em CHIAVERINI (2002), pode-se destacar como aplicação em materiais soldados como efeitos do tratamento térmico, a remoção de tensões internas no material; homogeneização da dureza.

Após a realização de um processo de soldagem, tensões internas no material podem estar presentes, recomendando-se a utilização de um tratamento térmico de alívio de tensões. O tratamento térmico tem como objetivos: redução das tensões residuais; homogeneização e/ou redução da dureza; melhoria da tenacidade no metal de solda e da ZAC e redução da sensibilidade à falha da corrosão sob tensão, como se pode verificar em estudos relacionados aos efeitos do tratamento térmico no aço AISI 8630M comentado nos trabalhos de CATARIN (2011), PONTES (2012) e COSTA (2013).

A escolha do tratamento térmico adequado ao material torna-se importante para um melhor resultado do processo, desenvolvendo juntas soldadas que atendam as necessidades das aplicações a que se destinam. No estudo proposto, o aço AISI 8630M, é considerado

um aço de baixa liga e médio carbono, e geralmente, o tratamento térmico de alívio de tensão é recomendado para melhorar as condições finais de propriedades da junta.

Outra técnica, não considerada como tratamento térmico mais de importância para o processo de soldagem, é o preaquecimento do ou dos materiais envolvidos antes da soldagem, tendo como principal efeito, a redução da velocidade de resfriamento da junta soldada, permitindo evitar a formação de martensita e aumentar a velocidade de difusão do hidrogênio na junta soldada, no entanto, essa prática pode proporcionar uma maior extensão da ZAC.

2.2 ASPECTOS GERAIS DOS AÇOS DE BAIXA LIGA MÉDIO CARBONO

A utilização do aço como principal material em componentes mecânicos é justificada pelas boas propriedades obtidas por esse material nas diversas aplicações existentes.

Dentre os tipos de aços existentes, os aços estruturais classificados como “aços médio carbono e baixa liga” são utilizados em estruturas mecânicas, justificadas pelas melhores relações entre custos e propriedades mecânicas obtidas. O desenvolvimento desses materiais teve como principal objetivo, melhorar a resistência mecânica através da inclusão de elementos de ligas, de forma a dificultar ao máximo, o movimento das discordâncias na estrutura cristalina do metal através dos mecanismos de endurecimento existentes.

Considerando a necessidade de um material que apresente boa resistência mecânica aliada a boa tenacidade, o aço AISI 8630M é um material bastante utilizado para a fabricação de componentes da indústria do petróleo, tendo com requisitos de propriedades mecânicas, determinados pela norma NACE MR0175.

Os aços de baixa liga e médio carbono contêm tipicamente 0,25% a 0,50 % de carbono e não mais que 5% do total de elementos de liga e podem ser temperados e revenidos por recomendação, para o ajuste das propriedades mecânicas (dureza, tenacidade, resistência mecânica e ductilidade).

2.2.1 Aço AISI 8630M

O aço denominado por AISI 8630 é normalizado pela norma Americana AISI (*American Iron and Steel Institute*) e classificado como um aço de baixa liga, apresentando em sua composição, elementos de ligas como molibdênio (Mo), níquel (Ni) e cromo (Cr). Esse tipo de material tem sido bastante empregado em indústria petroleiras por proporcionar uma boa relação dureza-resistência mecânica, requisitos fundamentais para ambientes contendo H₂S, (COLPAERT, 2008).

O aço AISI 8630, quando modificado os teores de C, Cr, Ni e Mo, é denominado como modificado ou AISI 8630M, esta modificação diz respeito à maior quantidade desses elementos químicos citados, alterando sua composição final, além de serem adicionados outros elementos como: Nb, Ti, V e Al, para o refino de grão e melhora da tenacidade. Isso resulta, em melhorias das propriedades mecânicas e atendendo a norma NACE MR0175.

A modificação, nos teores dos elementos de liga do aço 8630, proporciona uma maior resposta ao tratamento térmico como também, maior resistência ao escoamento, no entanto, este tipo de aço, geralmente, não apresenta boa resistência à corrosão. Em função dessa condição, uma das formas de se elevar a resistência à corrosão do aço, CATARIN (2011), é a utilização de um revestimento com um material similar na superfície deste material, com características mais resistentes a esse tipo e problema.

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

Considerando o aço AISI 8630 como um aço de baixa liga e possuindo como principais elementos de liga o níquel-cromo-molibdênio, pode-se garantir, um limite de escoamento de aproximadamente 480 MPa (70 Ksi) e uma temperatura de transição dútil-frágil para o ensaio de Impacto Charpy de -60 °C (-75 F).

A norma ASTM A322-07, estabelece percentuais dos componentes químicos do aço AISI 8630, conforme Tabela 2.1, com destaque para a variação dos percentuais de Ni e Cr. Na Tabela observa-se a composição química do aço AISI 8630 comercial e do AISI 8630M (modificado). Cada componente da liga em estudo (AISI 8630) tem como função,

o ajuste das propriedades do material, com o objetivo de atender determinada solicitação de trabalho.

Tabela 2.1 – Composição química dos aços AISI 8630 – % massa (CANTARIN, 2011).

AISI 8630	C	Mn	Si	Ni	Cr	Mo	P	S	Nb	V
8630 Comum	0,28	0,70	0,15	0,40	0,40	0,15	0,035 máx.	0,040 máx.	-	-
	-	-	-	-	-	-				
	0,33	0,90	0,30	0,70	0,60	0,25				
8630M (Modificado)	0,28	0,75	0,15	0,70	0,80	0,35	0,025 máx.	0,025 máx.	0,005 máx.	0,005 máx.
	-	-	-	-	-	-				
	0,43	0,95	0,35	0,90	1,00	0,45				

A adição do vanádio ao aço aumenta a seu limite de resistência, bem como, a dureza do aço. O titânio atua como um refinador de grãos, melhora a resistência mecânica do material, além de atuar como estabilizador de carbonetos de cromo e molibdênio. O nióbio atua como um refinador de grãos formando carbonetos estáveis em altas temperaturas e conservando-os durante o processo de forjamento (acima da temperatura de transformação), mantendo assim o limite de resistência e tenacidade (SIQUEIRA, 2006; MODENESI, 2001).

O aço AISI 8630M é aplicado, em muita das vezes, em ambientes agressivos, como em instalação subaquáticas, necessitando de, além das propriedades já citadas, de um bom sistema de proteção contra a corrosão, uma vez que essas estruturas confeccionadas por materiais metálicos estão sujeitas a ambientes que proporcionam danos corrosivos a estrutura, como um todo.

Geralmente, para a aplicação citada, a proteção catódica juntamente com pinturas especiais, é utilizada, na minimização da corrosão e maximização do tempo de vida dos materiais envolvidos, muitas delas, em ambientes marítimos e difícil acesso.

2.3 PROTEÇÃO CATÓDICA

A corrosão pode ser explicada como a deterioração de materiais metálicos de forma não controlada, podendo ser controlada através de aplicações de pinturas apropriadas juntamente com um sistema de proteção catódica, por exemplo. Para a indústria petrolífera, o avanço da exploração de petróleo em águas cada vez mais profundas, torna essencial o controle da corrosão, quando se considera os custos envolvidos com a manutenção de tais estruturas, fazendo-se com que a utilização da proteção catódica, seja bastante utilizada nessas aplicações.

Avaliando-se a necessidade de proteção das tubulações soldadas, a proteção catódica é uma das técnicas mais utilizada contra a corrosão, aplicada em diversas partes do mundo com sucesso, com destaque para as aplicações em instalações metálicas enterradas, submersas e em contato com eletrólitos, como a água do mar.

Considera-se uma técnica importante para as aplicações em oleodutos, gasodutos e tubulações gerais de transporte dos derivados do petróleo, o que vem a garantir, ao longo dos anos, a integridade dos materiais que as compõe.

Num processo de corrosão, quando os metais reagem observa-se a perda de elétrons, sofrendo oxidação e, conseqüentemente, corrosão. É o que ocorre na região anódica, diminuindo a massa, enquanto na região catódica, ocorre o ganho de massa. Essa redução e ganho de material, dar-se-á através da movimentação dos eletrólitos, conforme exemplificado na Figura 2.4. Neste caso, para uma proteção contra a corrosão, o material deve ser polarizado em um determinado potencial, de forma a mantê-lo em seu domínio termodinâmico de imunidade, e eliminando ou minimizando a corrosão (GALVÃO, 2008).

A proteção catódica, exemplificada na Figura 2.4, pode ser classificada de duas formas: proteção catódica galvânica e proteção catódica por corrente impressa. Os dois métodos apresentam o mesmo princípio de atuação, com a utilização de corrente elétrica na estrutura através do eletrólito.

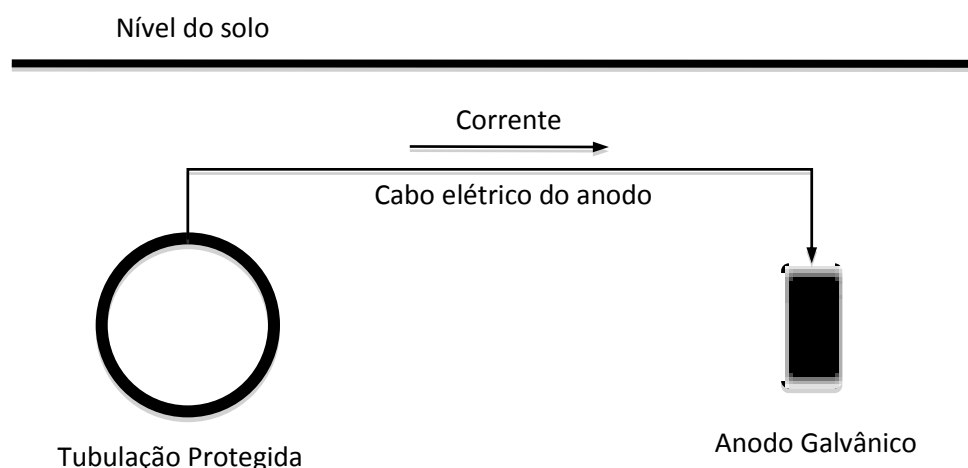


Figura 2.4 – Configuração de uma tubulação com proteção catódica

Para a proteção catódica galvânica, a corrente elétrica origina-se da diferença de potencial natural existente entre o metal a se proteger e o outro de potencial mais negativo que atuará como anodo de sacrifício. Os elétrons gerados na reação anódica migrarão para o metal mais nobre, promovendo a sua proteção pela redução do potencial eletroquímico.

A proteção catódica por corrente impressa é proveniente de uma fonte eletromotriz (fem), geradora de corrente contínua. Neste caso, os elétrons necessários à proteção catódica são obtidos nas reações anódicas que ocorrem na interface do eletrólito com os anodos inertes, forçadas pelo campo elétrico imposto pela fonte eletromotriz (MEDEIROS, 2005).

Os materiais que são protegidos contra a corrosão, como os aços, de uma forma geral, são susceptíveis a fragilização por hidrogênio, devido à geração e migração desse elemento em forma atômica, em regiões catódicas, ou regiões protegidas contra a corrosão.

Assim, a fragilização se da, através da difusão do hidrogênio atômico para o interior do material, e dependendo das solicitações do material, podem-se ter sérios problemas na estrutura como um todo (METALS HANDBOOK, 1987).

2.4 FRAGILIZAÇÃO POR HIDROGÊNIO

A fragilização por hidrogênio é um dano que ocorre nos metais devido à presença acumulada de hidrogênio atômico no interior do material, diminuindo a capacidade de

deformação e podendo causar falhas em níveis de carregamento abaixo aos suportados quando não existe a presença do hidrogênio, podendo resultar em fratura inesperada do material.

Os meios nos quais os materiais estão sendo aplicados para desempenhar determinadas funções são importantes na contribuição ou não para a fragilização por hidrogênio. Muitas dessas aplicações envolvem a presença de hidrogênio, na forma gasosa a alta pressão ou em ambientes líquidos. Em estruturas, como as tubulações soldadas, as condições do processo de fabricação e a condição de uso são determinantes, para os efeitos do hidrogênio na fragilização e propagação de trincas, o que torna a análise pertinente.

Pesquisas relacionadas ao tema, DONATO (2008) e SILVA (2009), mostram a ocorrência frequente de defeitos na forma de trincas em juntas soldadas, fazendo com que a resistência à fratura do material soldado, seja uma componente chave na avaliação da integridade dos dutos e estruturas soldadas, tão utilizadas em diversas aplicações como na indústria do petróleo. Alguns estudos (CARRASCO, 2013; DEMORI, 2011) estão relacionados ao efeito do hidrogênio, proveniente da proteção catódica, nos aços, como avaliação da influência da condição de uso nas propriedades do material, definindo uma melhor condição de utilização dos materiais.

O hidrogênio, é um gás sem cor e sem cheiro, possui uma estrutura atômica constituída de um próton, um elétron e no seu estado natural, está na forma de uma molécula de gás H_2 . Durante o processo de soldagem, o hidrogênio molecular pode ser dissolvido durante a fusão de um material, sendo retido como um soluto monoatômico após a solidificação do material. Essa condição é agravada, com a utilização de proteção catódica em tubulações soldadas.

A fragilização por hidrogênio pode resultar numa fratura frágil, com tensões bem abaixo da resistência do material aplicado, assim, torna-se importante seu entendimento para o controle necessário. Durante a soldagem, esse fenômeno pode ocorrer em função do hidrogênio apresentar um pequeno volume atômico sendo difundido facilmente na malha cristalina do material e resultando em bolhas de gás, que são liberadas pelo material em períodos posteriores ao processo, criando pequenas imperfeições internas, geralmente, resultando em trincas que contribuem para a diminuição da resistência mecânica do material (GENTIL, 2003).

A falha devido à presença do hidrogênio, é um modo de falha que em certos aspectos se assemelha a uma corrosão sob tensão, tendo seu início, quando átomos do elemento são liberados, difundindo-se pela estrutura cristalina do material. Um dos mecanismos observados é o acúmulo dessas moléculas faz com que a pressão gerada dentro do material atinja valores extremamente elevados, com a formação de um estado de tensões internas no material e podendo levar a uma ruptura não desejada.

No estudo de LEITE (2009), a fragilização pelo hidrogênio é fortemente dependente da resistência mecânica do material e quanto maior for essa propriedade, maior a possibilidade de fragilização, e para muitos aços, dentre esses os aços baixa liga médio carbono existe uma relação entre o material e a concentração crítica de hidrogênio, acima da qual ocorre propagação de trinca no material, dependendo das condições de uso como, temperatura, composição química, potencial catódico e estrutura cristalina do material.

Para aplicações de estruturas em águas do mar, a maior probabilidade de se gerar hidrogênio se deve a polarização catódica, conforme o estudo proposto. Como a reação de redução ocorre na interface metal/ solução, resultando em hidrogênio atômico e o íon hidroxila ($\text{H}_2\text{O} + \text{e}^- \rightarrow \text{H}_{\text{ADS}} + \text{OH}^-$), tem-se como consequência, a reação de absorção do hidrogênio atômico pela superfície do material, que, posteriormente, migra para regiões internas, se posicionando como solução sólida intersticial na estrutura cristalina.

Alguns mecanismos de dano por hidrogênio podem ser citados para um melhor entendimento desse tipo de problema, no entanto, os mecanismos de degradação atuantes não são bem claros, por serem dependentes de muitas variáveis, como temperatura, ambiente a que o material está submetido, propriedades do material, microestrutura, taxa de difusão do hidrogênio, entre outras, o que torna complexa tal explicação. Baseado no estudo de CARRASCO apud (2013) verifica-se os seguintes modelos de mecanismos de dano por hidrogênio.

Modelo de decoesão intensificada pelo hidrogênio: este modelo é baseado na ação da diminuição das forças de coesão entre os átomos provocada pelo hidrogênio atômico, resultando na separação do material. No modelo proposto o hidrogênio difunde na rede cristalina e se acumula em regiões de máxima triaxialidade como a ponta de uma trinca, e com uma concentração crítica do hidrogênio resulta em forças de repulsão entre os átomos.

O modelo é fundamentado com base experimental e aplicado para condições onde exista a possibilidade de fratura frágil.

Modelo da energia superficial: Neste modelo, a energia superficial do metal é termodinamicamente diminuída pela adoção do hidrogênio na região superficial da trinca. Desta forma, a fragilização é caracterizada pela ação do hidrogênio sobre a superfície metálica, diminuindo a energia superficial necessária para propagar uma trinca, assim a estrutura do material torna-se mais susceptível à propagação de defeitos. Uma dificuldade na caracterização do modelo, esta relacionada ao modo de propagação da trinca em baixas velocidades, considerando o embotamento pela deformação plástica.

Modelo de plastificação localizada intensificada pelo hidrogênio: Neste modelo, a presença do hidrogênio em solução sólida contribui para a mobilidade das discordâncias, proporcionando o surgimento de regiões com elevada plasticidade. A característica deste dano é o empacotamento do hidrogênio em regiões susceptíveis, resultando na redução das interações entre discordâncias, seguida de uma deformação elevada.

Modelo da pressão interna: Para o modelo proposto, é postulado que o hidrogênio molecular é precipitado nos defeitos da microestrutura, acumulando-se e tendo como efeito o aumento da pressão interna no material, facilitando a iniciação e propagação de uma trinca. O resultado desse dano proporciona uma maior deformação plástica do material devido à elevada pressão interna, também podendo resultar em fratura por clivagem.

Logo, qualquer processo que produza hidrogênio atômico na superfície do metal, poderá ocasionar absorção dos átomos e resultar nas observações mencionadas, e conseqüentemente, num processo de fragilização do material.

2.5 ELEMENTOS DA MECÂNICA DA FRATURA

O estudo sobre fratura dos materiais, historicamente, vem sendo intensificado a cada ano, em virtude dos vários acontecimentos de falhas inesperadas nas estruturas metálicas, principalmente as que envolvem as uniões soldadas como pontes, navios, tubulações e reservatórios. A importância dos estudos relacionados contribui para um melhor entendimento a respeito do tema, buscando evitar ou prever falhas inesperadas nas estruturas envolvidas.

Historicamente, a mecânica da fratura surge com a necessidade de se avaliar determinadas situações que foram acontecendo ao longo dos anos, despertando-se para o estudo em busca de respostas para falhas inesperadas. A seguir, comenta-se, resumidamente, a evolução do estudo citado, mediante as maiores contribuições para a mecânica da fratura conforme estudo de FERREIRA, (1987).

- 1920 – Griffith estabeleceu que uma trinca se propagará quando a diminuição da energia elástica de deformação for pelo menos igual à energia necessária para criar uma nova superfície da trinca;
- 1940 – Desastre com os navios *Liberty*, dos 4694 navios construídos, 1289 apresentaram falhas estruturais;
- 1940 – Aumento na utilização de materiais de média e alta resistência em componentes mecânicos e estruturas de grande porte, necessitando o máximo de segurança possível;
- 1947 – Primeiro Simpósio da ASM (“American Society for Metals”) sobre fratura de metais;
- 1949 – Irwin estudou a expressão de Griffith para tensão de fratura, resultando em estudos sobre Mecânica da Fratura Linear Elástica com determinação do fator de intensidade de tensão (K);
- 1961 – Wells estabeleceu o critério de abertura da ponta da trinca (COD), surgindo assim, a Mecânica da Fratura Elasto-Plástica;
- 1965 – Conferência Internacional sobre Fratura;
- 1968 – Rice propôs uma aproximação alternativa para tratar os problemas de fratura em condições elasto-plásticas, definindo a integral “J”.

De uma forma geral, a mecânica da fratura tem início na explicação das falhas de materiais em níveis de tensões bastante abaixo das admissíveis apresentando-se uma propagação instável de uma trinca no material. Sendo assim, a proposta básica do estudo da mecânica da fratura é avaliar o comportamento de um determinado material quando estes contem uma trinca (fissura). Neste caso, as análises são realizadas considerando um concentrador de tensão, trinca no material (trinca: interna, superficial ou passante) o que

contribui para uma redução na resistência mecânica, resultando no crescimento da trinca até a ruptura do componente em tensões abaixo das tensões admissíveis.

A mecânica da fratura permite quantificar, de uma forma bastante precisa os níveis admissíveis, em que um determinado material com trincas ou defeitos internos pode suportar os esforços solicitados em determinada aplicação, sem que venha a falhar.

A fratura pela propagação de trincas pode ser induzida de várias maneiras, como a aplicação de cargas lentas, de impacto, por fadiga, devido a gradientes de temperaturas, ou ainda por deformação dependente do tempo (DIETER, 1988). Diante deste cenário, surge uma necessidade de se utilizar os materiais de forma mais confiável, evitando-se propagação instável da trinca.

Os projetos convencionais de engenharia são baseados nos critérios de resistência e de escoamento do material, sempre relacionado à tensão aplicada. Se considerarmos um estudo para um projeto que apresente função estrutural, os materiais são avaliados em função de suas propriedades mecânicas, de maneira que sua resistência deve ser superior à tensão aplicada aos componentes. Este critério é adequado para diversas estruturas utilizadas na engenharia, porém torna-se insuficiente, quando no material existe a presença de defeitos.

Um dos principais objetivos da mecânica da fratura é analisar o material considerando-o não perfeito, ou seja, considera-se que existem defeitos similares a uma trinca em sua estrutura, seja defeitos já existentes ou iniciados em serviço, ou ainda, de ambos os casos, tornando-se a estrutura mais susceptível a falhas.

Na avaliação da resistência do material na presença desse defeito, avalia-se a propriedade de tenacidade à fratura, com ensaios específicos de mecânica da fratura, sendo relevante essa avaliação para determinadas condições de projeto. Assim, a mecânica da fratura tem como objetivo determinar se um defeito do tipo trinca poderá ou não levar um determinado componente a uma fratura, quando submetido a tensões comuns durante sua utilização (ANDERSON, 2005).

A tenacidade de um determinado material pode ser definida como a medida da energia absorvida antes e durante o processo de fratura, indicando a quantidade de trabalho que pode ser realizado sobre o material sem que ocorra uma fratura inesperada, geralmente, de forma frágil. DIETER (1988) comenta que os principais meios para um

material apresentar falhas do tipo frágil, se deve a presença de um estado triaxial de tensões, uma baixa temperatura e uma taxa de carregamento rápida ou taxa de deformação elevada, além da microestrutura do material, no entanto, não é necessário todos os fatores citados ocorrerem ao mesmo tempo para originar uma fratura frágil, sendo um dos principais, o estado triaxial de tensões, tal como um entalhe associado a uma baixa temperatura.

Neste contexto, estudos relacionados à mecânica da fratura vêm ganhando destaque para explicar problemas de fratura dos materiais em tensões abaixo das tensões admissíveis de projeto, uma vez que a resistência do material é reduzida em consequência das imperfeições existentes e do modo de carregamento a que se aplica ao componente. Estudos vem demonstrando que os procedimentos convencionais para a análise dos materiais, limitados à avaliação das propriedades mecânicas com critérios simplificados, como as propriedades normalmente especificadas em função da tensão de escoamento convencional ou da faixa de dureza, são insuficientes para avaliar problemas de fratura.

No estudo da mecânica da fratura, pressupõe-se que o material a ser avaliado, apresente uma imperfeição (trinca). O estado de tensão/ deformação na região da trinca pode ser: estado plano de tensão ou de deformação ou uma combinação destes (ANDERSON, 2005).

Em aplicações que envolvem materiais soldados, o estudo torna-se mais importante, em consequência da presença, quase que inevitável, de defeitos originados do próprio processo de fabricação, sendo essencial, conhecer o limite estabelecido para a junção, considerando tais imperfeições, sob as solicitações a que se destina.

Sendo assim, o estudo da mecânica da fratura, permiti quantificar os níveis admissíveis de tensões em que um componente com defeitos pode operar, sem que venha a falhar. Desta forma, componentes irão executar suas funções, com um nível de esforço admissível para que um defeito (trinca), permaneça estável no material e não se propague, evitando-se o colapso dos componentes.

Os conceitos da mecânica da fratura provaram ser adequado para a predição das condições de falhas nos materiais, dividindo-se em: Mecânica da Fratura Linear-Elástica (MFLE) e Mecânica da Fratura Elasto-Plástica (MFEP). A MFLE baseia-se na teoria da elasticidade, sendo aplicada em análises de falhas que ocorrem em materiais elásticos, ou

seja, em situações onde o escoamento na ponta da trinca é restrito ou pequeno, (ANDERSON, 2005).

Pela utilização da MFLE, os campos de tensões nas proximidades da ponta da trinca podem ser determinados podendo-se estabelecer uma relação com a tensão nominal aplicada, geometria e orientação da trinca, representando as propriedades do material, através de um único fator, definido como fator de intensidade de tensão, K . Quando esse fator, assume um valor crítico, K_C , ocorre a fratura catastrófica do material, podendo ser considerado como uma característica intrínseca do material (DIETER, 1988).

A MFEP é utilizada quando a fratura ocorre caracterizada por uma plasticidade significativa na ponta da trinca, não sendo mais válidos os conceitos da MFLE. Para os parâmetros elasto-plásticos da MFEP, podem se utilizados o deslocamento da abertura da ponta da trinca, do inglês *Crack Tip Opening Displacement (CTOD)* e a integral J .

No que diz respeito à condição estudada, aço AISI 8630M amanteigado com o metal de adição ER80S-D2, tem-se uma junta de materiais estruturais, que de uma forma geral, apresenta considerável ductilidade e uma plasticidade na região da trinca e que excede os domínios da MFLE, desta forma, os conceitos da MFEP são dominantes estabelecendo-se a tenacidade à fratura através do parâmetro CTOD.

2.5.3 Parâmetro CTOD – Abertura da ponta da trinca (δ)

O CTOD – Crack Tip Opening Displacement, (comumente representado pela letra grega δ) pode ser definido como a medição do deslocamento da abertura da ponta da trinca, sendo um parâmetro crítico de iniciação do processo de fratura. Para que exista o início da fratura, é necessário que a abertura na ponta da trinca alcance um valor crítico relacionado às tensões impostas, e que depende do material, da temperatura, da taxa de deformação e do estado de tensões.

O parâmetro CTOD considera a presença de uma zona plástica na ponta da trinca, permitindo que as duas superfícies se separem sem que ocorra o crescimento instável da trinca. Assim, o processo de fratura é controlado pela deformação plástica na ponta da trinca, e a iniciação da trinca ocorre a partir de um valor crítico da abertura, ou do CTOD.

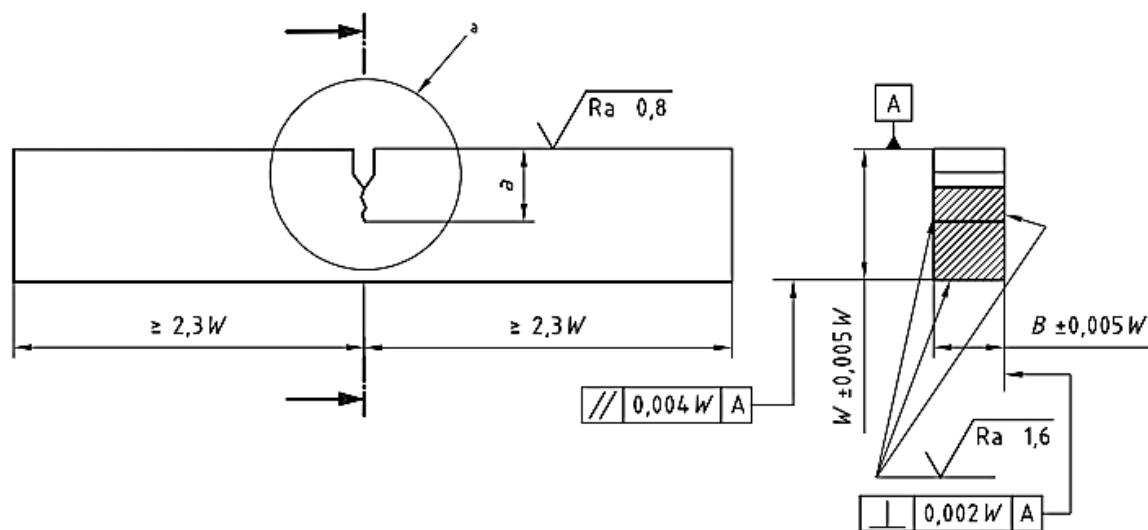


Figura 2.5 – Corpo de prova do tipo SE (B) (ISO 12135, 2002).

A norma ISO 12135 (2002) indica a necessidade do corpo de prova possuir um entalhe a partir do qual se faz propagar uma pré-trinca de fadiga, obtendo-se uma condição crítica de uma trinca no material.

Na determinação experimental do parâmetro CTOD, podem-se utilizar corpos de prova do tipo SE(B) de flexão em três pontos, dotados de trinca central localizados unilateralmente, conforme especificado na norma ISO 12135 (2002). O corpo-de-prova deverá conter a pré-trinca de fadiga na continuação do entalhe usinado de tamanho “a”, conforme Figura 2.5.

Apos a determinação da pré-trinca de fadiga, realiza-se o ensaio de CTOD, que, poderá ter como resultado uma das curvas da Figura 2.7. Essas curvas de resposta são encontradas nos ensaios de mecânica da fratura, podendo apresentar-se como $\delta_c (F_c, V_c)$, $\delta_u (F_u, V_u)$ e $\delta_m (F_m, V_m)$, conforme o comportamento da curva $F \times V$ verificado na Figura 2.7. O valor de CTOD é obtido através de ensaios dos corpos de prova, conforme norma ISO 12135 (2002), sendo solicitada continuamente para o acompanhamento da abertura da trinca, gerando uma das possíveis curvas de carga em função da abertura do entalhe, Figura 2.6.

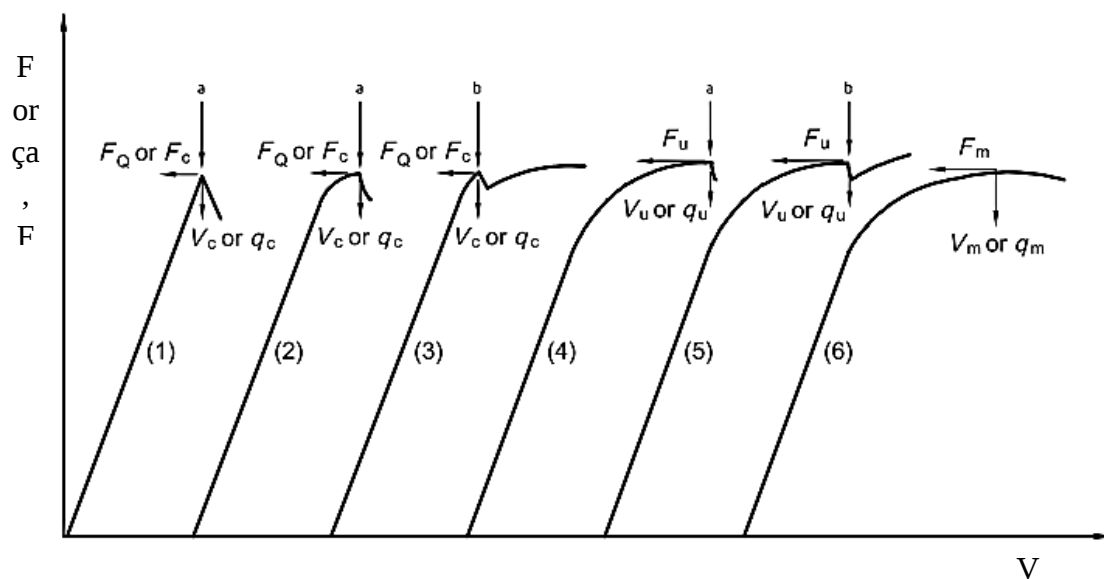


Figura 2.6 – Curvas características durante o ensaio CTOD (ISO 12135, 2002)

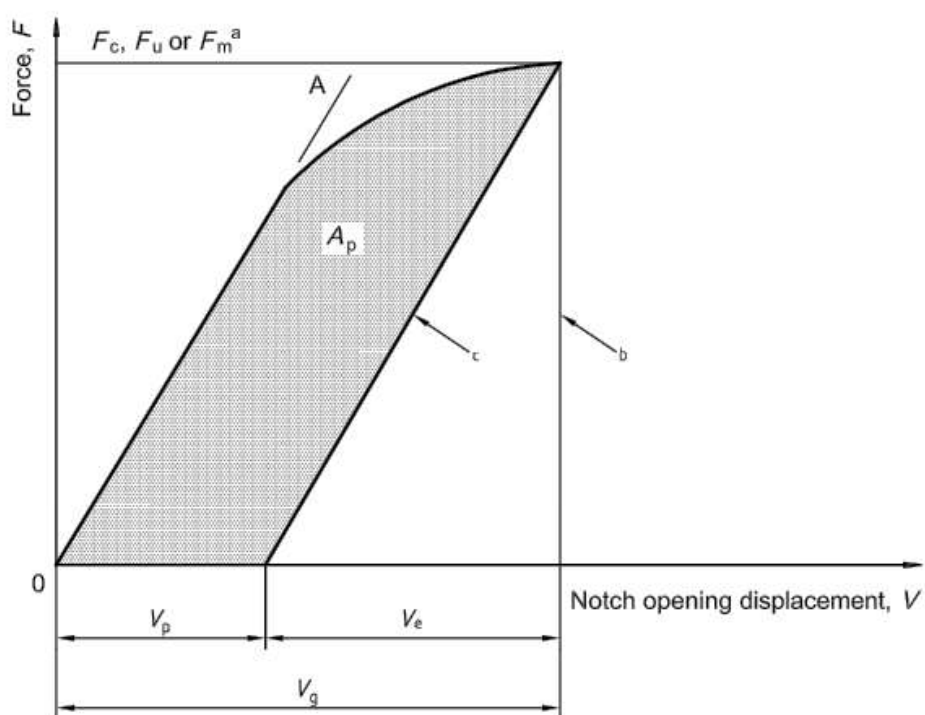


Figura 2.7 – Definição da componente plástica (V_p)

Com a determinação do tipo de curva do ensaio, deve-se definir a parcela plástica (V_p) para, em seguida, calcular o valor do CTOD. O V_p deve ser obtido por meio do diagrama Carga versus V , ou NOD do inglês *Notch Opening Displacement*, ou,

deslocamento da abertura da ponta da trinca, a partir de uma reta paralela a componente elástica de carregamento, traçada a partir do ponto da carga máxima, conforme Figura 2.7, obtendo assim, o valor de V_p e consequentemente, o CTOD.

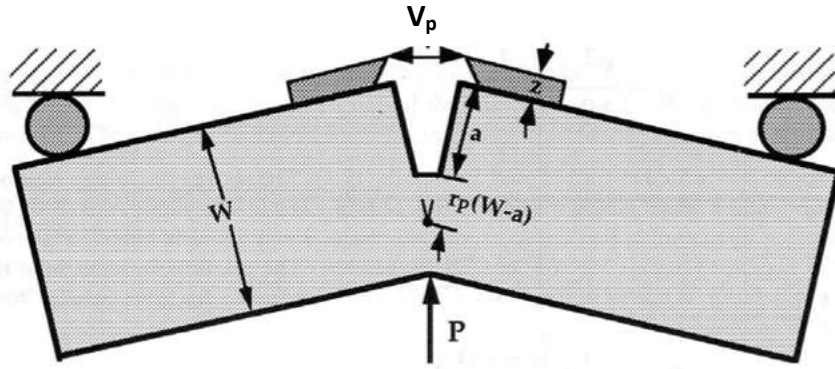


Figura 2.8 – Abertura do corpo-de-prova no ensaio CTOD

A Figura 2.8 mostra a configuração do corpo de prova durante a realização do ensaio, com destaque para a variável V_p , que é obtida através de um extensômetro (*clip gage*) fixado no corpo de prova e integrado a um computador para a medição da abertura da amostra (ANDERSON apud, 2005).

Assim, para os corpos de prova do tipo SE(B), o valor do CTOD (BS 7448, 1991) é calculado pela Equação 2.4:

(2.4)

As componentes elásticas e plásticas são: δ_{el} e δ_{pl} , respectivamente. Para o cálculo das componentes citadas, a norma ISO 12135 (2002) define as Equações 2.5 e 2.6, conforme descrito para a componente elástica que depende do fator de intensidade de tensão e a componente plástica correspondente à parcela plástica do esforço.

$$\delta_{el} = \left[\frac{F \cdot S}{B \cdot W^{1,5}} \times f\left(\frac{a_0}{W}\right) \right]^2 \times \frac{1 - \nu^2}{2 \cdot \sigma_{YS} \cdot E} \quad (2.5)$$

Onde:

F: força máxima aplicada;

S: distância entre os roletes de apoio no teste de flexão em três pontos;

B: espessura do corpo-de-prova;

W: largura do corpo-de-prova;

a_0 : tamanho inicial da trinca;

$f(a_0/W)$: fator que depende da geometria do corpo-de-prova;

ν : coeficiente de Poisson

σ_{YS} : limite de escoamento para a temperatura na qual o ensaio de CTOD foi realizado;

E: módulo de elasticidade.

$$\delta_{pl} = \frac{r(W - a_0)V_p}{rW + 0,6a_0 + z} \quad (2.6)$$

Onde:

V_p : parcela plástica do deslocamento;

z : altura da colocação do *clip gage*, para a medida da abertura das faces da trinca;

r : fator rotacional (0,4 segundo a norma ISO 12135, 2002);

A função $f(a_0/W)$ é representada pela função mostrada na Equação 2.7, ou por valores tabelados, sendo a_0 , a média das medições do comprimento da pré-trinca por fadiga tomada na superfície do corpo de prova fraturado (Equação 2.8) e “W” a altura do corpo de prova SE (B) a ser ensaiado.

$$f\left(\frac{a_0}{W}\right) = \frac{3\left(\frac{a_0}{W}\right)^{0,5} \cdot \left[1,99 - \left(\frac{a_0}{W}\right) \cdot \left(1 - \frac{a_0}{W}\right) \cdot 2,15 - 3,93 \cdot \frac{a_0}{W} + 2,7 \cdot \left(\frac{a_0}{W}\right)^2\right]}{2 \cdot \left(1 + 2 \cdot \frac{a_0}{W}\right) \cdot \left(1 - \frac{a_0}{W}\right)^{1,5}} \quad (2.7)$$



Figura 2.9 – Medição da pré trinca de fadiga do corpo de prova SE (B), ISO 12135 (2002)

Na Figura 2.9 é verificada 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 a distâncias iguais entre as medidas, conforme a espessura da amostra, B .

Conforme Equação 2.6, a variável a_0 , a soma do a (tamanho do entalhe usinado) mais a pré trinca de fadiga, após a realização do ensaio, e calculado conforme a Equação 2.8, de acordo com norma ISO 12135 (2002).

$$a_0 = \frac{1}{8} \left[\left(\frac{a_1 + a_9}{2} \right) + \sum_{j=2}^{j=8} a_j \right] \quad (2.8)$$

Para a componente plástica do CTOD, tem-se a particularidade do fator rotacional plástico, “ r ”, definido como uma função dependente da geometria do corpo de prova, da carga aplicada e do material ensaiado, não sendo constante durante o ensaio. A norma ISO 12135 bem como a norma ASTM E 1820 determinam valores de 0,4 e 0,44, respectivamente para a consideração do cálculo do CTOD.

O valor total do CTOD, a partir das condições e parâmetros já mencionados é obtido utilizando a Equação 2.9, considerando o fator rotacional igual a 0,4.

$$\delta = \left[\frac{F \cdot S}{B \cdot W^{1,5}} \times f\left(\frac{a_0}{W}\right) \right]^2 \cdot \frac{1 - \nu^2}{2 \cdot \sigma_{YS} \cdot E} + \frac{0,4 \cdot (W - a_0) V_p}{0,4 \cdot W + 0,6 \cdot a_0 + z} \quad (2.9)$$

CAPÍTULO III

MATERIAIS E METODOLOGIA

3.1 METAIS DE BASE

Os materiais utilizados como metal de base na junta foram: o aço AISI 8630M e o aço ATM A-36, no entanto, a pesquisa foi direcionada para a avaliação da ZAC do aço estrutural AISI 8630M, por se tratar de uma região historicamente problemática, com relação à fratura. A Tabela 3.1 e 3.2 mostram as composições químicas dos metais envolvidos na soldagem dissimilar.

Para a determinação da composição química dos materiais, estabeleceu-se uma média entre três análises das amostras em locais distintos, para a obtenção de uma composição mais próxima da realidade dos materiais com seus respectivos carbonos equivalentes (CE).

Tabela 3.1 – Composição química do aço AISI 8630 (% massa)

Material	C	Si	Mn	P	Cr	Mo	Ni	Al	S	Ti	V
AISI 8630M (Estudado)	0,30	0,24	0,89	0,008	0,89	0,39	0,86	0,057	0,006	0,0005	0,017

CE=0,76 (IIW)

Tabela 3.2 – Composição química do aço ASTM A36

Material	C	Si	Mn	P	Cr	Ni	Al	S	Ti	Nb
ASTM A36 (Estudado)	0,13	0,2	0,98	0,024	0,02	0,01	0,036	0,012	0,002	0,001

CE=0,30 (IIW)

3.2 CONSUMÍVEIS DE SOLDAGEM

Os consumíveis de soldagem utilizados foram os metais de adição e o gás de proteção.

Os metais de adição utilizados foram os arames-eletrodos AWS ERNiCrMo-3 (definido como Inconel 625 e utilizado na soldagem final) e o ER80S-D2 (indicado para o amanteigamento do aço AISI 8630M) ambos com diâmetro de 1,2 mm, conforme composição na Tabela 3.3 e 3.4.

Tabela 3.3 – Composição química do metal de revestimento – ER80S-D2 (% massa)

C	Si	Mn	P	Mo	Ni	S	Cu
0,10	0,60	1,95	0,012	0,50	0,02	0,012	0,10

CE = 0,53 (IIW)

Tabela 3.4 – Composição química do eletrodo Inconel 625 (AWS ERNiCrMo-3) (% massa)

Ni	Cr	Mo	Nb	Fe	C	Al	Si	Mn
64,1	22,33	9,17	3,45	0,46	0,02	0,06	0,06	0,02

Para os gases de proteção, foram utilizados os seguintes: na realização do amanteigamento (processo MAG), o gás de proteção utilizado foi o dióxido de carbono (CO₂) para o eletrodo ER80S-D2 – utilizado para no amanteigamento como forma de minimizar o efeito do gradiente de carbono entre materiais citados – (BEAUGRAND et al, 2009), e para a soldagem final (processo MIG), uma mistura gasosa de 75% de argônio e

25% de hélio em atendimento as recomendações do fabricante do eletrodo AWS ERNiCrMo-3 e em trabalhos anteriores (OLIVEIRA, 2013; COSTA, 2013).

3.2 EQUIPAMENTOS

A soldagem foi realizada utilizando o processo MIG/MAG em uma bancada de soldagem automatizada composta por: fonte de soldagem eletrônica multiprocesso, sistema de aquisição de dados para registrar os sinais de tensão e corrente e um mecanismo de controle de deslocamento da tocha, Figura 3.1. Além dos equipamentos de soldagem, foram utilizados equipamentos para preparação metalográfica e para os ensaios mecânicos, conforme descrito no decorrer do trabalho.



Figura 3.1 - – Célula de soldagem MIG/ MAG

3.2 METODOLOGIA

A metodologia seguida no trabalho consiste na preparação das chapas dos aços ASTM A36 e AISI 8630M, realização de tratamento térmico antes da soldagem e após o

revestimento, execução da soldagem, preparação dos corpos de prova, testes experimentais, obtenção e análise dos resultados. A Figura 3.2 mostra a metodologia seguida para o estudo.

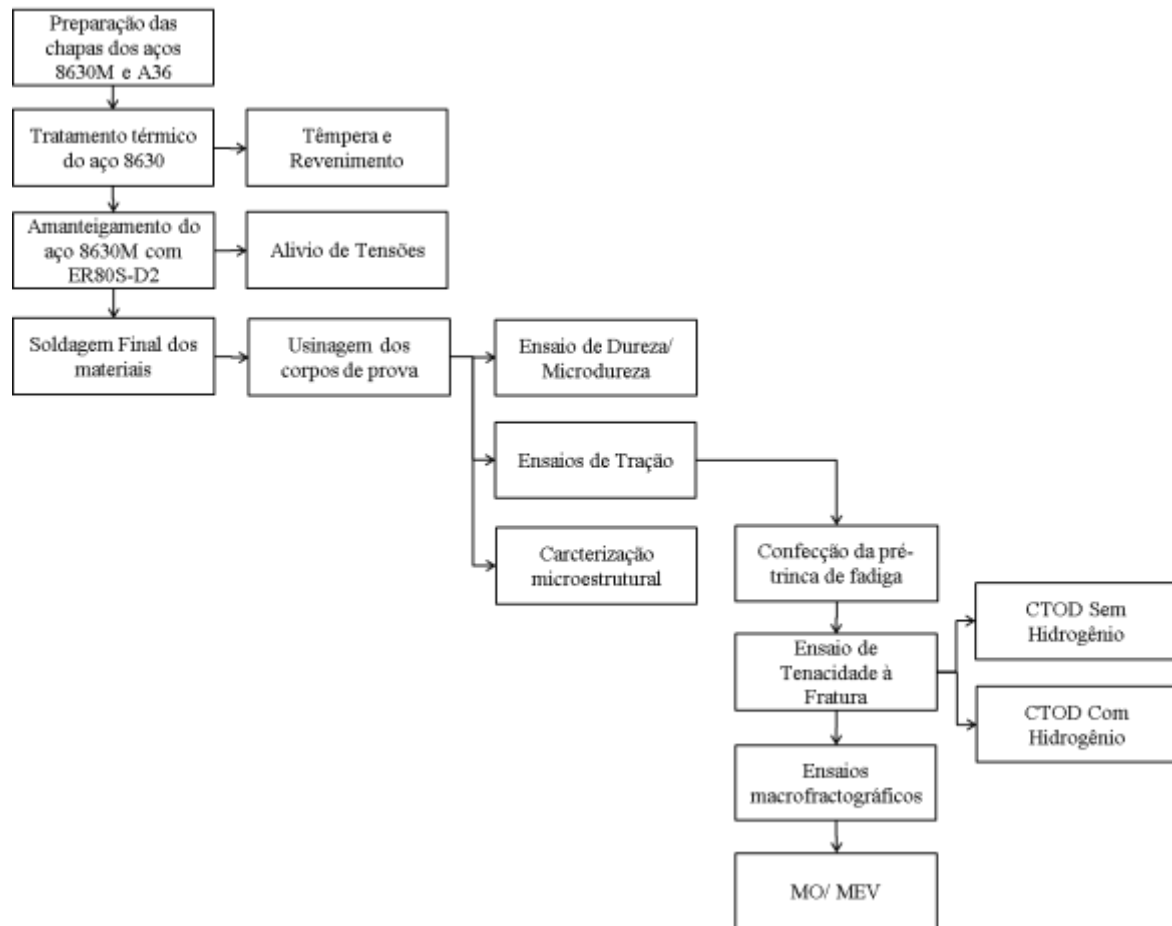


Figura 3.2 – Fluxo para a metodologia proposta

3.2.1 Preparação das chapas AISI 8630M e ASTM A36

As chapas de aço AISI 8630M foram originadas de um tarugo forjado sem tratamento térmico, classificado como um aço de baixa liga e médio carbono possuindo um limite de escoamento mínimo de 515 MPa. Para o processamento do tarugo, utilizou-se uma serra fita automática, Figura 3.3.



Figura 3.3 – Corte do tarugo de aço AISI 8630M

Após o corte do tarugo do aço AISI 8630M, as chapas apresentaram a configuração mostrada na Figura 3.4.

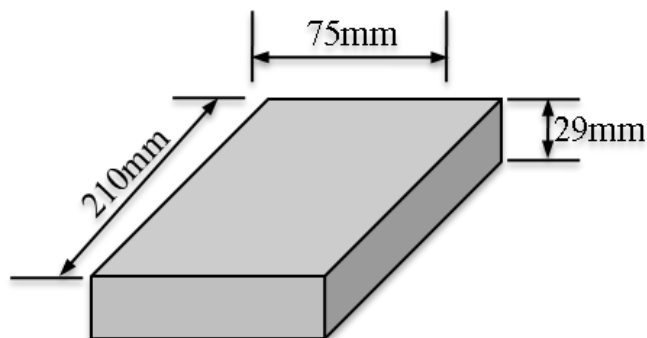


Figura 3.4 – Dimensões das chapas antes da soldagem;

Após o corte das chapas de aço AISI 8630M, realizou-se procedimento de tratamento térmico em duas etapas. A primeira etapa foi realizada, conforme parâmetros da Tabela 3.5, realizando tratamentos térmicos de têmpera e revenimento.

O procedimento do tratamento térmico citado foi realizado num forno JUNG do Laboratório de Solidificação Rápida – CT da Universidade Federal da Paraíba, com controle da taxa de aquecimento, tempo de permanência na temperatura desejada e temperatura máxima.

Tabela 3.5 – Tratamento térmico realizado no metal de base AISI 8630M

Material	Tratamento	Temperatura (°C)	Tempo (min)	Meio de resfriamento
AISI 8630M	Têmpera	872	60	água com agitação moderada
	Revenimento	677	120	ar calmo

A seguir, é descrito os procedimentos adotados para a realização de cada tratamento térmico.

Têmpera: O processo de tratamento térmico de têmpera seguiu o seguinte procedimento. Colocação das chapas em uma caixa metálica; Recobrimento das chapas com limalhas de ferro fundido, evitando a possibilidade de decarbonetação do material. Ajustaram-se os parâmetros do forno utilizando uma taxa de aquecimento de 20°C por minuto, temperatura máxima de 872°C e um tempo de duração na temperatura estabelecida de uma hora. Depois de decorrido o tempo, retirou-se o excesso de limalhas nas chapas e prosseguiu-se com resfriamento do material em água com agitação moderada e temperatura de aproximadamente 25°C, com movimentos circulares por um período de 2 minutos.

Revenimento: Colocação das chapas em uma caixa metálica; Recobrimento das chapas com limalhas de ferro fundido; Ajuste dos parâmetros do forno utilizando uma taxa de aquecimento de 20°C por minuto, temperatura máxima a ser atingida de 677°C e um tempo de duração na temperatura máxima estabelecida de 2 horas, seguido de um resfriamento ao ar.

Após a primeira etapa de tratamento térmico (têmpera e revenimento) para o aço AISI 8630M, realizou-se o processo de amantecimento das chapas com o eletrodo ER80S-D2. Em seguida, foi realizada a segunda etapa do tratamento térmico, para alívio de tensões internas, antes da soldagem final entre o aço AISI 8630M e o aço ASTM A36. A Figura 3.5, mostra a configuração dos tratamentos realizados nas chapas para o aço AISI 8630M.

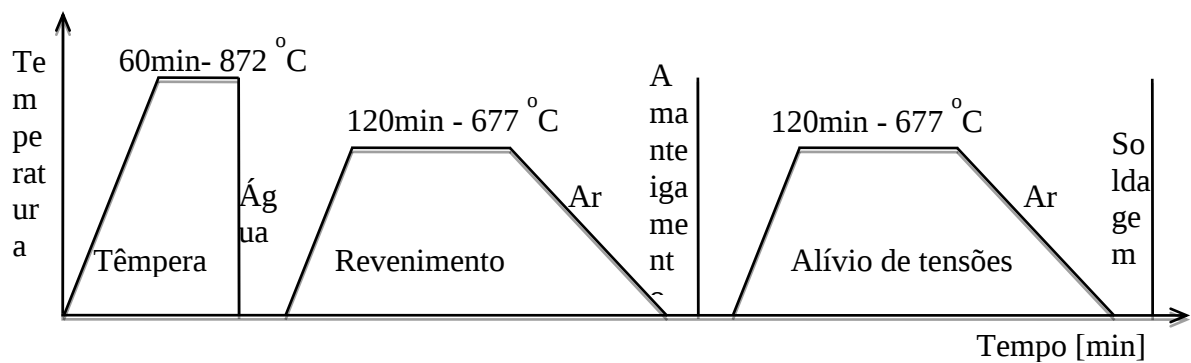
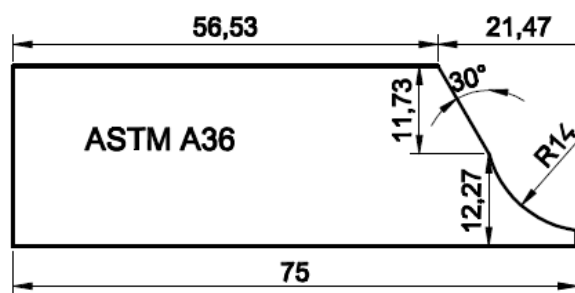


Figura 3.5 – Configuração dos tratamentos térmicos do aço AISI 8630M

As chapas de aço ASTM A36 foram preparadas de seguinte forma: seguiram-se as mesmas dimensões utilizadas nas chapas de aço do AISI 8630M, sendo usinado um chanfro em “J” para facilitar a penetração do metal de adição durante a soldagem, não recebendo nenhum tratamento térmico posterior, conforme Figura 3.6a-b.



(a)



(b)

Figura 3.6 – (a) Dimensões das chapas ASTM A36 (chanfro em “J”);

(b) Chapa ASTM A36 usinada

Desta forma, a configuração da junta com os materiais citados pode ser verificada na Figura 3.7a-b, com espessuras de aproximadamente 29 mm, com destaque para os metais de base envolvidos juntamente com o metal de adição para o amateigado e para a soldagem final na composição da junta.

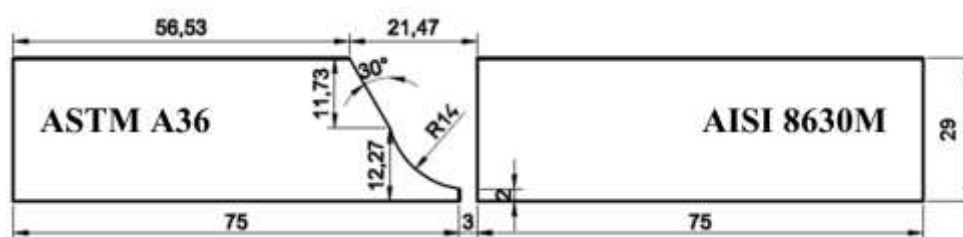


Figura 3.7a – Medidas da junta soldada (medidas em mm)

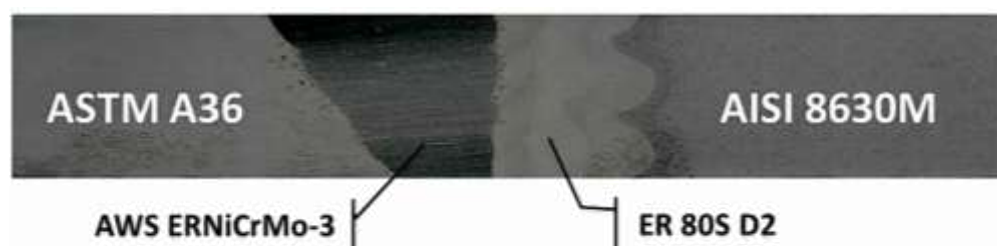


Figura 3.7b – Região da junta soldada

A seguir, serão detalhados os parâmetros utilizados no processo de amanteigamento e para a soldagem final.

3.2.2 Parâmetros do processo de soldagem

Os parâmetros de soldagem foram determinados e adequados de acordo com as orientações preliminares do fabricante do eletrodo, bem como em estudos similares ao realizados, por CATARIN 2011, FONTES 2012, COSTA 2013 e OLIVEIRA 2013, além dos ajustes necessários durante o processo. O monitoramento dos parâmetros de processo foram registrados e acompanhados através de registros de aquisição de dados utilizando o sistema de aquisição de dados de soldagem (SAP), versão 4.01 da UFSC. Para os valores registrados e as especificações utilizadas no processo, temos:

Amanteigamento: Chapas de aço AISI 8630M revestidas com ER80S-D2 (soldagem automática MAG), com a função de melhorar a ligação final entre a soldagem dos dois materiais dissimilares, proporcionando uma melhor estabilidade na coesão e aderência dos materiais. Para tal prática, foram especificados os seguintes parâmetros:

Parâmetros para o amanteigamento (aço AISI 8630M):

- Processo de soldagem: MAG (utilizando soldagem multipasse);
- Espessura mínima do revestimento: 9,5 mm;
- Temperatura de pré aquecimento inicial: 280°C (mínimo);
- Temperatura de interpasse: 370 °C máximo (controle através de pirômetro digital);
- Consumível de soldagem: AWS ER80S-D2;
- Diâmetro do eletrodo: 1,2mm;
- Gás de proteção: CO₂ (vazão 24~26 l/min);
- Velocidade de soldagem: 20 cm/min;
- Velocidade do arame: 7m/min;
- Energia de soldagem: aproximadamente 1,50 kJ/mm;
- Tensão: 26V;
- Distância entre o bico de contato e a superfície do metal de base: 14 mm.

A Figura 3.8 mostra a configuração do revestimento com metal de adição ER80S-D2, aço carbono, com destaque para a disposição das 4 camadas dispostas, totalizando os 16 cordões utilizados para a obtenção de uma espessura mínima de 9,5 mm após a usinagem, Figura 3.8(a), totalizando dezesseis cordões com quatro camadas, conforme parâmetros utilizados no processo, e com uma distancia de 1,5 mm entre o final de um cordão ao centro do cordão posterior, considerando “L” como a largura do cordão depositado, detalhe da Figura 3.8(c).

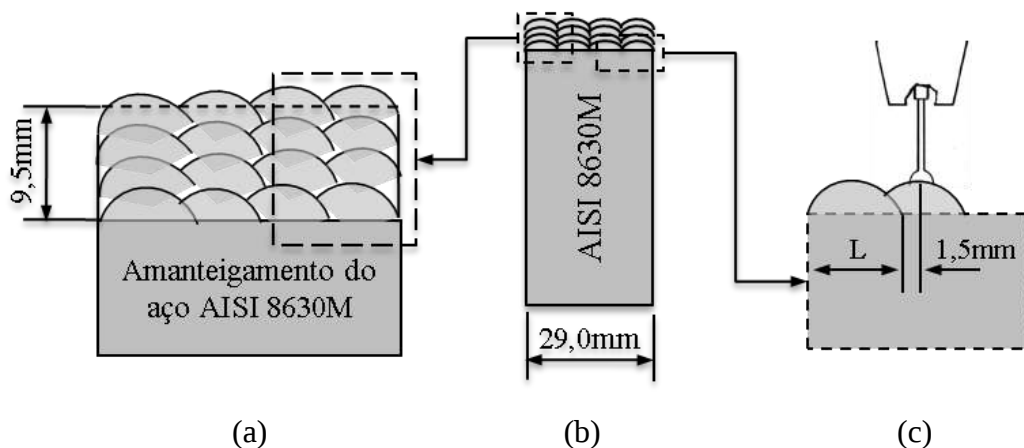


Figura 3.8 – Detalhe do processo de amanteigamento do aço AISI 8630M

Na determinação dos parâmetros de amanteigamento do aço AISI 8630M, considerou-se a condição mais estável do processo, sempre se avaliando a aparência e a inexistência de defeitos nos cordões, o que resultou numa soldagem uniforme ao longo do material.

Todos os cordões para o amanteigamento foram controlados conforme os valores determinados na metodologia, apresentando variações e ajustes normais do processo, sempre em busca de uma deposição de material mais uniforme possível.

Alguns estudos podem ser consultados e apresentam parâmetros de amanteigamento semelhantes aos determinados no trabalho. O estudo de OLIVEIRA (2013) relaciona vários parâmetros, já indicados para o processo, determinando as melhores condições de amanteigamento, dentro das considerações realizadas em seu estudo.

Antes da realização do amanteigamento no aço AISI 8630M, foram fixados abas laterais no material, conforme as Figuras 3.9a-b, para um melhor apoio dos cordões das extremidades, o que facilitou a sobreposição dos demais. Na fixação da chapa para a realização do amanteigamento, foram utilizados quatro parafusos na lateral da chapa, ficando o material fixado apenas pelos parafusos, isso proporcionou um menor contato do material, ajudando numa melhor eficiência durante o pré aquecimento da chapa.

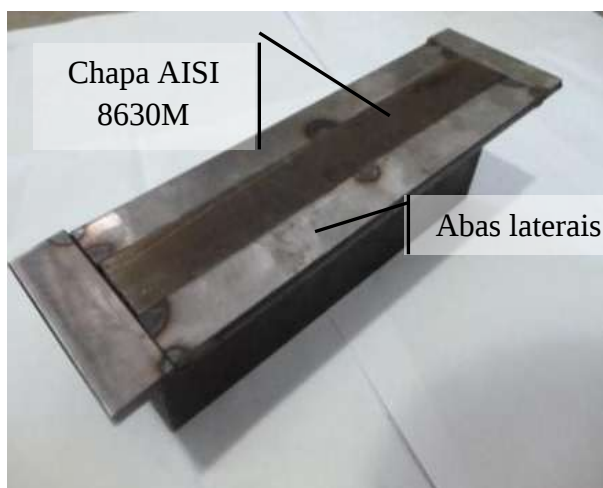


Figura 3.9a – Chapa de aço AISI 8630M com abas laterais – antes do amanteigamento



Figura 3.9b – Chapa de aço AISI 8630M com abas laterais – após o amanteigamento

É mostrado nas Figuras 3.10a–d, alguns, dos principais parâmetros do processo controlado, verificando-se uma boa estabilidade dos parâmetros ao longo dos 16 cordões para o amanteigamento. Neste controle, podemos observar que todo o processo de amanteigamento foi realizado com os valores apresentando regularidade, o que foi evidenciado com a observação dos cordões após o término de cada operação, apresentando um total de 16 cordões de solda realizados para o amanteigamento do material.

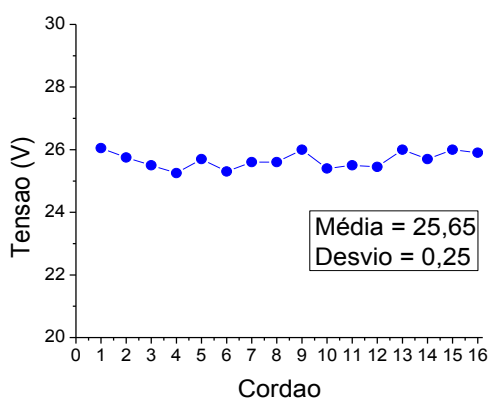


Figura 3.10a – Distribuição da tensão durante o amanteigamento

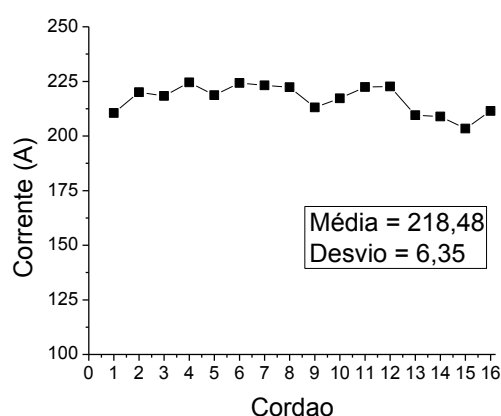


Figura 3.10b – Distribuição da corrente durante o amanteigamento

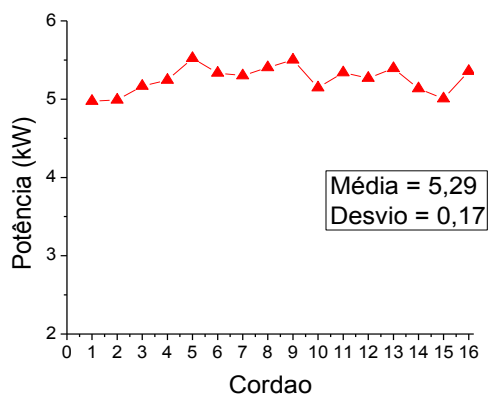


Figura 3.10c – Distribuição da potência durante o amanteigamento

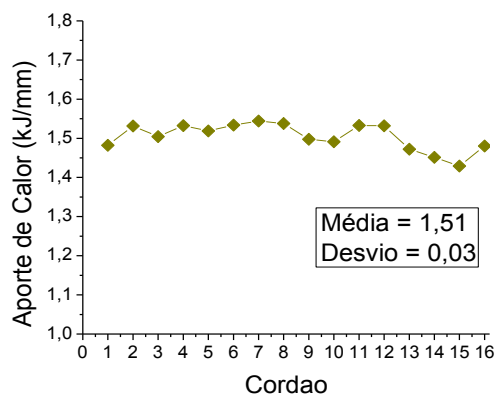


Figura 3.10d – Distribuição do aporte de calor durante o amanteigamento

Para a avaliação do aporte de calor, Figura 3.10d, considerou-se uma eficiência do processo de 90% (MIG/ MAG). Os resultados apresentaram-se dentro da faixa de valores pré-definidas anteriormente no Item 3.2, bem como em valores utilizados no trabalho de FONTES (2008), cujo valor definido foi entre 0,8 – 1,6 kJ/mm. No estudo de OLIVEIRA (2013) o valor ficou entre 0.6 – 1,2 kJ/mm.

Após o amanteigamento do aço AISI 8630M, realizou-se um tratamento térmico de alívio de tensões, conforme exposto no item 3.2.1, e em seguida, a soldagem com o aço ASTM A36. Nesta etapa, o processo automático com controle de deslocamento linear da tocha durante a soldagem MAG, sendo considerados os seguintes parâmetros, conforme os ajustes e desenvolvimento durante o processo.

Parâmetros de soldagem (Aço AISI 8630M com ASTM A36):

- Processo de soldagem: MIG com passes múltiplos;
- Temperatura de pré aquecimento: 230°C (mínimo);
- Temperatura de interface: 340 °C (máximo);
- Consumível de soldagem: AWS ERNiCrMo-3;
- Diâmetro do eletrodo: 1,2mm;
- Gás de proteção: argônio 75% e hélio 25% (vazão 13~17 litros/minuto);
- Energia de soldagem: 1690 J/mm (máximo);
- Voltagem de soldagem: 21~25 V;
- Velocidade de soldagem: 20cm/min;
- Diâmetro do orifício do gás: 12,7mm;
- Distancia do tubo de contato à peça: 12,7mm.

Nas Figuras 3.11a e 3.11b, verifica-se a fixação das chapas antes do processo de soldagem, Figura 3.11a e após o processo, Figura 3.11b. Toda a fixação foi realizada com a utilização de parafusos nas extremidades da chapa, o que proporcionou um melhor alinhamento do bocal da tocha.



Figura 3.11a – Fixação das chapas antes da soldagem



Figura 3.11b – Processo de soldagem finalizado

A Figura 3.12 mostra o detalhamento da configuração dos cordões de solda para o processo estudado, na ocasião, utilizou-se nove cordões de solda para a união entre os dois materiais, aço ASTM A36 e AISI 8630M, sendo esse último, amanteigado com aço carbono ER80S-D2.

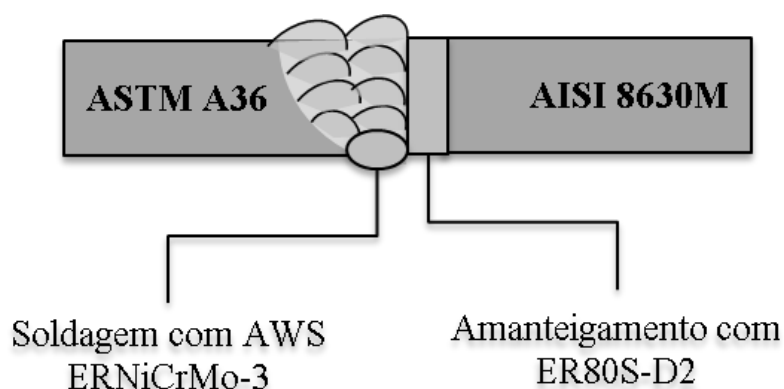


Figura 3.12 – Detalhe da junta soldada

As Figuras 3.13a–d mostram alguns dos principais parâmetros do processo controlados, verificando-se a boa estabilidade conforme o controle de cada parâmetro relacionado, totalizando 9 cordões, conforme representação nos gráficos.

Em todas as condições do processo de soldagem, verifica-se um valor inferior para o cordão 1 da solda, neste caso, 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 nas Figuras 3.13a–d, com destaque para a utilização de uma tensão inicial de 22V e uma corrente de 170A.

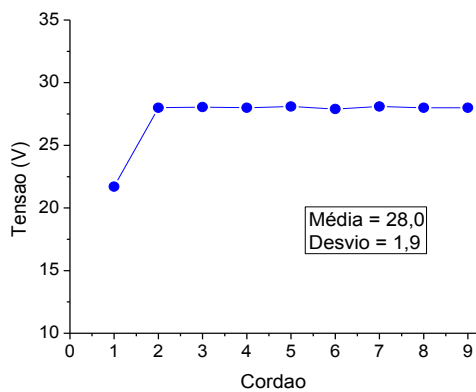


Figura 3.13a – Distribuição da tensão durante a soldagem

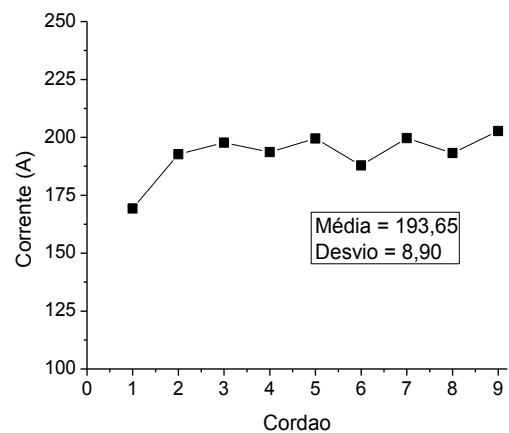


Figura 3.13b – Distribuição da corrente durante a soldagem

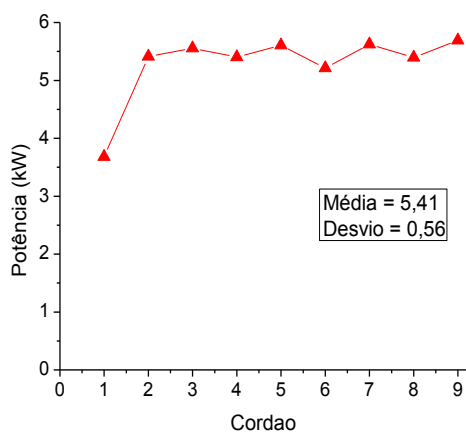


Figura 3.13c – Distribuição da potência durante a soldagem

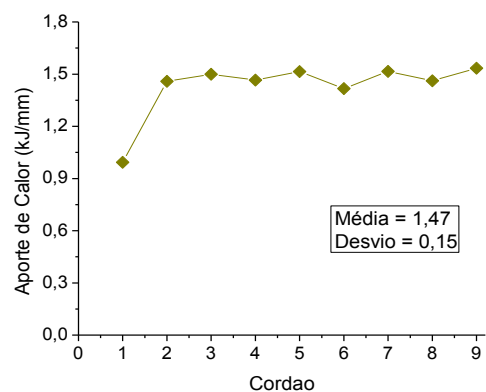


Figura 3.13d – Distribuição do aporte térmico durante a soldagem

3.2.3 Preparação dos corpos de prova

Após os materiais serem soldados, foram confeccionados os corpos de prova para os ensaios, conforme configuração da Figura 3.14. Foram obtidos corpos-de-prova para

ensaios de tração, e CTOD, tanto do metal de base como da junta soldada. Vale ressaltar que o sentido de extração dos corpos-de-prova para o ensaio de mecânica da fratura, obedeceu-se à direção NQ, conforme especificado na norma ISO 12135 (2002).

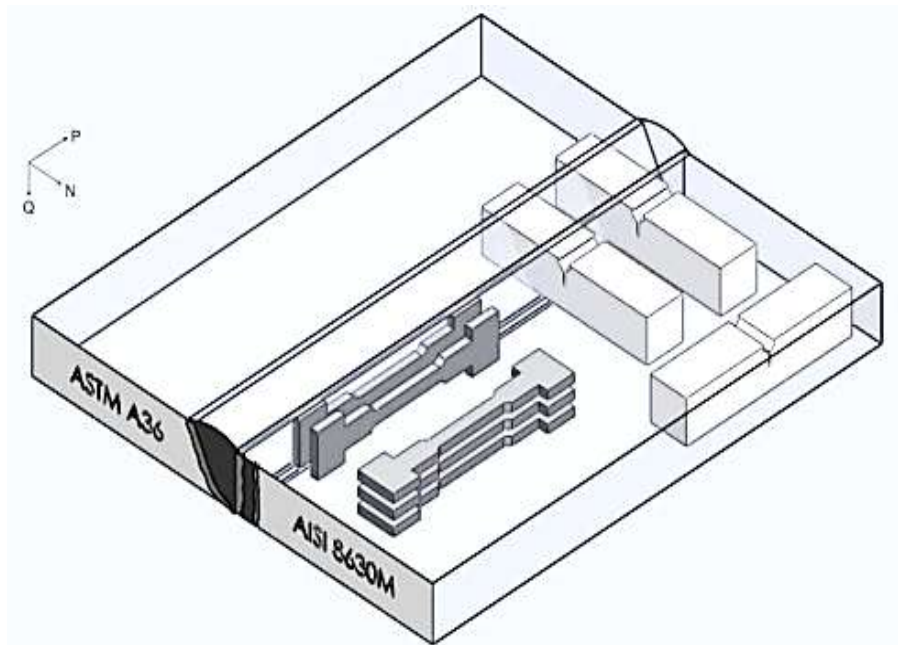


Figura 3.14 – Localização dos corpos de prova na chapa soldada

A quantidade de corpos-de-prova extraídos pode ser observada na Tabela 3.6. Os corpos-de-prova para ensaio de tração (seção retangular) foram obtidos para o metal de base e para o metal de solda do amanteigamento (eletrodo ER80S-D2) e para o ensaio de mecânica da fratura – CTOD – foram obtidos nas condições do metal de base e junta soldada (neste caso, o entalhe foi posicionado na zona afetada pelo calor gerada pelo amanteigamento).

Tabela 3.6 – Quantidade de corpos de prova da extraídos chapa da Figura 3.9

Tipo de Ensaio	Quantidade	Região	Condição
CTOD	3	Metal de base	Sem H^+ (ao ar)
	3		Com H^+ (em ambiente assistido)
	3	Junta soldada	Sem H^+ (ao ar)
	3		Com H^+ (em ambiente assistido)
Tração	3	Metal de base	Sem H^+ (ao ar)
	2	Metal de solda	Sem H^+ (ao ar)

3.2.3 Hidrogenação dos corpos de prova

Para a hidrogenação dos corpos de prova, seguiram-se recomendações da norma DNV-RP-B401 (*Cathodic Protection Design*), simulando um sistema de proteção catódica adotada para a proteção de metais em ambientes agressivos.

Todos os corpos de prova, exceto os ensaiados ao ar, permaneceram hidrogenados em uma cuba em água do mar sintética por um período de 7 dias em uma temperatura de 0°C, simulando a situação real da utilização desses materiais em ambientes subaquáticos.

O ambiente assistido, foi controlado, através da temperatura e do pH. Quando da variação do pH, foi realizado a substituição da água para a manutenção do parâmetro em 7,0. Os corpos de prova ficaram submersos na água do mar sintética, e para cada etapa de hidrogenação, foram hidrogenados 3 corpos de prova simultaneamente, durante o período mencionado e após o tempo decorrido, as amostras foram retiradas da cuba e estabilizadas a temperatura ambiente de 25 0°C num tempo de 1 hora, logo após, realizou-se o ensaio de mecânica da fratura para a determinação do CTOD.

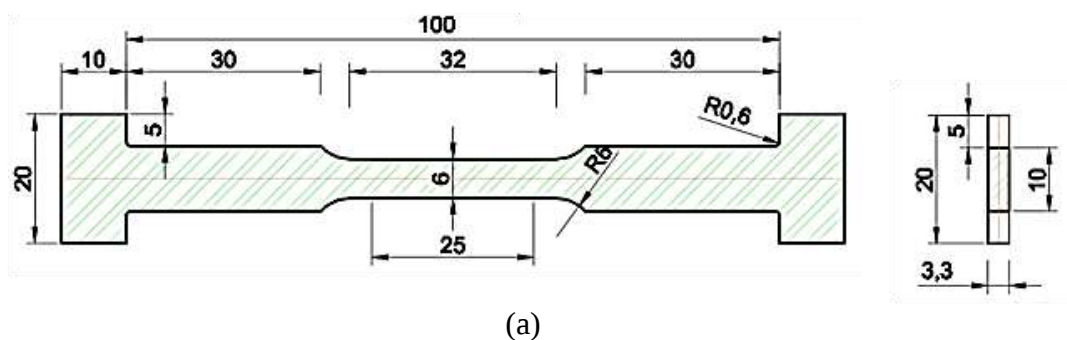
Para o sistema utilizado para hidrogenar as amostras, utilizou-se de contra eletrodos de titânio; eletrodo de referência de calomelano saturador e potenciostato, para a polarização dos corpos-de-prova no ambiente de água do mar através da aplicação do potencial definido, todos dispostos em uma cuba acrílica para melhor visualização e controle das amostras.

Na ocasião, obedeceu-se aos seguintes critérios para hidrogenação do metal de base e da junta soldada, conforme descrito na distribuição das amostras na Tabela 3.6:

- Construção de polarizador para hidrogenação para acomodação de 3 corpos de prova protegidos catodicamente;
- Meio com água do mar sintética, sendo preparada conforme a norma ASTM D 1141 (2008);
- As amostras foram submetidas a um potencial de -650mV;
- Monitoramento do pH da água sintética do mar em no mínimo 7,0;
- Tempo de encharque dos corpos de prova: durante um período de 7 dias em 0°C (total de 168 horas sem interrupção).

3.2.4 Ensaio de tração

Com o objetivo de se avaliar a resistência mecânica das condições envolvidas, realizou-se o ensaio de tração nas condições: metal de base (aço AISI 8630M) e do metal do amanteigamento (ER80SD-2). Os ensaios foram realizados ao ar e sem a dopagem de hidrogênio, seguindo a norma ASTM E 8M-04 (2008), Figura 3.15, com seção retangular.



Figuras 3.15 – Corpo-de-prova para ensaio de tração (medidas em mm)

Como critério de validação do teste, considerou-se para a ruptura do corpo de prova na região soldada, um limite de resistência da junta igual ou superior ao limite de resistência do metal de adição adotado, neste caso a liga eletrodo ER 80SD-2. Para a ocorrência da ruptura fora da região soldada, considerou-se um valor mínimo 95% da tensão limite de resistência especificada para o aço AISI 8630M. A Figura 3.15 mostra o desenho do corpo de prova utilizado no ensaio.

Para este ensaio, extraiu-se 3 corpos de prova na direção longitudinal ao metal de solda ER80S-D2 bem como a retirada de 3 corpos de prova para o metal de base.

Os ensaios de tração foram realizados utilizando-se uma máquina universal de ensaio *Shimatzu* servo controlada, e com capacidade máxima de 200 kN e com um controle de taxa de deslocamento de 0,8 mm/min à temperatura ambiente (25 °C), determinando-se o limite de escoamento a partir da deformação permanente de 0,2%, e o limite de resistência à tração, a partir da carga máxima suportada pelo material. Para o experimento, foram utilizados três corpos-de-prova em cada condição citada. As propriedades mecânicas foram representadas por uma média em cada situação.

3.2.5 Ensaio de tenacidade à fratura – CTOD

O ensaio de tenacidade à fratura para determinar o parâmetro CTOD será baseado na norma ISO 12135 (2002). No ensaio, a preparação dos corpos de prova, foi realizada com a usinagem da chapa soldada, definindo a geometria necessária, conforme detalhamento na Figura 3.12. Em seguida, usinou-se o entalhe na região de interesse (ZAC do amanteigamento) e confeccionou-se a trinca por fadiga na raiz do entalhe no próprio equipamento de realização do ensaio, máquina servo pulse de fabricação *Shimadzu*.

Na confecção dos corpos de prova, inicialmente, a chapa soldada foi planificada com uma fresadora, deixando toda a chapa plana, em seguida, utilizou-se o processo de eletro erosão para usinar o perfil dos corpos de prova. Após essa etapa, os blocos foram retificados para assegurar um melhor acabamento superficial, a usinagem foi realizada por eletro erosão com a utilização de um fio com diâmetro de 0,18mm, o que possibilitou a usinagem do entalhe de forma precisa e atendendo a norma ISO 12135 (2002).

Definição da geometria do corpo de prova: em função da espessura do corpo de prova ($B=20$ mm) e da largura ($W=20$ mm), são determinadas todas as outras dimensões, tanto do corpo de prova como dos dispositivos envolvidos no equipamento, sempre seguindo os critérios da norma ISO 12135 (2002); Um detalhe importante para a confecção dos corpos de prova da junta soldada foi à localização do entalhe usinado e consequentemente a pré-trinca de fadiga. A norma API RP 27 (2005) afirma que a pré trinca deve ser a uma distância de 1,0 mm da linha de fusão em direção a ZAC da região soldada, obedecendo a um direcionamento da fratura na maior parte da região com microestrutura de grão grosseiro, conforme detalhes na Figura 3.16.

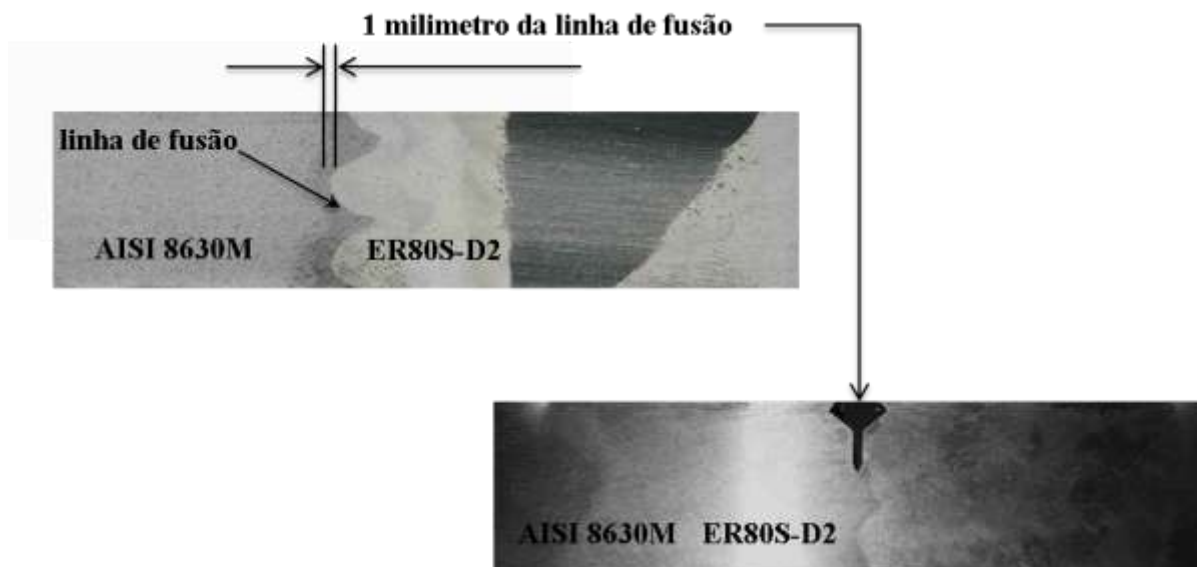


Figura 3.16 – Detalhe do entalhe na ZAC do aço AISI 8630M

Orienta-se fazer uma macrografia da junta, identificando a transição entre o metal de solda e a ZAC, caracterizando a linha de fusão e o local da pré-trinca de fadiga. Maiores detalhes, também podem ser verificados na norma API 1104 (2005) e DNV-OS-F101 (2000).

A seguir, verifica-se os procedimentos adotados durante o ensaio de mecânica da fratura:

1. A abertura da pré trinca de fadiga foi realizada a partir do entalhe usinado no corpo de prova. A pré trinca foi observada através da aplicação de carregamentos cíclicos na amostra, com uma frequência de 15 Hz e uma razão de carga (R) de 0,1. O monitoramento da abertura da trinca de fadiga foi acompanhado por um extensômetro obedecendo a relação a/W igual a 0,5.

2. Parâmetros para o ensaio de CTOD: após a confecção da pré-trinca de fadiga, conforme item 2, os parâmetros para o ensaio de CTOD são fornecidos ao software (GLUON), com informações das dimensões do corpo de prova utilizado bem como os resultados obtidos na pré-trinca de fadiga (tamanho da trinca inicial e final; variação do fator de intensidade de tensão – ΔK e números de ciclos). Em seguida, realizou-se o ensaio de CTOD.

3. Após o ensaio de CTOD e antes da separação final em duas partes do corpo de prova, a amostra foi submetida a um carregamento cíclico, no mesmo equipamento utilizado no ensaio, para a marcação da região final do ensaio, o que foi observado claramente após a separação final com a utilização de uma prensa hidráulica. Mostra-se na Figura 3.17a o corpo de prova fraturado e na Figura 3.17b a amostra separada pela prensa hidráulica.



Figura 3.17a – CP SE(B) fraturado

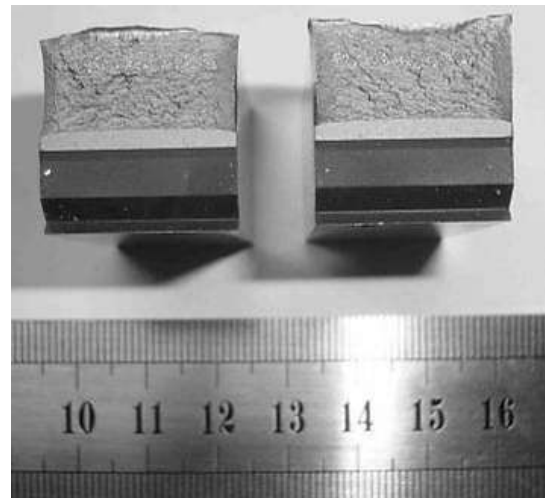


Figura 3.17b – CP SE(B) separado

4. Medição e avaliação da região fraturada: após o ensaio de CTOD, o corpo de prova deve ser quebrado para separação das partes fraturadas, essa operação foi realizada no próprio equipamento do ensaio, utilizando cargas cíclicas para identificação da região sem fratura. A região fraturada deve ser medida, seguindo os procedimentos da norma ISO 12135 (2002), e em seguida visualizada com microscopia óptica e MEV;

5. Determinação do CTOD: com as medidas realizadas da fratura, bem como validação do ensaio utilizando o software de tratamento dos dados (GLUON).

Para uma melhor visualização do prosseguimento seguido, observa-se o fluxo da Figura 3.18, para a realização do ensaio de mecânica da fratura na determinação do CTOD.

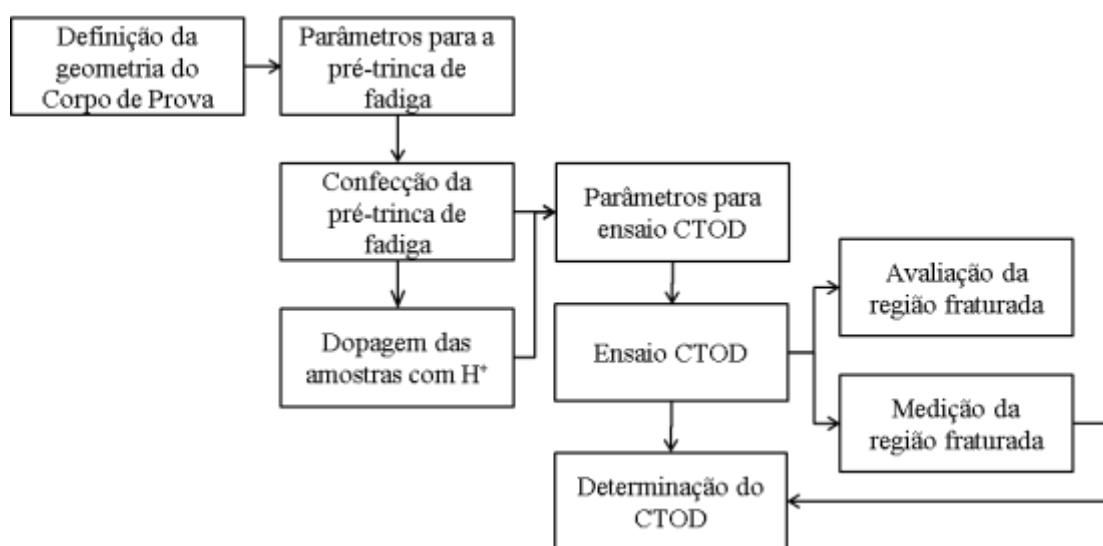


Figura 3.18 – Fluxo do ensaio de CTOD

Os corpos-de-prova utilizados foram do tipo SE (B), com a seguinte configuração para o metal de base (MB) e junta soldada (entalhe na ZAC), considerando: $B=20\text{mm}$ (espessura); $W=20\text{mm}$ (largura); $S=4W=80\text{mm}$ (distância entre os apoios dos roletes) e $a/W=0,5$ (relação prevista). Verifica-se na Figura 3.19 a configuração geral do corpo de prova SE(B) utilizado no ensaio de CTOD, conforme a norma ISO 12135 (2002).

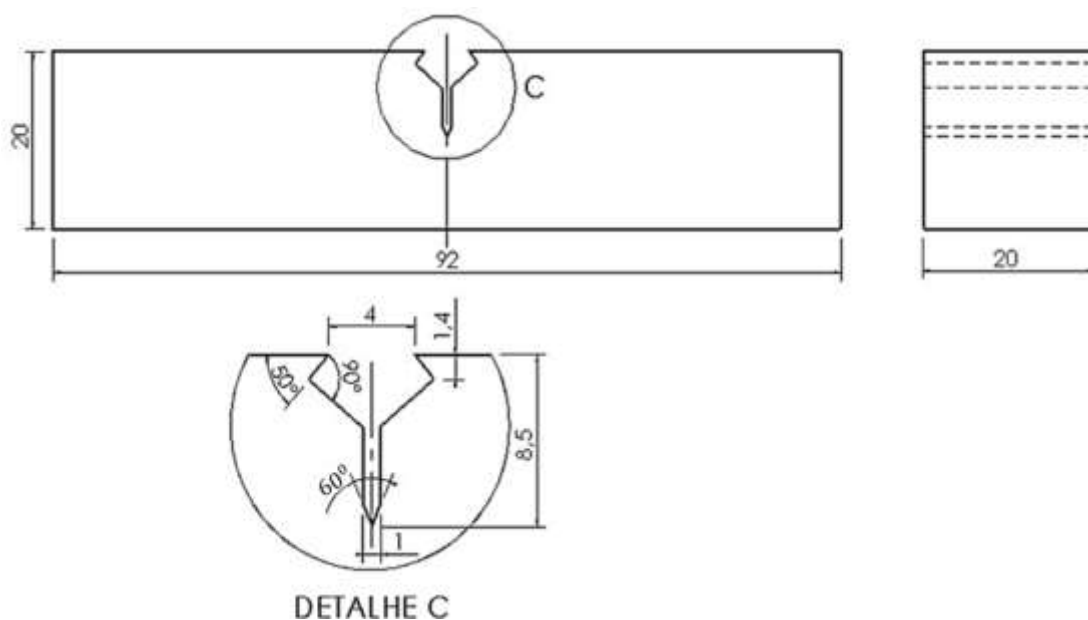


Figura 3.19 – Corpo de prova do tipo SE(B) ensaiado, (dimensões em mm)

Com as medições determinadas, pode-se dimensionar o tamanho da trinca inicial na seguinte condição: $9 \text{ mm} \leq a \leq 14 \text{ mm}$, com entalhe inicial de 8,5 mm, conforme configuração da Figura 3.19 e uma relação definida em $a/W=0,5$. Todas as dimensões foram baseadas nas normas ISO 15653 (2010), ISO 12135 (2002) e ASTM 1820 (2010).

Todos os ensaios de CTOD foram realizados em temperatura ambiente (25 °C) e o valor obtido do CTOD, foi a partir da carga máxima do ensaio. Durante o ensaio, os dados foram obtidos referentes à abertura do extensômetro em função da carga máxima aplicada e com base no gráfico gerado pelo ensaio, obtêm-se as informações necessárias para a determinação do CTOD. As Figuras 3.20a e 3.20b mostram o posicionamento do corpo de prova antes e após o ensaio de CTOD, respectivamente.

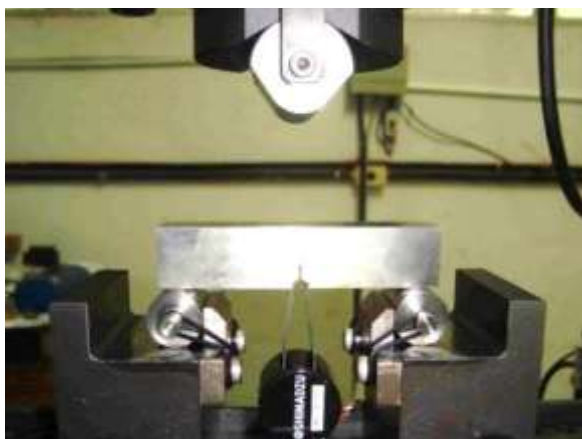


Figura 3.20a – Início do ensaio CTOD



Figura 3.20b – Final do ensaio CTOD

O ensaio foi conduzido utilizando-se uma máquina universal de ensaio *Shimatzu* servo controlada com capacidade máxima de 200 kN. O controle do ensaio foi realizado a uma taxa de deslocamento de 1 mm/min em todas as condições. Após o ensaio, os corpos-de-prova foram separados definitivamente, utilizando-se uma prensa hidráulica. Em seguida, as fraturas foram mensuradas (tamanho inicial e crescimento estável das trincas), e calculados os valores do CTOD, ISO 12135 (2002). A Figura 3.21a-b nos mostra o corpo de prova após o ensaio e separado para a avaliação da fratura.



Figura 3.21a – Regiões do corpo de prova SE(B) fraturado

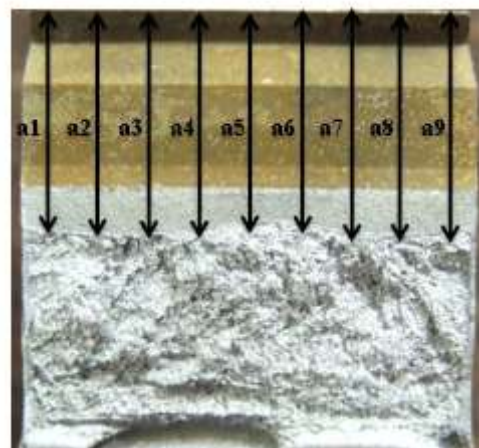


Figura 3.21b – Medição da trinca de fadiga do corpo de prova SE(B) separado

As Figuras 3.21a-b mostram o corpo de prova SE(B) após a fratura, destacando-se na Figura 3.21a as regiões do entalhe usinado, pré-trinca de fadiga e fratura do ensaio. Observa-se um bom alinhamento para a trinca de fadiga, não apresentando desvios. Na Figura 3.21b, mostra-se a metodologia seguida para a medição do comprimento da trinca por fadiga, sendo considerado um parâmetro importante no cálculo do CTOD, conforme Equação 2.8. Para a realização da medição, utilizou-se um projetor de perfil para uma melhor determinação das dimensões, ISO 12135 (2002).

3.2.6 Ensaio de macrografia da região soldada

Como requisito de análise para um melhor entendimento dos resultados, foram realizadas análises macrográficas para a determinação de todas as zonas envolvidas na junta soldada, identificando a homogeneidade ou não do processo bem como a geometria da solda, a organização dos cordões depositados, a presença ou não de discontinuidades e a região de transição entre metal de base e o metal de solda (ZAC).

A análise foi realizada na secção transversal da junta soldada previamente polida e atacada com 2% de nital durante um tempo de aproximadamente 30 segundos, de modo a expor a macroestrutura da região de interesse. Para o registro das imagens, utilizou-se uma câmera fotográfica digital.

3.2.7 Ensaio de microscopia ótica

O estudo e caracterização da microestrutura foi realizada por microscopia ótica em um microscópio de fabricação ZEISS/ AXIOTECH e a aquisição das imagens foi realizada eletronicamente com o programa analisador de imagens AnalySIS. A preparação das amostras seguiu a norma ASTM E3-01, envolvendo as etapas de: embutimento, polimento e ataque com nital em 2%, necessário para a revelação da microestrutura.

3.2.8 Ensaios de dureza

Para a determinação da dureza, utilizou-se um durômetro de fabricação Mitutoyo HR-300 Seguiram-se os requisitos técnicos especificados pelas normas NACE MR0175 e API-6A, avaliando-se o aço AISI 8630M amanteigado e a junta soldada (constituída pelos aços ASTM A-36 e AISI 8630M). Para a avaliação do aço amanteigado, o ensaio foi realizado na região transversal e longitudinal ao amanteigamento da chapa, juntamente com a determinação da dureza na junta soldada no plano transversal a solda.

Os ensaios de dureza foram realizados em 3 etapas para um melhor acompanhamento e avaliação dos resultados na determinação da dureza do aço AISI 8630M amanteigado com e sem tratamento térmico de alívio de tensões, além da junta soldada, constituída pelos aços AISI 8630M e ASTM A36. Na Tabela 3.7 é verificado o plano de ensaios para cada situação citada e as normas utilizadas como procedimentos.

Tabela 3.7 – Pano de ensaios de dureza

Etapa	Condição	Plano do ensaio	Norma utilizada
1ª	AISI 8630M amanteigado STTAT	Longitudinal	API-6A (2010)
		Transversal	
2ª	AISI 8630M amanteigado CTTAT	Longitudinal	
		Transversal	
3ª	Junta soldada	Transversal	NACE MR 0175 (2005)

Mostram-se nas Figuras 3.22 e 3.23, a forma de realização do ensaio de dureza para as regiões longitudinal e transversal, respectivamente, do aço AISI 8630M amanteigado. A avaliação verificou-se para cada condição com e sem o tratamento térmico de alívio de tensões. Para fins de análise, a escala utilizada nos ensaios foi à dureza HV (*Vickers*) sendo o ensaio referenciado inicialmente pela LF – Linha de Fusão, e tendo as medidas em relação à LF.

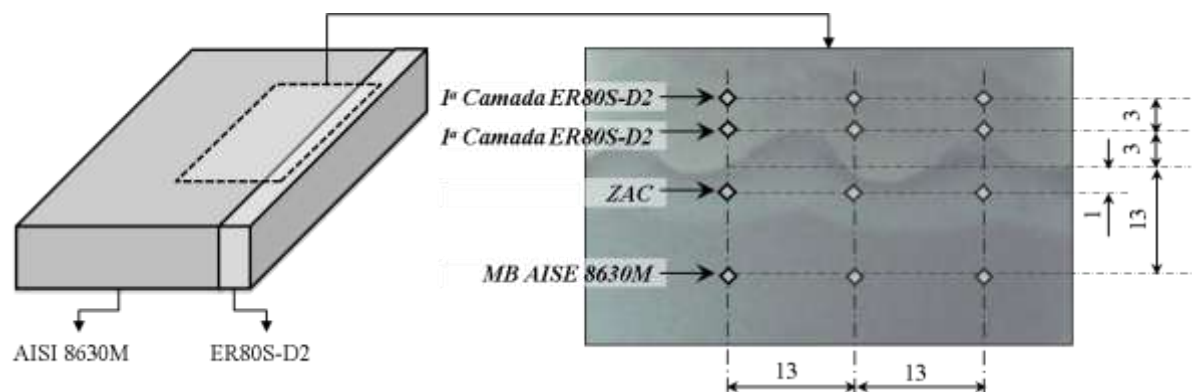


Figura 3.22 – Aço 8630M amanteigado com ER80S-D2 – Plano longitudinal do ensaio de dureza, medidas em mm (adaptado da API-6A, 2010)

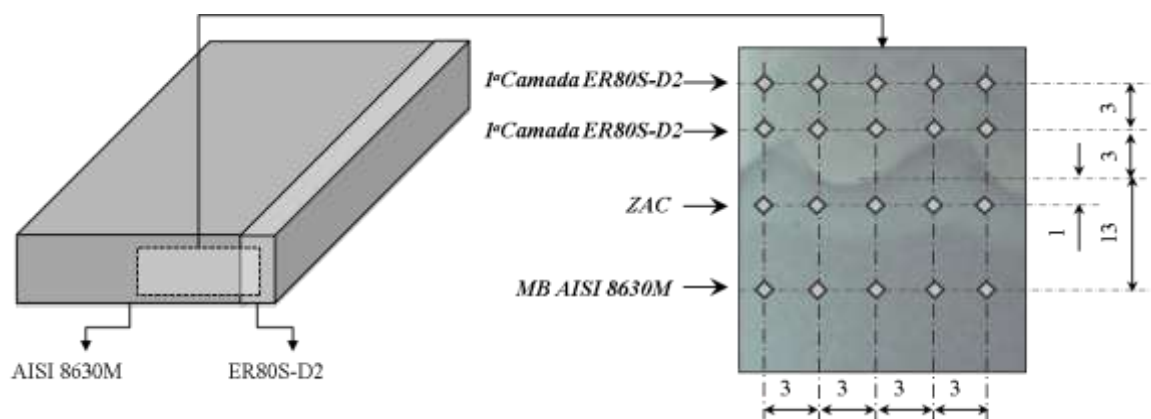


Figura 3.23 – Aço 8630M amanteigado com ER80S-D2 – Plano transversal do ensaio de dureza, medidas em mm (adaptado da NACE MR 0175, 2005)

Na determinação da dureza ao longo da junta soldada, seguiram-se os mesmos procedimentos do material amanteigado, conforme a configuração da Figura 3.24. No entanto a análise foi realizada em toda a junta, com destaque para a região de maior interesse, definida como ZAC de amanteigamento, uma vez que alguns problemas de fratura em campo foram evidenciados nessa região.

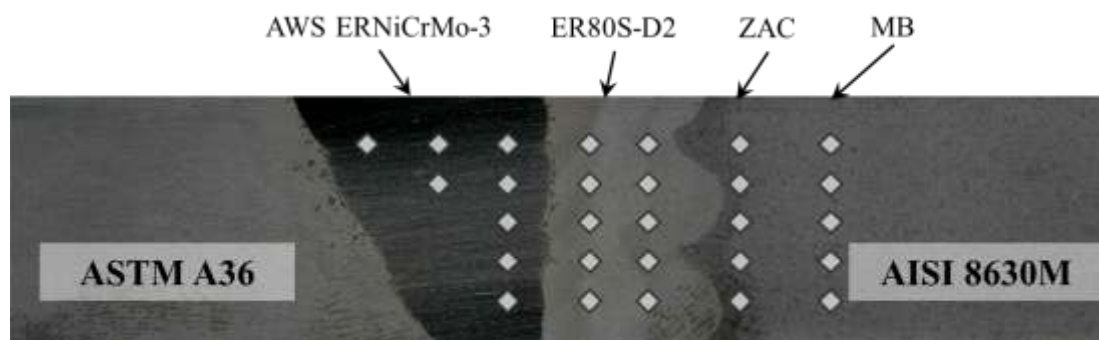


Figura 3.24 – Localização das medições de dureza da junta soldada

3.2.9 Ensaios de microdureza

A determinação da microdureza justifica-se pela necessidade de avaliar a dureza de constituintes individuais de uma microestrutura, analisando a existência de fases frágeis no material, além de avaliar a linha de fusão ou zona de ligação entre o metal de solda e o metal de base.

A amostra para a análise foi preparada metalograficamente com embutimento em baquelite. Realizando-se o ensaio em um microdurometro de fabricação SHIMADZU HARDNESS TESTERS HMV – 2 SERIES, em escala HV 0.1, utilizando um tempo de 15 segundos. No ensaio, utilizou-se uma lente de aumento para medição das diagonais.

Foram realizadas análises do aço AISI 8630M amanteigado com ER80S-D2 e nas condições: STTAT e CTTAT, e realizou-se o ensaio no plano perpendicular ao cordão de amanteigamento. No ensaio, foram realizadas 180 impressões de microdureza *Vickers* (HV), distribuídas em 3 colunas contendo 60 impressões, extraindo-se uma média entre 5(cinco) leituras, dispostas, segundo a formação ampliada da Figura 3.25, objetivando uma maior precisão no ensaio em cada região.

Para a identificação de cada coluna, foi definida a coluna inferior como a mais próxima do passe de raiz da soldagem com o aço ASTM A36.

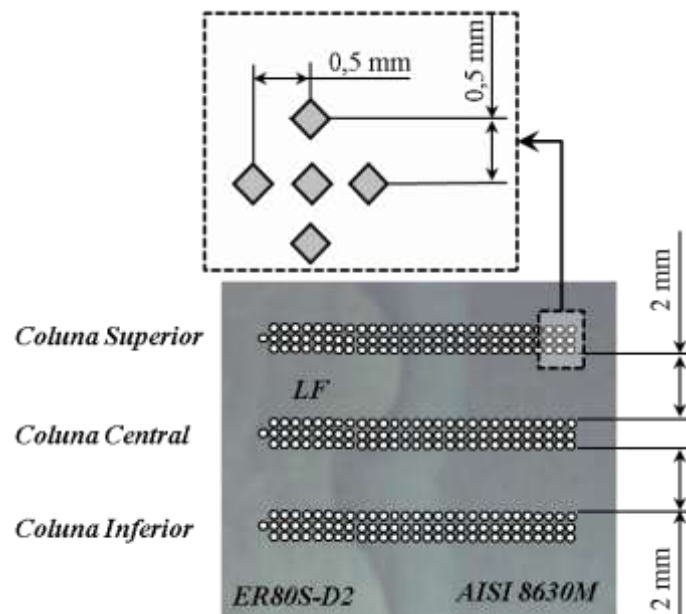


Figura 3.25 – Representação do perfil do ensaio de microdureza do aço AISI 8630M amanteigado com ER80S-D2

Para a avaliação da junta soldada e avaliação da ZAC com suas interfaces, entre o MS e MB, adotou-se o mesmo procedimento realizado para o material amanteigado, conforme se verifica na Figura 3.26 mantendo-se as mesmas distâncias adotadas. Tendo-se como referência inicial a linha de fusão, LF, como início do ensaio, Figura 3.21.

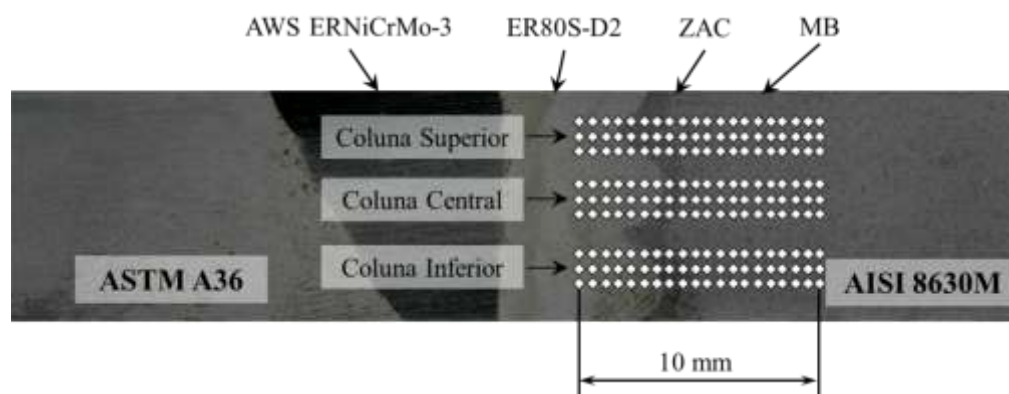


Figura 3.26 – Localização das medições de microdureza (DNV-OS-F101, 2008)

Na determinação da microdureza, bem como da dureza, no material amanteigado e após o processo de soldagem, o estudo fez-se necessário em função de um melhor entendimento da influência do processo de soldagem e do tratamento térmico de alívio de tensões, até a obtenção da junta soldada, com a identificação de uma possível formação e localização das zonas frágeis ao longo do material processado.

3.2.10 Avaliação fractográfica

As superfícies fraturadas foram avaliadas após cada condição de ensaio, com a finalidade de verificar o tipo de fratura que o material apresentou. A análise foi realizada através da microscopia eletrônica de varredura (MEV) bem como por Microscopia Ótica (MO). Esta última análise, para a verificação do caminho percorrido pela trinca após o ensaio, seguindo-se a norma ISO 15653 (2010).

A avaliação através do MEV foi realizada no Laboratório de Solidificação Rápida do Departamento de Engenharia Mecânica da UFPB, utilizando um equipamento com recursos de análise química por energia dispersiva modelo LEO 1430, com o objetivo de se analisar a superfície de fratura das amostras, para uma melhor visualização dos locais e do tipo de fratura existente após os ensaios realizados.

CAPÍTULO 4

RESULTADOS OBTIDOS

4.1 ENSAIOS DE MICRODUREZA

Para a avaliação da microdureza HV 0,10, os resultados foram obtidos em três condições: aço 8630M amanteigado: STTAT (sem tratamento térmico de alívio de tensão), CTTAT (com tratamento térmico de alívio de tensão) e o perfil da microdureza da junta soldada. As Figuras 4.1, 4.2 e 4.3, retratam, respectivamente, os resultados para as condições mencionadas.

4.1.1 Microdureza sem tratamento térmico (8630M STTAT)

Na Figura 4.1, mostra-se as medidas de microdureza do aço AISI 8630M amanteigado e sem o tratamento térmico de alívio de tensão (conforme descrito no item 3.2.1). Todos os ensaios seguiram a metodologia da norma DNV OS E101 (2008) que definem em três eixos as indentações para o ensaio.

Conforme os valores obtidos, verificam-se na região da ZAC, alguns valores de microdureza próxima ao valor de 350 HV, e que para um melhor controle nas regiões não é recomendados valores desse nível por favorecer a possibilidade de fratura frágil no material.

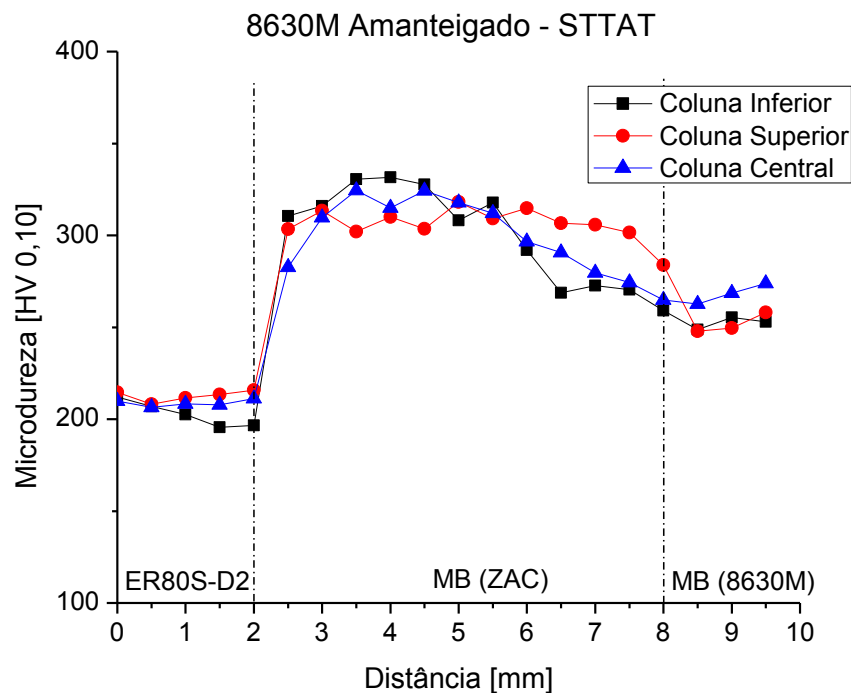


Figura 4.1 – Perfil de microdureza no aço 8630M amanteigado – STTAT

Na Tabela 4.1 pode ser verificada a média e o desvio padrão das medidas realizadas, separada para cada região, conforme Figura 4.1, a ser verificado o MS (metal de solda ER80S-D2), ZAC (zona afetada pelo calor) e MB (metal de base, AISI 8630M). Na avaliação, observa-se um maior valor médio na ZAC compreendida entre 2 à 5 mm, apresentando um valor médio de 303 HV.

Tabela 4.1 – Médias das microdurezas do aço 8630M amanteigado - STTAT

Região	Média [HV 0,10]	Desvio Padrão
MS (ER80S-D2)	208	5,9
ZAC	303	19,0
MB (8630M)	260	10,9

A observação que se faz ao aumento da microdureza na região da ZAC sem tratamento térmico de alívio de tensões, esta relacionada à microestrutura, modificada pelo processo de soldagem, resultando, possivelmente, na formação do microconstituente martensita não revenida, elevando as tensões internas na região, o que pode favorecer a uma fragilização local do material.

Na Figura 4.2 é mostrada a variação da microdureza na região de interface do material amanteigado STTAT, com aumento de aproximadamente 100 HV_{0,1} entre as regiões do MS e MB (ZAC), justificada pelo maior teor de carbono do metal de base, além de ser uma região afetada termicamente e com características da presença de microconstituente de dureza mais elevada, como a martensita não revenida.

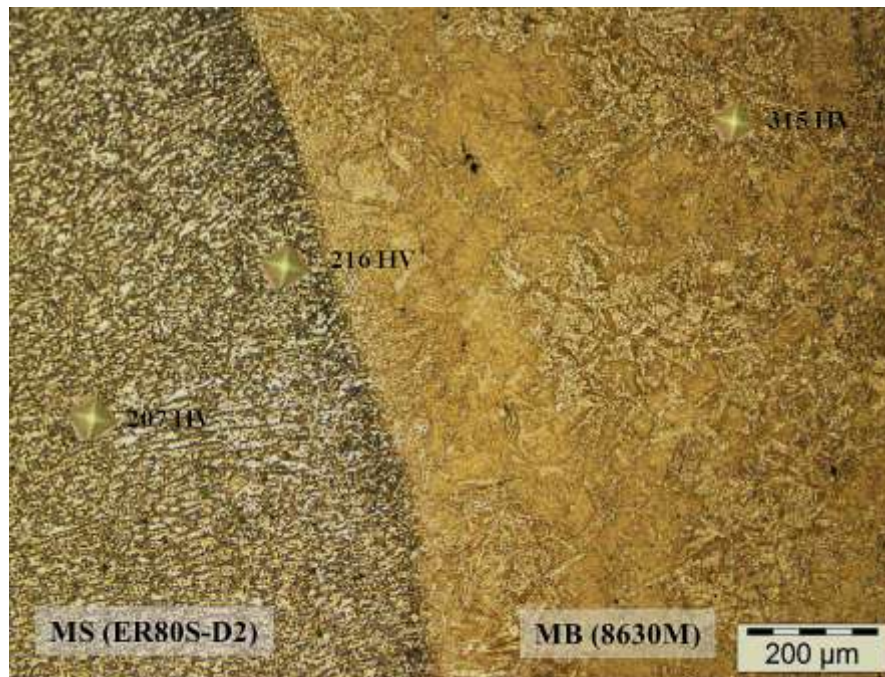


Figura 4.2 – Regiões de microdureza STTAT

4.3.2 Microdureza com tratamento térmico (8630M CTTAT)

Para os resultados da microdureza HV 0.10 do aço 8630M amanteigado CTTAT (com tratamento térmico de alívio de tensão), os valores, principalmente, apresentaram uma pequena redução na ZAC, atendendo aos requisitos da norma DNV RP B401.

Os valores obtidos no ensaio CTTAT, são verificados na Figura 4.3. Observa-se uma melhor uniformidade nos resultados obtidos do que STTAT, bem como um valor médio na ZAC de 275 HV 0,10, apresentando uma redução média de aproximadamente. Essa redução da microdureza na ZAC esta relacionada ao microconstituente martensita revenida.

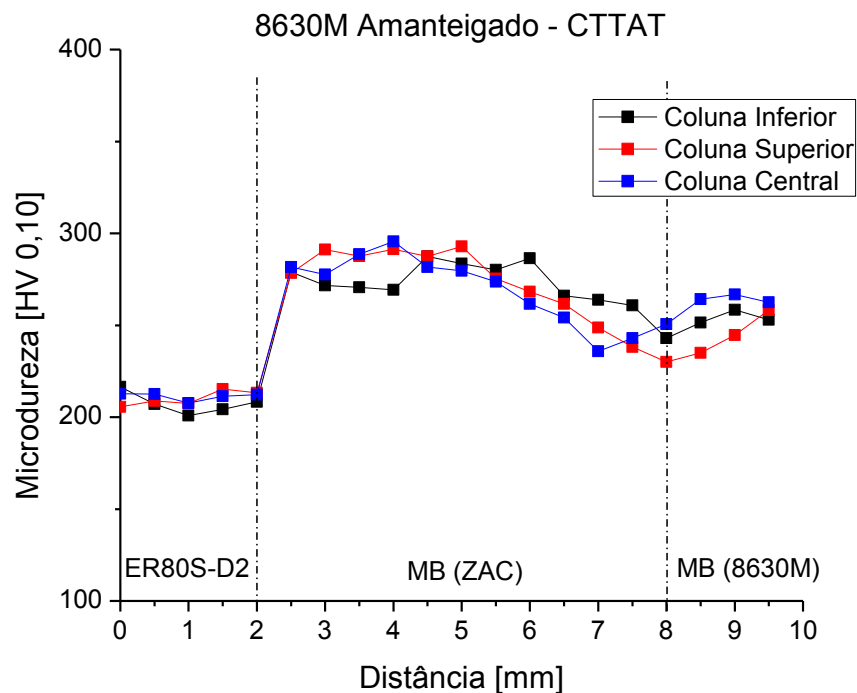


Figura 4.3 – Perfil de microdureza no aço 8630M amanteigado - CTTAT

Na Tabela 4.2 verificam-se os valores médios para a condição CTTAT, com destaque para a redução da dureza na ZAC comparada ao material STTAT, apresentando uma redução média no valor de 10%, conforme a ação do tratamento térmico de alívio de tensões.

Tabela 4.2 – Médias das microdurezas do aço 8630M amanteigado - CTTAT

Região	Média [HV 0,10]	Desvio Padrão
MS (ER80S-D2)	210	4,3
ZAC	275	13,4
MB (8630M)	254	8,9

O limite da microdureza máxima de 350 HV, definida pela norma DNV RP B401 (2010), indica que acima deste valor, tem-se a presença de martensita que é frágil, principalmente sob ação do hidrogênio. Tal controle faz-se necessário no estudo, uma vez que é direcionado para a região da ZAC do amanteigamento do aço AISI 8630M. O controle deste limite, proporciona uma menor possibilidade de fragilização do material. Pode ser verificado na Figura 4.4, a variação da microdureza entre o metal de solda e o metal de base (ZAC).

OLIVEIRA (2013) E COSTA (2013) determinaram, em seus estudos, valores de microdureza no aço AISI 8630M amanteigado, cujos resultados foram próximos aos determinados no presente trabalho.

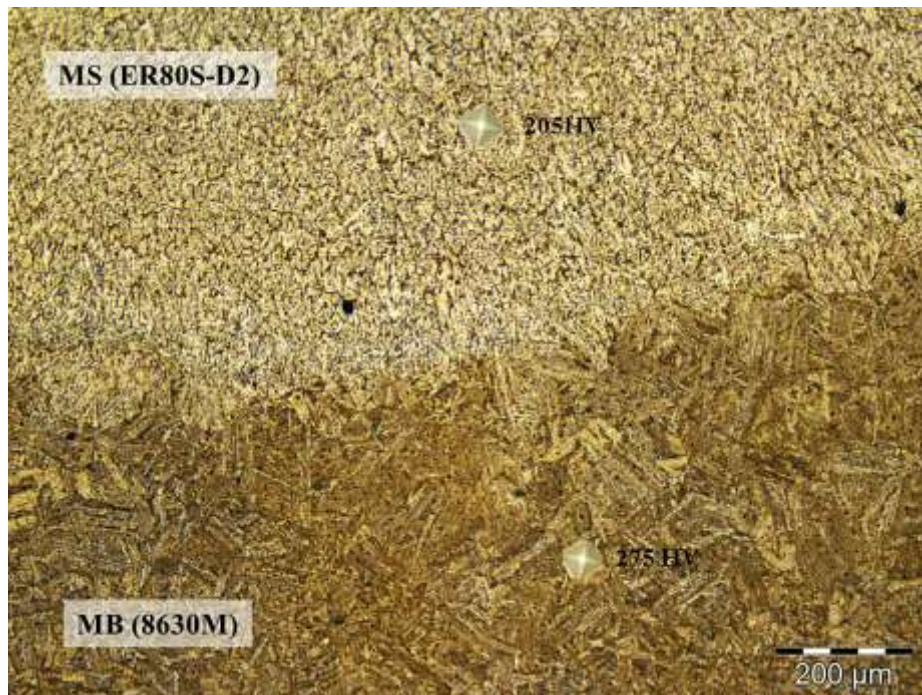


Figura 4.4 – Regiões de microdureza CTTAT

4.3.3 Microdureza da junta soldada (8630M com ASTM A-36)

Seguindo os mesmos procedimentos do material amanteigado CTTAT e STTAT, foram determinados para a junta soldada, os resultados da microdureza, visualizados na

Figura 4.5, com a avaliação voltada para o metal de base AISI 8630M, ZAC (gerada pelo amanteigamento) e metal de solda (ER 80S-D2).

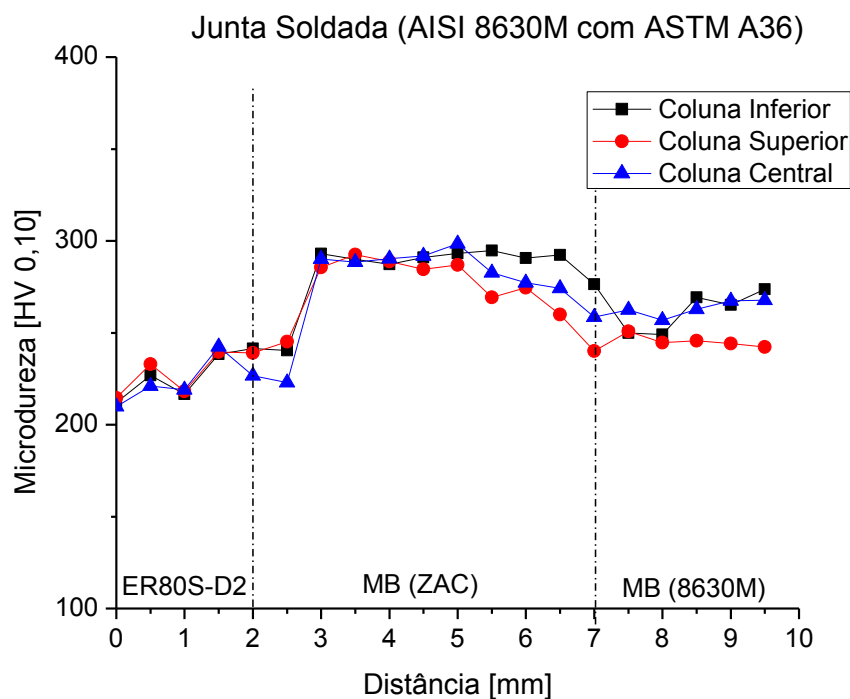


Figura 4.5 – Perfil de microdureza da junta soldada

Mostra-se na Tabela 4.3 a avaliação média da microdureza da junta soldada, não apresentando variações relevantes após a soldagem.

Tabela 4.3 – Médias das microdurezas da junta soldada

Região	Média [HV 0,10]	Desvio Padrão
MS (ER80S-D2)	231	10,1
ZAC	280	14,5
MB (8630M)	259	11,9

A microdureza ao longo da junta soldada mostra um perfil similar ao material CTTAT, podendo-se verificar que o processo de soldagem entre os aços AISI 8630M e

ASTM A-36 não alterou essa propriedade, mantendo-se, praticamente o mesmo comportamento da microdureza.

Como efeito comparativo para as condições já mencionadas nas Figuras 4.1, 4.2 e 4.3, verificam-se, na Figura 4.6 a distribuição da microdureza: STTAT, CTTAT e junta soldada. Essa comparação comprova que após a soldagem entre os aços AISI 8630M e ASTM A36, o aporte térmico utilizado nesse processo, não influenciou a região da ZAC originada pelo processo de amanteigamento anterior, no entanto, diante destes resultados tem-se a necessidade de realizar o TTAT após o amanteigamento, conforme condições estudadas.

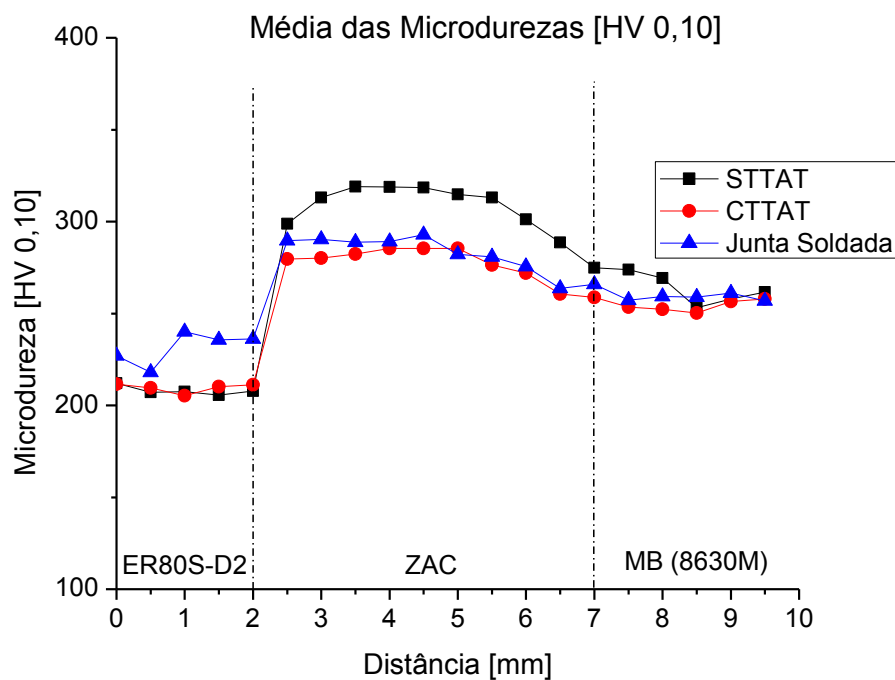


Figura 4.6– Perfil de microdureza ao longo do material

É mostrado na Tabela 4.4 os resultados médios da microdureza das condições estudadas, obedecendo à distância em relação à LF (linha de fusão) e com a separação entre o MS (metal de solda) ZAC e o MB (metal de base).

Tabela 4.4 – Média das microdurezas no material

Região	Distância [mm]	STTAT	CTTAT	Junta Soldada
ER80S-D2 (MS)	0	212	212	227
	0,5	207	210	218
	1,0	208	205	240
	1,5	206	210	236
LF	2,0	208	211	236
ZAC	2,5	299	280	290
	3,0	313	280	290
	3,5	319	282	289
	4,0	319	285	289
	4,5	318	285	293
	5,0	315	285	282
	5,5	313	276	281
	6,0	301	272	276
	6,5	289	261	264
	7,0	275	259	266
MB (8630M)	7,5	274	254	257
	8,0	269	252	259
	8,5	253	250	259
	9,0	258	257	261
	9,5	262	258	257

4.4 ENSAIO DE DUREZA

Para os resultados do ensaio de dureza, o material foi avaliado nas condições do aço 8630M amanteigado sem e com tratamento térmico bem como a avaliação da junta soldada, conforme resultados nas Tabelas 4.5, 4.6 e 4.7 respectivamente. Todos os ensaios foram realizados com base nas normas API 6A e NACE MR0175, seguindo-se as recomendações exigidas para a avaliação de materiais soldados.

Para a avaliação dos resultados obtidos na Tabela 4.5, onde se verifica a distribuição da dureza ao longo do material amanteigado (AISI 8630M com ER80S-D2) os valores de maior dureza são verificados na ZAC do amanteigamento (Zona Afetada pelo Calor do Amanteigamento). O valor encontrado sem o tratamento térmico de alívio de

tensão (STTAT) é reduzido em aproximadamente 12%, em relação ao CTTAT, confirmando a influência do tratamento térmico proposto para o material amanteigado.

O resultado para as demais regiões avaliadas, MB e MS, apresentaram-se, de certa forma, sem alterações consideradas e com valor de dureza na escala HRB, uma vez que durante os ensaios, não se conseguiu determinar a dureza na escala HRC nessas regiões. Como, o estudo proposto, esta direcionada para a região da ZAC, nossa avaliação será direcionada para tal região, e conforme os dados da Tabela 4.5, apresenta-se com maior dureza possibilitando uma maior possibilidade de fragilização.

Tabela 4.5 – Dureza média transversal do aço 8630 amanteigado (API 6A)

Condição	1ª Camada (HRB)	2ª Camada (HRB)	ZAC (HRC)	MB (HRB)
STTAT	89,90	87,65	24,57	97,83
CTTAT	88,65	87,34	21,48	96,42

De forma similar a avaliação obtida na Tabela 4.5, a Tabela 4.6 demonstra os resultados obtidos para o material amanteigado com alteração na localização dos ensaios, conforme detalhamento na NACE MR0175. Dos resultados obtidos na Tabela 4.6, verifica-se uma redução de aproximadamente 7% no valor da dureza obtido na ZAC 1, resultando num valor médio de 22 HRC. Para as regiões do metal de base (MB) e do metal de solda (MS), não se observou grandes alterações após o tratamento térmico do material, conforme Tabela 4.6.

Tabela 4.6 – Dureza média longitudinal do aço 8630 amanteigado (NACE MR0175)

Condição	MS (HRB)	ZAC (HRC)	MB (HRB)
STTAT	89,64	23,86	97,54
CTTAT	87,04	22,00	95,16

Após a avaliação do material amanteigado, realizou-se a soldagem final, e com isso, foi avaliada a dureza ao longo de toda junta dissimilar, avaliando-se as variações apresentadas após o processo de soldagem final. Desta forma, seguiram-se as recomendações da norma NACE MR0175, obtendo-se os resultados da Tabela 4.7. Na ocasião, tem-se a adição do Inconel 625, bem como a formação de uma ZAC 2 originada pelo Inconel.

Tabela 4.7 – Resultados dos ensaios de dureza da junta soldada (NACE MR0175)

Medidas	Inconel (HRB)	ZAC 2 (HRB)	MS (HRB)	ZAC (HRC)	MB (HRB)
1	92,1	92,0	85,0	23,1	97,7
2	92,9	88,2	85,6	22,5	98,0
3	93,7	89,1	87,2	23,8	97,3
4	90,6	91,0	88,6	23,3	98,0
5	89,4	88,6	86,5	22,5	97,5
Média	91,74	89,78	86,58	22,74	97,7

Os resultados obtidos na junta soldada, demonstram que a ZAC é a região de maior dureza na composição da junta (conforme configuração da Figura 3.8). Na ocasião, observa-se uma média no valor da ZAC de 22,74 HRC, mantendo-se, com pequena elevação, o valor obtido pelo material antes da soldagem. Para a comparação das demais regiões avaliadas durante o amanteigamento, a avaliação é similar a já comentada, sem grandes alterações nos valores de dureza.

De acordo com a NACE MR0175 recomenda-se que o valor de dureza não deve ser superior a 22 HRC. Após o processo de soldagem o valor médio foi de aproximadamente 22,74 HRC com um desvio padrão de aproximadamente 0.93 HRC. No entanto, a norma ISO/FDIS 13628-4, comenta que para alguns materiais que demonstraram susceptibilidade à fragilização por hidrogénio e quando expostos a protecção catódica em água do mar, o valor da dureza poderá ser limitado a 35 HRC, satisfazendo as condições encontradas.

A elevação da dureza em determinadas regiões de uma junta soldada, pode constituir uma desvantagem quando a aplicabilidade envolve o uso em estruturas

marítimas, onde a dureza máxima recomendada pela norma NACE MR0175 é de 250 HV, visando evitar problemas de fratura frágil no material em serviço.

De qualquer forma, os picos de dureza encontrados, principalmente na ZAC, podem ser minimizados ou evitados com o uso do preaquecimento, com o objetivo de reverter a martensita formada pelo cordão de solda anterior.

Na Figura 4.9, mostra-se um gráfico com a distribuição da dureza em escala HRC como efeito de visualização e acompanhamento da região da ZAC, observando que a junta soldada apresenta um comportamento similar ao material com tratamento térmico (CTTAT), evidenciando, da mesma forma que ocorreu na microdureza, a não influência do aporte térmico na ZAC de interesse. Com relação ao metal de solda (MS) e metal de base (MB) não se observou alterações para as condições avaliadas, tendo-se influência considerada, apenas, na ZAC, conforme observado na Figura 4.9.

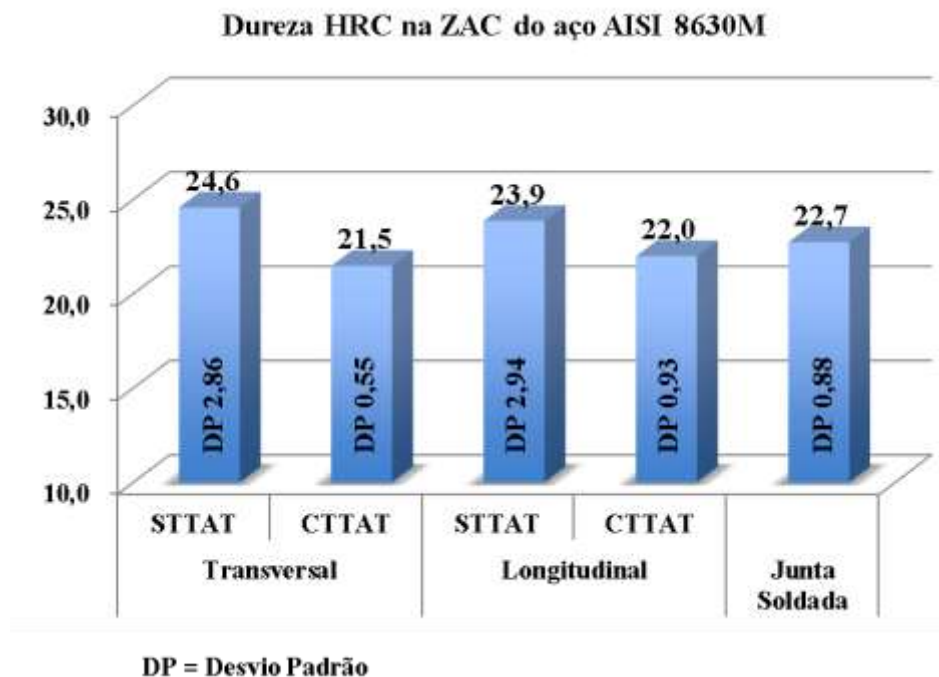


Figura 4.7 – Dureza HRC das condições estudadas na ZAC do aço AISI 8630M

Observa-se o desvio padrão das condições de dureza da ZAC uma maior variação dos valores para as condições STTAT, apresentando valores mais uniformes após o TTAT bem como da junta soldada, o que reforça uma melhor homogeneização da microestrutura após o tratamento térmico.

4.5 ENSAIO DE TRAÇÃO

Para o ensaio de tração, utilizaram-se três corpos de prova em cada condição (metal de base e metal de solda), resultando-se numa média dos resultados a serem observados.

A Figura 4.8 e 4.9 apresentam os gráficos dos ensaios para o metal de base, e para o metal de solda, respectivamente, as curvas foram obtidas de forma similar.

A Tabela 4.8 mostra o valor na situação proposta, com as medias obtidas dos três corpos de prova para o metal de base, MBCP1; MBCP2 e MBCP3, respectivamente.

Tabela 4.8- Resultado do ensaio de tração para o metal de base AISI 8630M

Corpo de Prova	σ_{rt} (MPa)	$\sigma_{y0,2}$ (MPa)	Deformação (%)
MBCP1	670	526	26
MBCP2	650	500	27
MBCP3	620	457	25
Valôres Médios	647	494	26

Verifica-se um comportamento mais homogêneo para o metal de base (MB), com uma determinação do limite de resistência à tração (σ_{rt}) e do limite de escoamento ($\sigma_{y0,2}$) com boa aproximação dos valores já determinados na literatura, como nos estudos de CATARIN (2012), que apresenta um valor 17% maior para o σ_{rt} , e no estudo de FONTES (2008).

O valor do σ_{rt} apresentou variação de 4%, essas diferenças encontradas nos estudos citados são aceitáveis e justificadas pela não utilização do mesmo tratamento nas pesquisas envolvidas com o metal de base, AISI 8630M, além da própria alteração na composição química do metal de base.

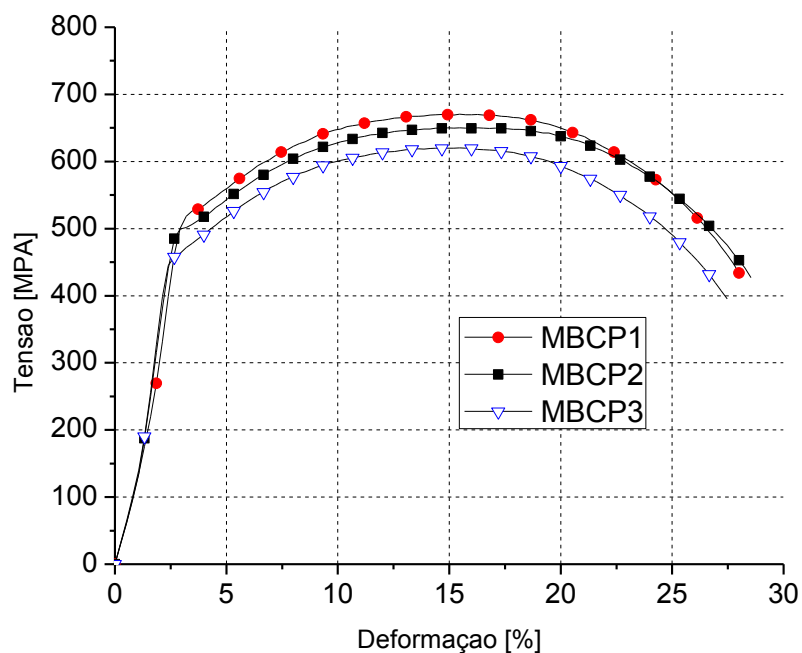


Figura 4.8 - Curva tensão-deformação do metal de base 8630M

Para o ensaio de tração do metal de solda (MS), os resultados estão apresentados na Tabela 4.9 bem como na Figura 4.9. Observa-se que o comportamento do material não apresentou regularidade, mostrando-se com certa divergência nas curvas. Essa observação é justificada pela retirada dos copos de prova em seções da solda não homogênea, como as regiões próximas a ZAC, haja vista, a heterogeneidade do processo, o que influenciou na variação dos resultados do ensaio de tração, porém, estando válido para o estudo.

Tabela 4.9 – Resultado do ensaio de tração para o metal de solda (ER80S-D2)

Corpo de Prova	σ_{rt} (MPa)	$\sigma_{y0,2}$ (MPa)	Deformação (%)
MSCP1	621,15	461,36	20
MSCP2	465,68	389,51	26
MSCP3	574,96	383,40	25
Valôres Médios	553,93	411,42	24

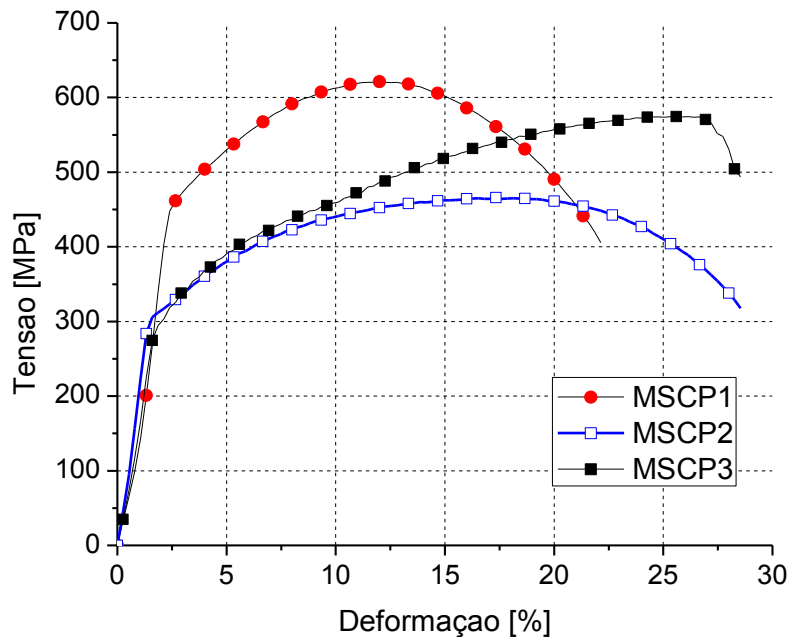


Figura 4.9 - Curva tensão-deformação do metal de solda – ER80S-D2

A seguir, comentam-se as principais informações obtidas com os resultados dos ensaios de tração importantes para os ensaios de mecânica da fratura:

1. Para o metal de base (MB), o limite de escoamento ($\sigma_{y0,2}$) apresentou valor médio de 494 MPa e limite de ruptura (σ_{rt}) igual a 647 MPa, comparando-se com o metal de solda (MS), tem-se uma redução no $\sigma_{y0,2}$ de, aproximadamente, 15% e 20% para o σ_{rt} , apresentando valores de 553 e 411 MPa, respectivamente. Esse resultado torna-se válido para os materiais utilizados, uma vez que as avaliações foram realizadas em regiões soldadas, que apresentam propriedades variadas ao longo de cada região, não apresentando a mesma homogeneidade de material em cada corpo de prova utilizado, o que, de certa forma, justifica a divergência encontrada nos resultados obtidos.
2. A importância da determinação de tais valores, tanto para o metal de base como para o metal de solda, justifica-se pela necessidade de determinar-se o maior valor do limite de escoamento ($\sigma_{y0,2}$) para o cálculo da força a ser utilizada na confecção da pré-trinca de fadiga do corpo de prova do ensaio de CTOD, conforme Equação 2.4. Na ocasião, utilizou-se o maior valor do $\sigma_{y0,2}$ encontrado, entre o metal de base e o metal de solda,

com um valor do limite de escoamento do metal de base de 494 MPa, para o cálculo da força comentada.

3. Uma análise da dissimilaridade mecânica da solda, determinada entre o metal de base e o metal de solda pode ser observada com os limites de escoamentos determinados para as regiões. Neste caso, a relação entre essa propriedade do metal de solda e o metal de base (411 MPa /494 MPa), foi igual a 0,85. O que nos informa uma dissimilaridade definida como *undermatch* (metal de solda menos resistente que o metal de base), que na verdade é um inconveniente deste metal de solda para esta junta, no entanto, torna-se uma opção para tal aplicação. No trabalho de DONATO (2008), pode-se verificar um maior aprofundamento relacionado ao tema.

4.6 ANÁLISE METALOGRÁFICA

A análise por microscopia ótica das juntas soldadas foi direcionada na região da ZAC do metal de base AISI 8630M formada pelo amanteigamento do metal de solda ER 80SD2. Para a análise, as imagens foram geradas na interface da linha de fusão (LF) e da Zona Afetada pelo Calor (ZAC), esta última, à região de maior interesse no estudo.

Para fins de comparação, foi registrado as condições do metal de base com tratamento térmico e sem tratamento de alívio de tensões internas. As Figuras 4.12 a 4.15 mostram as condições citadas. Para a visualização da linha de fusão em ambas as situações, STTAT e CTTAT, mostram-se nas Figuras 4.10 e 4.11 sua localização, não apresentando grandes alterações no metal de solda e sim na ZAC do metal de base AISI 8630M.

Observa-se na tanto na Figura 4.12 e 4.13, a linha de fusão (LF) com a transição do metal de solda (MS) e o metal de base (MB), observando-se a mudança na morfologia da microestrutura, entre as duas regiões que, apesar de ambos serem aço carbono, são materiais distintos, apresentando no MB 0,30% de carbono e no MS 0,10%, conforme evidenciado pela região mais escura do MB, zona com maior quantidade de carbono. No entanto, é evidente uma maior uniformidade na região da ZAC após a linha de fusão, resultante do tratamento térmico.

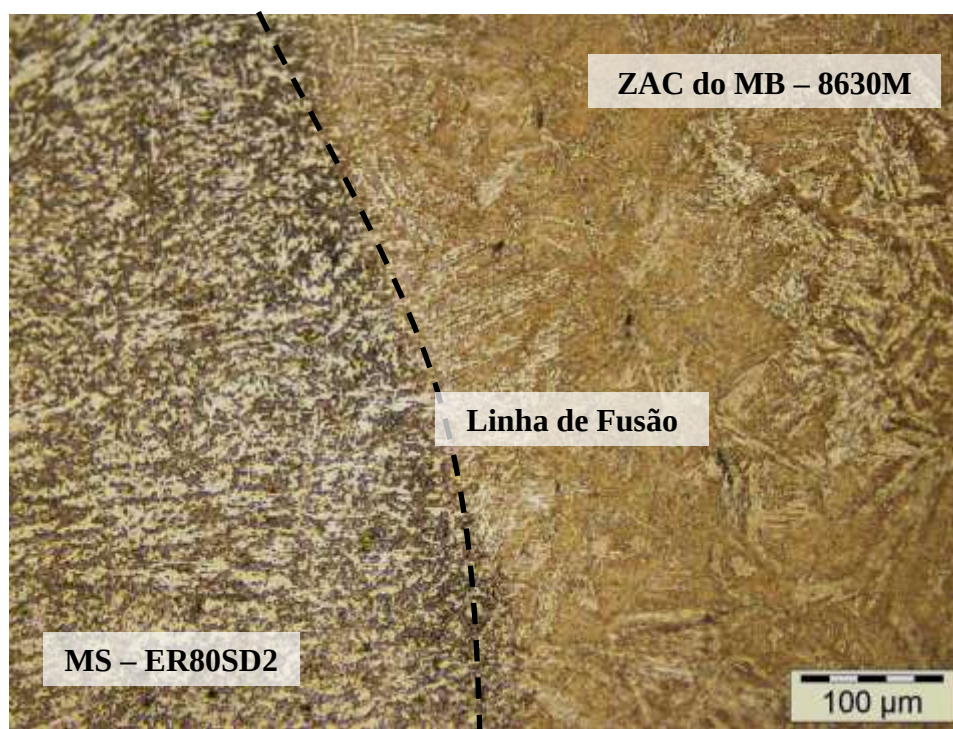


Figura 4.10 – Linha de fusão entre 8630M e ER80S D2 - STTAT

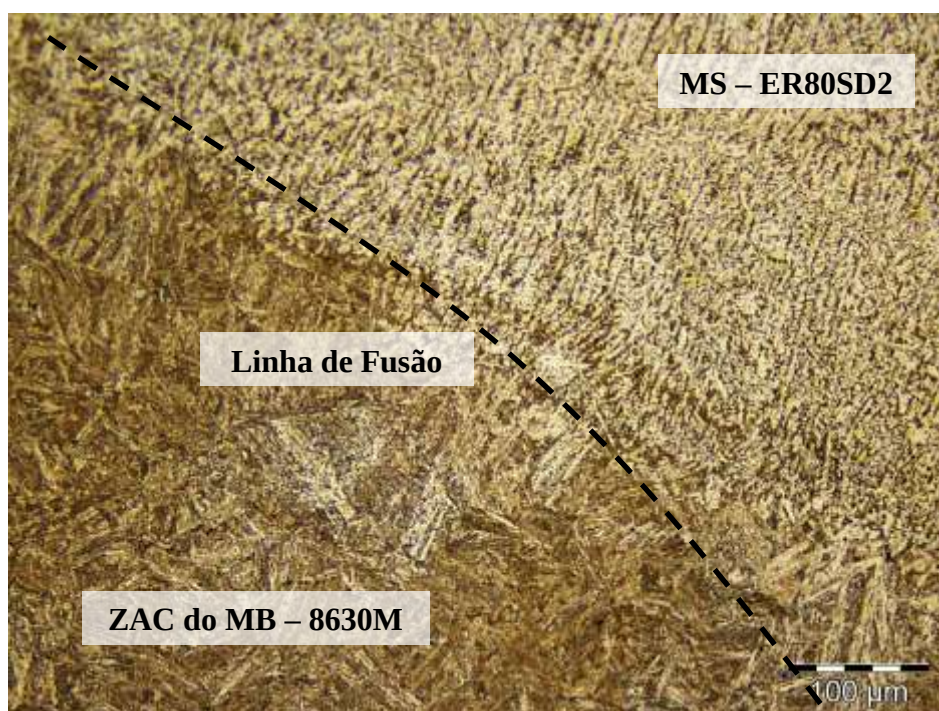


Figura 4.11 – Linha de fusão entre 8630M e ER80S D2 - CTTAT

Para a avaliação da ZAC STTAT, Figura 4.12, verificam-se grãos não uniformes e com um formato grosseiro, podendo-se afirmar, baseado nas condições do processo e do percentual de carbono do metal de base (0,30%), que a microestrutura da ZAC STTAT é formada, em sua grande maioria por martensita não revenida ou martensita bruta.

Apesar da formação da ZAC no metal de base, o que é inevitável num processo de soldagem, o tratamento térmico de alívio de tensões internas pós amanteigamento, proporcionou um revenimento da região, resultando na martensita revenida, com uma resistência mecânica maior que o metal de base e contribuindo para a melhoria na tenacidade à fratura.

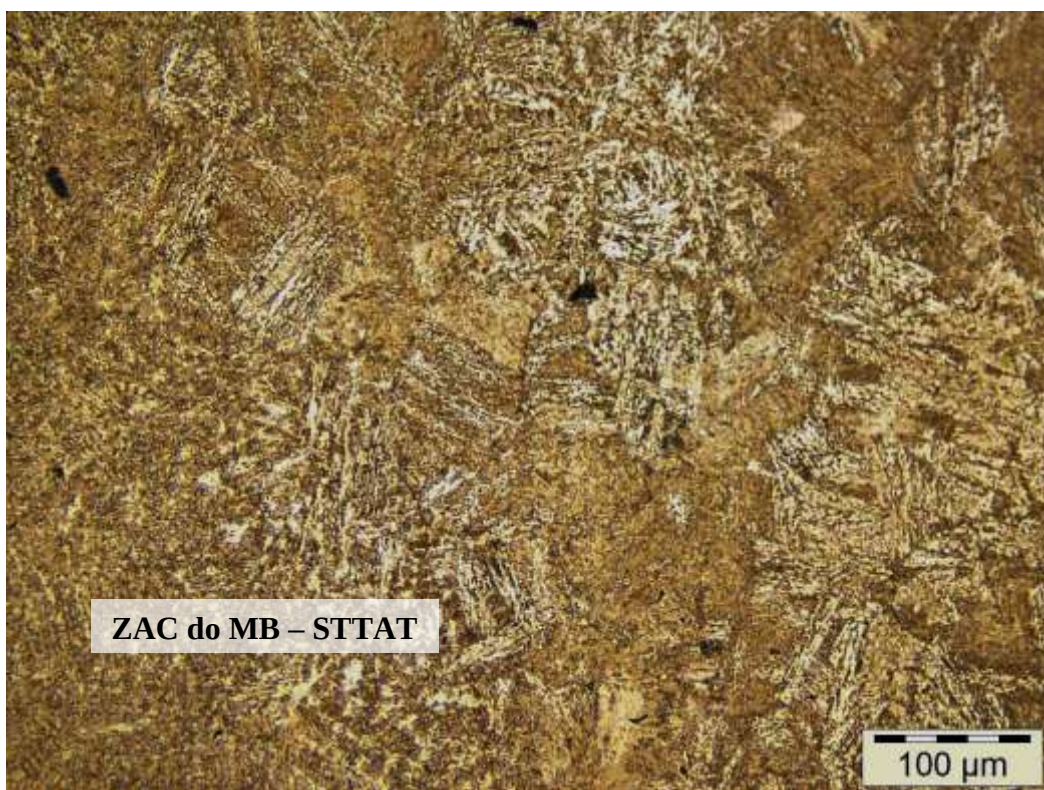


Figura 4.12 – ZAC MB AISI 8630M – STTAT

Na avaliação da ZAC CTTAT, Figura 4.13, as alterações foram nítidas na morfologia da microestrutura, resultando, basicamente, em martensita revenida, em função do tratamento térmico de alívio de tensão realizado. Para essas regiões amanteigadas com o eletrodo ER80S D2, não se observa regiões descarbonetadas.

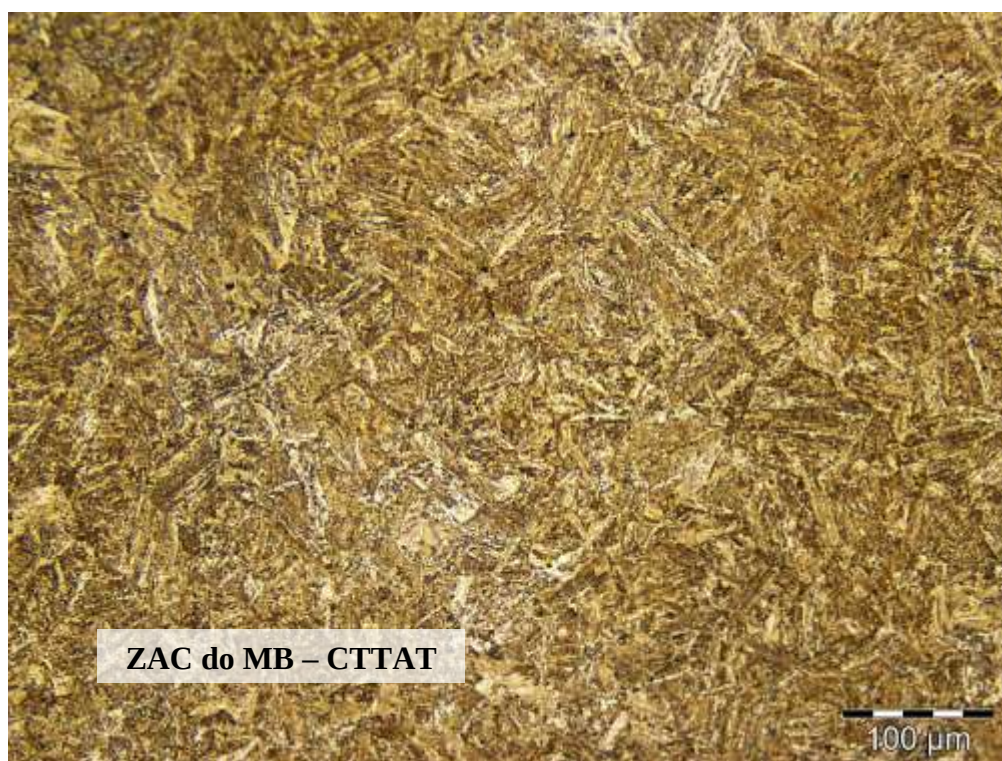


Figura 4.13 – ZAC MB AISI 8630M – CTTAT

Em estudos onde o metal de adição para o amanteigamento do aço AISI 8630M não é um aço carbono, a descarbonetação próxima à linha de fusão pode ser inevitável, influenciando no crescimento do grão e consequentemente na diminuição da tenacidade do material para a região da ZAC, o que não foi observado neste trabalho.

Alguns pesquisadores, como OLIVEIRA (2013) e COSTA (2013), comentam a aplicação de ligas de níquel para o amanteigamento do aço AISI 8630M, e evidenciam, em sua análise, a descarbonetação e o crescimento de grãos próximo da linha de fusão, o que não é verificado na aplicação realizada pelo eletrodo de baixo carbono ER80S-D2.

4.5 ENSAIO DE CTOD

Para a obtenção dos valores de CTOD, inicialmente, foram obtidas as curvas em cada situação. Essas curvas são utilizadas para a determinação dos valores da força máxima e da parcela plástica (V_p) para a determinação do valor do CTOD, conforme normas específicas para o ensaio (ISO 12135, 2002; ISO 15653, 2010).

Com os valores determinados de P e V_p durante o ensaio juntamente com a medida das médias da trinca de fadiga, conforme procedimento já demonstrado na Figura 3.16b, calcula-se o valor do CTOD para cada condição do ensaio.

Os resultados dos ensaios de CTOD, do metal de base (MB) e da junta soldada, avaliando a Zona Afetada pelo Calor (ZAC), com análises: com e sem hidrogênio, foram determinados e agrupados para cada situação.

Antes da exposição dos resultados de CTOD, é mostrada nas Figuras 4.14a-f, uma avaliação relacionada ao caminho da trinca percorrido durante o ensaio de CTOD. Foi realizada uma micrografia no sentido transversal a trinca, conforme procedimentos observados na norma BS 7448 (1997), que define procedimentos para a avaliação do percurso da trinca após o ensaio.

A pré-trinca de fadiga apresentou um bom alinhamento, o que proporcionou uma propagação da trinca na região de interesse (ZAC do amanteigamento), não apresentado desvios em relação ao plano traçado, essa afirmação foi confirmada pela análise metalográfica de toda extensão de percurso da trinca após o ensaio.

Assim, nas Figuras 14a-f, mostram-se as análises realizadas nos corpos de prova, com o objetivo dessa avaliação e verificação do percurso da trinca, com destaque para o caminho percorrido na ZAC do metal de base (AISI 8630M).

Conforme verificado nas Figuras 4.14a e 4.14c, evidencia-se a região de propagação da trinca como a ZAC do metal de base, não apresentando desvios em relação ao percurso realizado após o entalhe do corpo de prova.

A Figura 4.14b detalha melhor a ZAC do metal de base, com a presença da martensita revenida. Nessa região foi confeccionado o entalhe para o ensaio e a propagação da trinca. Observando-se que, como a ZAC apresentou certa irregularidade, a trinca propagada, permaneceu no acompanhamento da região da ZAC, conforme Figura 4.14c à 4.14f.

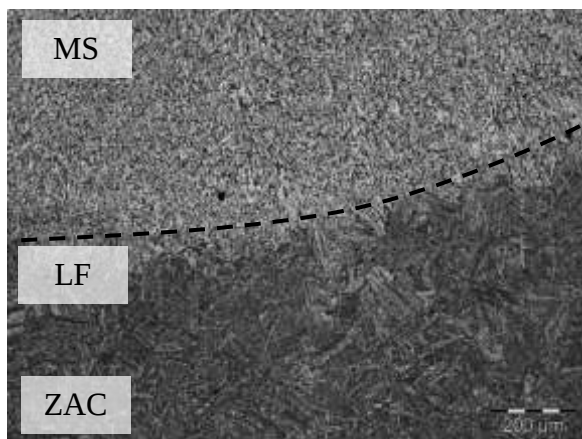


Figura 4.14a – Linha de fusão (LF)

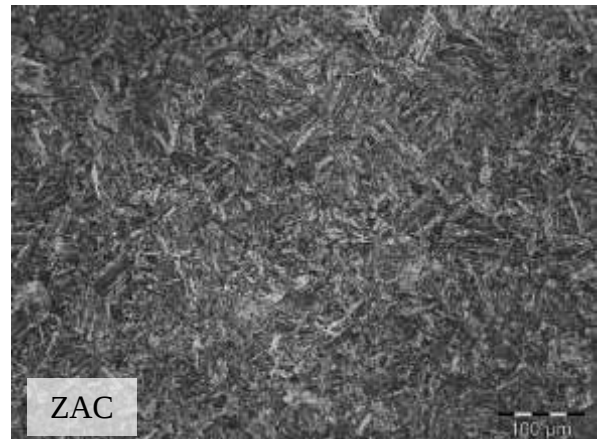


Figura 4.14b – ZAC do MB (8630M)



Figura 4.14c – Início da trinca na ZAC



Figura 4.14d – Propagação da trinca na ZAC

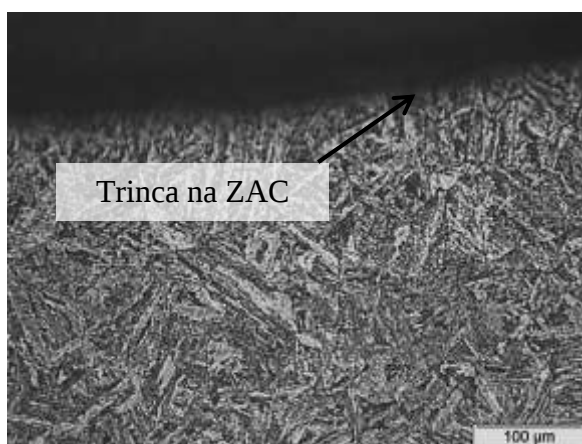


Figura 4.14e – Trinca na ZAC no início



Figura 4.14f – Trinca na ZAC propagando

4.5.1 CTOD do Metal de Base sem H+

Para os ensaios de mecânica da fratura na determinação do CTOD, foram confeccionadas as pré-trincas de fadiga, seguindo a norma ISO 12135 (2002). Os valores obtidos para a trinca de fadiga de cada corpo de prova sem a dopagem de hidrogênio podem ser observados na Tabela 4.10.

Apesar de apresentar variações no número de ciclos, em virtude até mesmo da variação do processo de usinagem, o controle da pré-trinca de fadiga foi realizado pelo próprio equipamento e não foi observado nenhum desvio durante sua confecção, mantendo-se de forma alinhada e obedecendo aos requisitos de tamanho máximo ($a_0 \leq 10,50$ mm) e a relação a_0/W , conforme Tabela 4.10.

Tabela 4.10 – Resultados da pré-trinca de fadiga do CBS

CP	Nº de Ciclos	a_0 [mm]	a_0/W	$g (a_0/W)$
CBS1	31.211	10,254	0,513	2,77
CBS2	12.017	9,908	0,495	2,62
CBS3	25.711	10,216	0,510	2,75

Após a confecção da pré-trinca de fadiga, realizou-se o ensaio de mecânica da fratura no corpo de prova ao ar e em temperatura ambiente (20° Celsius). Para a validação do ensaio, seguiram-se, os procedimentos do software utilizado *Gluon4830*, com determinação do tipo de curva obtida no ensaio, conforme norma ISO 12135 (2002) para a determinação do valor da parcela plástica do deslocamento, V_p , conforme exemplo do metal de base da Figura 4.15.

Observa-se que para a determinação do V_p , após o ensaio e construção do gráfico (Força x V), traça-se uma paralela a região elástica, partindo da maior força obtida para o corpo de prova ensaiado, conforma Figura 4.15, que ilustra o procedimento realizado com a determinação dos valores para o corpo de prova CBS1, valor de $V_p=0.62$. Os demais valores podem ser verificados na Tabela 4.11.

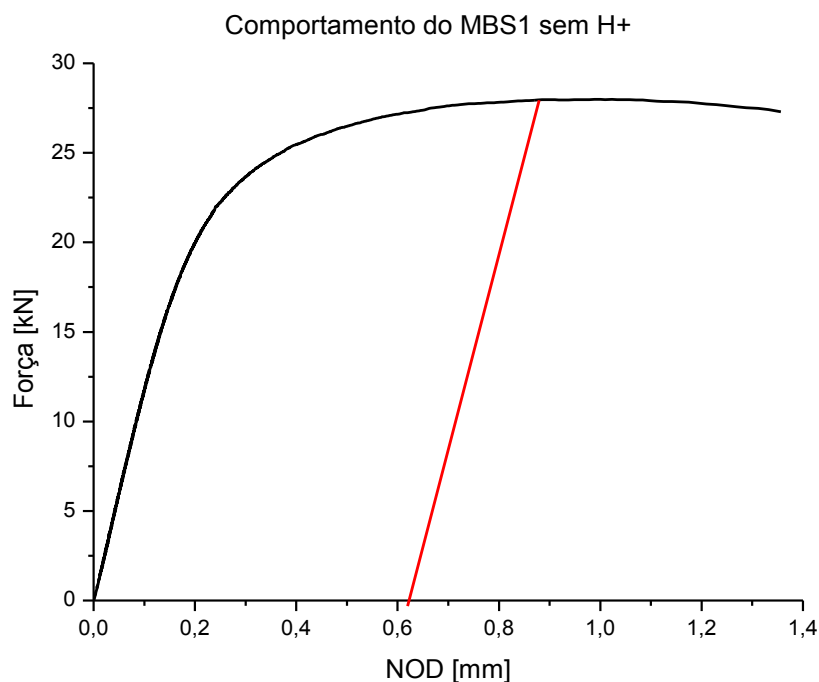


Figura 4.15 – Curva do CBS1 sem H⁺ (Força vs. V)

A seguir, a Tabela 4.11 apresenta os valores do CTOD de máxima carga para o metal de base sem hidrogênio, podendo-se verificar uma variação do parâmetro entre 0,168 mm a 0,212 mm. Observa-se que a carga máxima para os copos de prova nessa condição, apresentaram valores próximos.

Tabela 4.11 – Resultados do ensaio de CTOD para o metal de base sem hidrogênio

CP	Força [kN]	K [MPa.m ^{0,5}]	V _P [mm]	CTOD [mm]	Status
CBS1	27,978	111,28	0,62	0,212	δ_m
CBS2	26,908	101,61	0,51	0,185	δ_m
CBS3	26,437	101,14	0,46	0,168	δ_m

As curvas que relacionam a força com a abertura da trinca (V), medida no *clip gage*, durante o ensaio para o aço AISI 8630M sem hidrogênio, podem ser verificadas na Figura 4.16, não apresentando pop-in em nenhum copo de prova ensaiado e sendo classificadas como o tipo de curva 5, conforme nomenclatura da norma ISO 12135 (2002).

Na ocasião, as curvas obtidas se mostram com boa similaridade no comportamento dos corpos de prova ensaiados, não apresentando valores discrepantes e mantendo-se certo padrão no comportamento.

Observa-se uma maior similaridade ao corpo de prova 2 e 3 (CBS2 e CBS3). Para o corpo de prova 1 (CBS1), verifica-se um comportamento da curva com um maior nível de plasticidade, comparando-se com os demais, o que influenciou no resultando com valor mais elevado de CTOD comparando aos obtido pelo CBS2 e CBS3, conforme se pode observar na Figura 4.16.

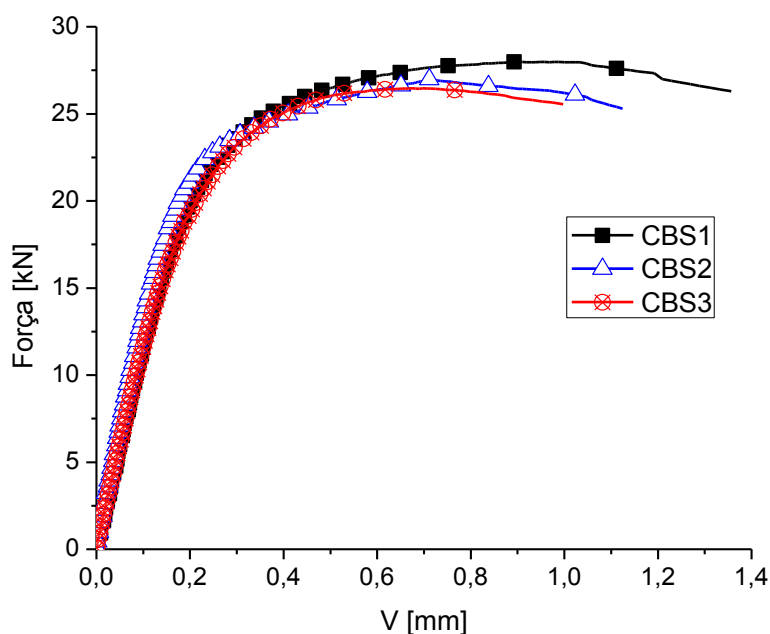
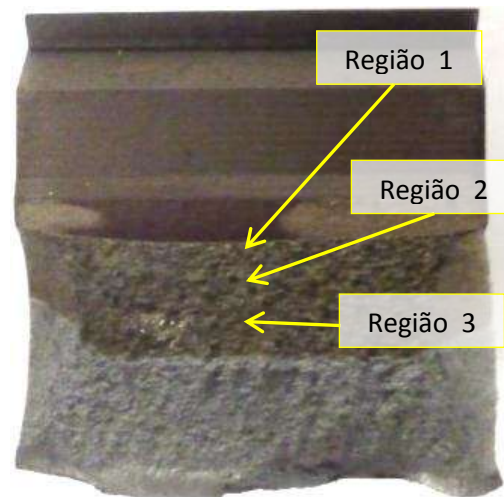


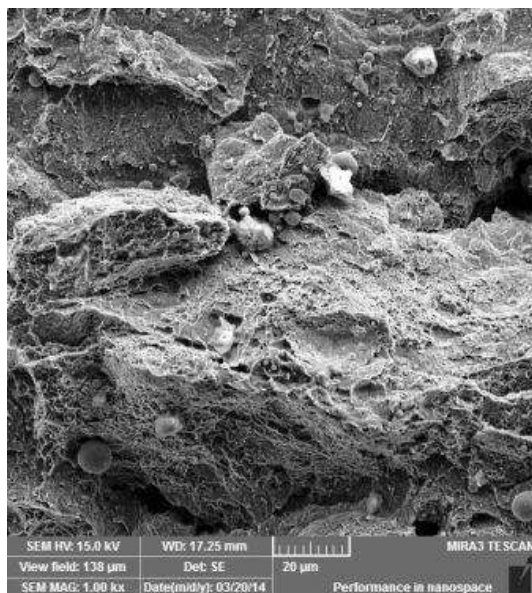
Figura 4.16 – Curva Geral do MB sem H^+ (Força vs. V)

Adicionalmente para a avaliação do ensaio de CTOD, realizou-se uma análise da fratura após o ensaio, com o objetivo de verificar o tipo de fratura ocorrido após a pré-trinca de fadiga. São mostradas na Figura 4.17a-d, observa-se 3 regiões avaliadas, as fractografias da amostra CBS1 (Metal de base sem hidrogenação) rompida após o ensaio de CTOD, com destaque para a transição entre a pré-trinca de fadiga e o início da fratura como observado na Figura 4.17b e 4.17c.

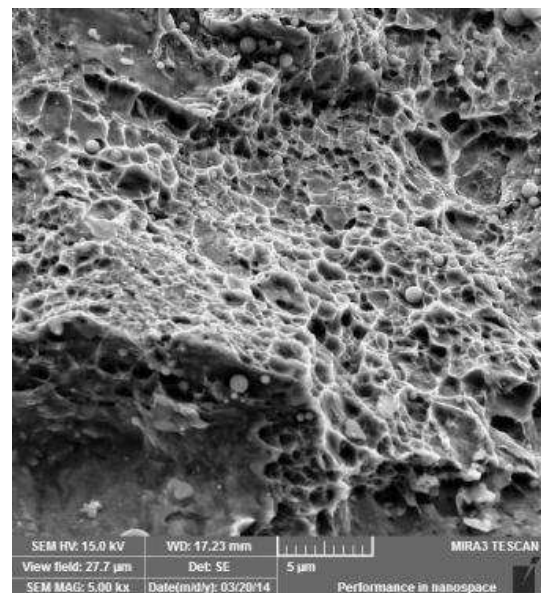
Nas Figuras 4.17b e 4.17c observa-se uma superfície caracterizada por fratura dúctil, com boa capacidade de deformação plástica e com a presença de microcavidades (dimples). De forma geral, a avaliação da fratura resultante do CTOD para o metal de base (AISI 8630M) sem a dopagem de hidrogênio, apresentou fratura totalmente dúctil.



(a) CBS1 – Imagem Geral



(b) CBS1 – Região 1 da fratura (1000x)



(c) CBS1 – Região 2 da fratura (3000x)

Figura 4.17 – (a)~(c): Imagens do Metal de Base (CBS1) após ensaio CTOD

4.5.2 CTOD do Metal de Base com H⁺

A determinação do CTOD para o metal de base (aço AISI 8630M) com hidrogênio (CBH) foi realizada seguindo os mesmos procedimentos das amostras sem a dopagem, no entanto, após a confecção da pré-trinca de fadiga, os corpos de prova permaneceram por 7 dias imersos em água do mar sintética, recebendo um potencial de proteção catódica estabelecido de -650mV, com a temperatura controlada em 0 °C.

Após o período citado (7 dias de dopagem), as amostras foram retiradas e estabilizadas à temperatura ambiente em 20 °C, para em seguida realizar os ensaios de CTOD. Na Tabela 4.12, observa-se os valores de a_0 bem como o número de ciclos usados para determinar a pré-trinca de fadiga para cada corpo de prova. A pré trinca de fadiga para a condição citada, foi estabelecida antes da dopagem com hidrogênio.

Tabela 4.12 – Resultados da pré-trinca de fadiga do CBH

CP	Nº de Ciclos	a_0 [mm]	a_0/W	$g (a_0/W)$
CBH1	52.635	10,25	0,512	2,77
CBH2	42.596	9,91	0,495	2,62
CBH3	41.227	9,95	0,498	2,64

Com as amostras já dopadas, realizou-se o ensaio de CTOD ao ar na temperatura ambiente de 20 °C. A Tabela 4.13 resume os resultados obtidos para a condição do metal de base com H⁺.

Tabela 4.13 – Resultados do ensaio de CTOD para o metal de base com hidrogênio

CP	Força [kN]	K [MPa.m ^{0,5}]	V_P [mm]	CTOD [mm]	Status
CBH1	24,602	108,70	0,39	0,150	δ_m
CBH2	25,134	110,42	0,41	0,159	δ_m
CBH3	24,407	107,19	0,37	0,145	δ_m

A Figura 4.18, mostra a curva do comportamento do corpo de prova hydrogenado CBH1, para a determinação do V_p e carga máxima correspondente, cujo valor foi, respectivamente, 0.50 mm e 24,6 kN.

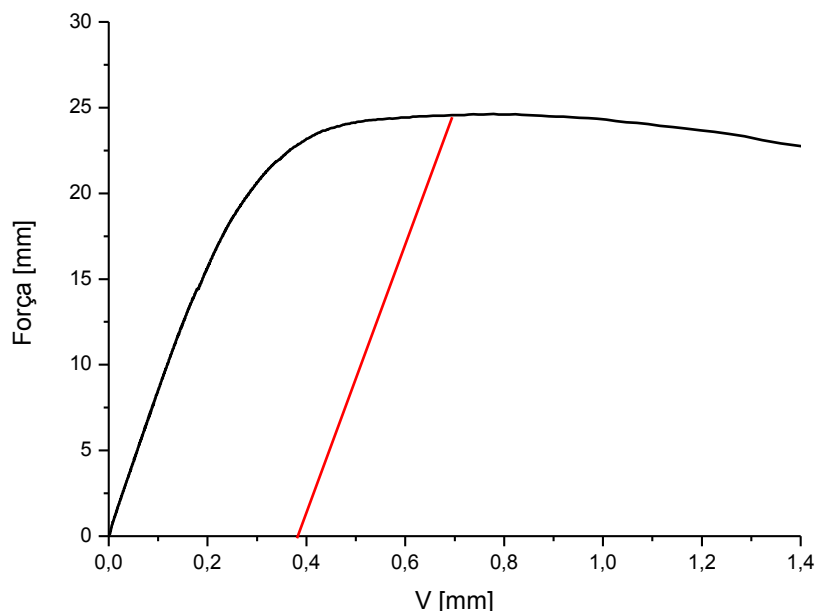


Figura 4.18 – Curva do CBH1 com H^+ (Força vs. V)

Na Figura 4.19, observam-se o comportamento dos 3 corpos de prova do metal de base (aço AISI 8630M) com a dopagem de hidrogênio, definidos como CBH. A partir dos resultados obtidos, é possível verificar uma divergência nos resultados do corpo de prova 3 (CBH3) em relação aos demais.

Esse comportamento é refletido nos resultados, Tabela 4.13, apresentando um menor valor da parcela plástica (V_p), o que contribuiu para um CTOD inferior. Avaliando-se fisicamente o resultado com o comportamento da curva, podemos afirmar que o metal de base hydrogenado apresentou certa regularidade no comportamento para os corpos de prova ensaiados.

O comportamento observado nas curvas dos corpos de prova, CBH1 e CBH2, apresentaram resultados similares, o que foi refletido no CTOD. Apesar da divergência apresentada, é perfeitamente justificada pelas condições que são submetidos cada corpo de prova, o que envolve variáveis de difícil controle durante os ensaios, como a própria

dopagem das amostras, que pode ter influenciado, em maior escala, o corpo de prova CBH3. De certa forma, os resultados foram considerados válidos, pelos critérios adotados conforme norma ISO 12135 (2002), sendo aceitável a presença de divergências entre as amostrar.

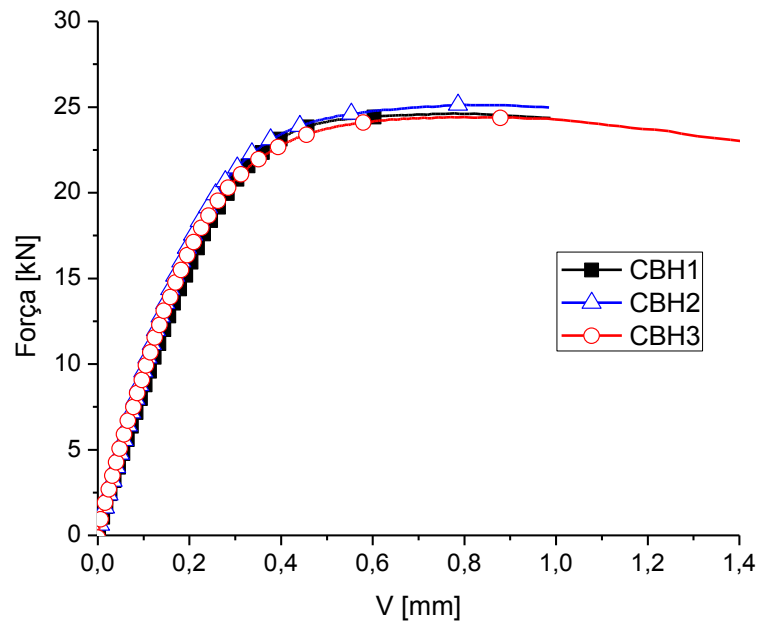
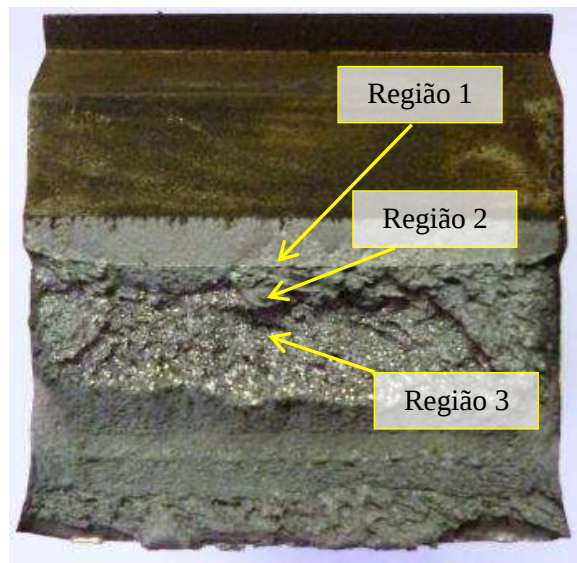


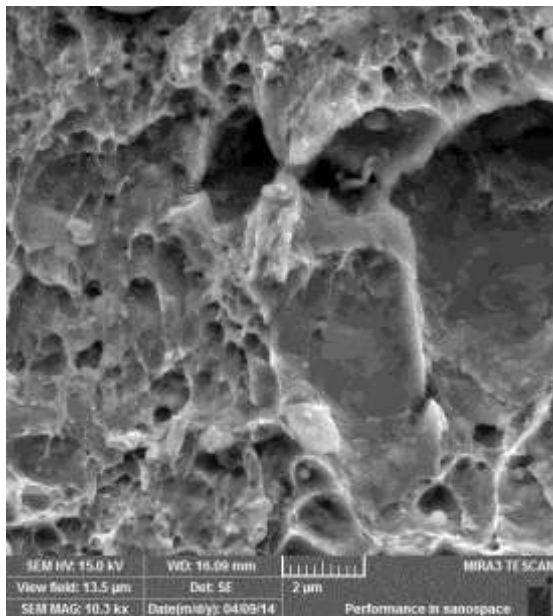
Figura 4.19 – Curva Geral do MB com H⁺ (Força vs. V)

As fraturas do metal de base (aço AISI 8630M) hidrogenado podem ser desenvolvidas nas Figuras 4.20a-d. Na avaliação, percebe-se que a região fraturada, apresentou uma fratura dúctil, com deformação do material antes da ruptura final.

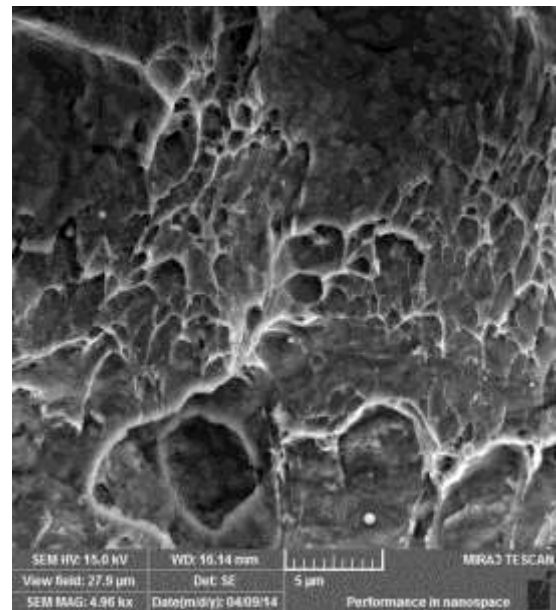
No entanto, algumas regiões apresentaram-se com uma aparência menos deformada, comparando com a condição do metal de base sem hidrogênio (Figura 4.19). Durante a realização da análise das fraturas, utilizando o MEV, foi possível constatar que a fratura não se apresentou de forma tão homogênea como na condição sem hidrogênio. Mesmo assim, os resultados, de uma forma geral, apresentaram fraturas caracterizadas também como dúcteis com regiões pontuais apresentando uma tendência da fratura frágil, conforme regiões mais planas observadas na Figura 4.20, podendo ser caracterizada como uma fratura mista, sendo predominantemente dúctil e com regiões isoladas fragilizadas.



(a) CBH1 – Imagem Geral



(b) CBH1- Região 1 da fratura (1000x)



(d) CBH1 Região 2 da fratura (5000x)

Figura 4.20 – (a) ~ (d): Imagens do Metal de Base (CBH1) após ensaio CTOD

As alterações no comportamento da fratura das imagens da Figura 4.20, comparadas a Figura 4.17, justifica a diminuição do valor do CTOD nas amostras hidrogenadas, quando comparadas as imagens e valores obtidos para o metal de base sem hidrogenação conforme Figura 4.17.

Na comparação dos resultados, é verificado um menor valor de CTOD para o metal de base hidrogenado, CBH. Desta forma, existe uma tendência de redução do CTOD para o metal hidrogenado, conforme condições utilizadas na dopagem de hidrogênio.

Para efeito comparativo, podemos visualizar na Figura 4.21, o comportamento do CTOD para os corpos de prova do metal de base, com e sem a dopagem de hidrogênio, mostrando, para os corpos de prova CBH, menores valores de CTOD, existindo uma tendência de queda, quando comparado aos valores médios dos corpos de prova CBS, com uma redução na tenacidade em aproximadamente 24% quando existe a presença do hidrogênio no metal de base.

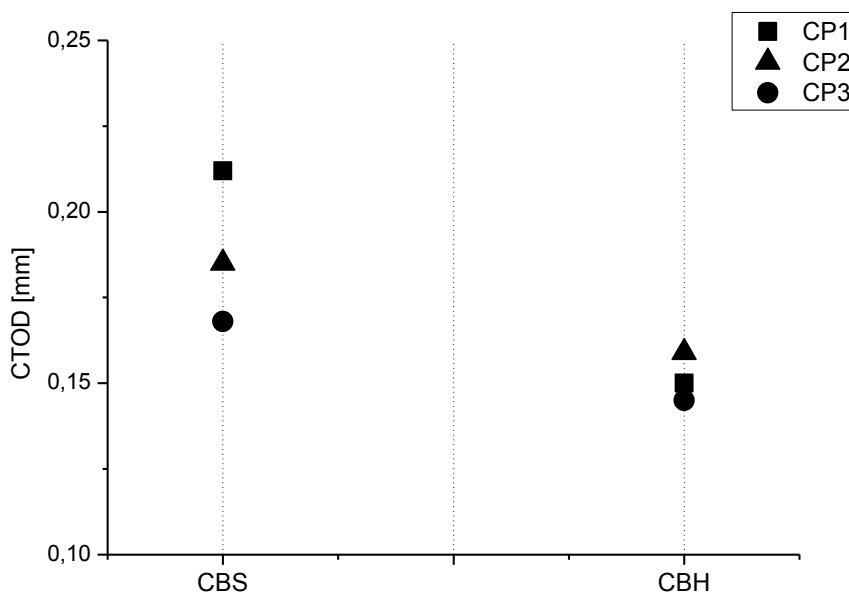


Figura 4.21 – Gráfico geral do CTOD para o metal de base

4.5.3 CTOD da Junta Soldada sem H⁺

Para a determinação do CTOD das juntas soldadas, procedeu-se da mesma forma a utilizada para o metal de base, com a avaliação da junta soldada. A análise da tenacidade à fratura foi direcionada para a região, teoricamente, mais fragilizada, com a localização do entalhe do corpo de prova SE(B) na ZAC do metal de base amanteigado.

A Figura 4.22 mostra a determinação do V_p com os resultados da pré-trinca de fadiga, podendo ser verificados na Tabela 4.14, conforme procedimentos estabelecidos na determinação da pré-trinca na região da Zona Afetada pelo Calor do metal de base e sem hidrogênio, CZS.

Tabela 4.14 – Resultados da pré-trinca de fadiga do ZAC sem Hidrogênio

CP	Nº de Ciclos	a_0 [mm]	a_0/W	$g (a_0/W)$
CZS1	19.781	9,94	0,497	2,64
CZS2	22.059	10,03	0,502	2,68
CZS3	24.338	10,06	0,503	2,69

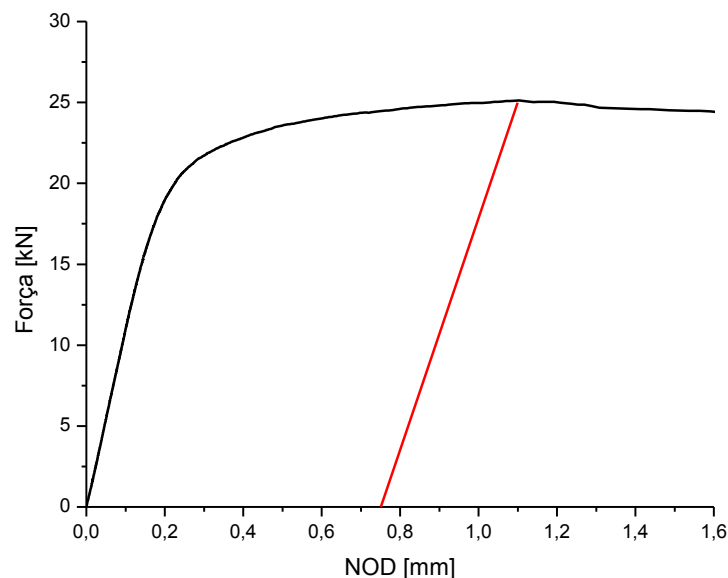


Figura 4.22 – Curva da CZS3 sem H⁺ (Força vs. V)

Após a confecção da pré-trinca de fadiga, realizou-se o ensaio de mecânica da fratura da junta soldada, com o entalhe na ZAC do aço AISI 8630M amanteigado. Foram utilizados os mesmo procedimentos, já comentados para o metal de base: determinaram-se os valores de V_p , Carga máxima e o valor do CTOD.

Os resultados da Tabela 4.15, expõem os CTOD's calculados para todas as amostras CZS (Metal de solda sem Hidrogênio), conforme a condição do ensaio.

Tabela 4.15 – Resultados do ensaio de CTOD para a ZAC sem hidrogênio

CP	Força [kN]	K [MPa.m ^{0,5}]	V_p [mm]	CTOD [mm]	Status
CZS1	26,671	100,377	0,70	0,251	δ_m
CZS2	24,940	95,209	0,73	0,253	δ_m
CZS3	25,090	96,379	0,75	0,259	δ_m

Verifica-se que a força máxima atingida apresentou valores próximos, assim como a parcela plástica (V_p), o que resultou em valores de CTOD similares, não apresentando grandes variações para as três amostras.

Para uma melhor visualização dos dados obtidos, a Figura 4.23 mostra os resultados do ensaio para os três corpos de prova na condição citada, verificando-se um comportamento similar, principalmente para o CZS2 e CZS3. De um modo geral, o material apresentou um bom nível de plasticidade, caracterizado pelos valores de V , o que determinou um valor de CTOD mais elevado, em relação ao obtido pelo metal de base na mesma condição (sem dopagem de hidrogênio).

Apesar de ser posicionado o entalhe a 1 mm da linha de fusão com a localização na ZAC do metal de base, a condição de alinhamento da trinca não é fácil, por apresentar regiões irregulares da ZAC, 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 norma ISO 12135 (2002). Esse motivo, de qualquer forma, pode apresentar variações nos resultados para a condição ensaiada, o que já era esperado, conforme Figura 4.23.

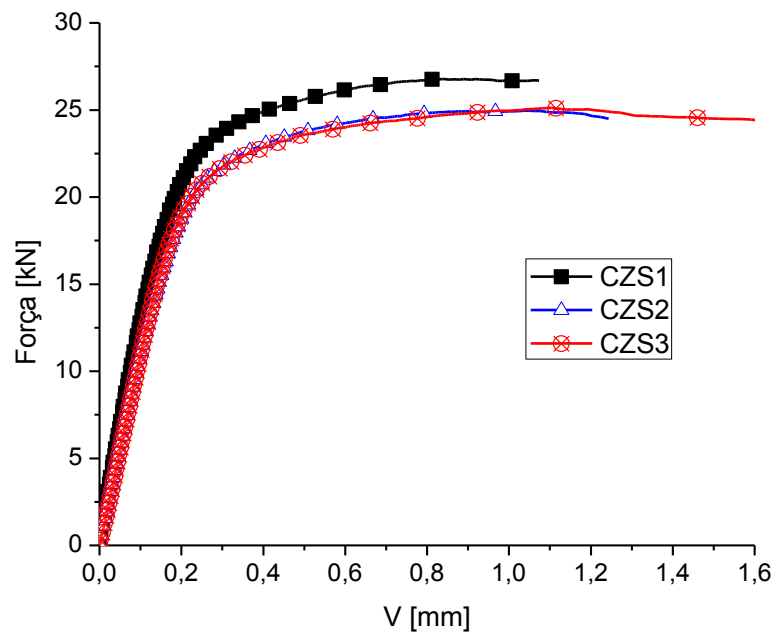
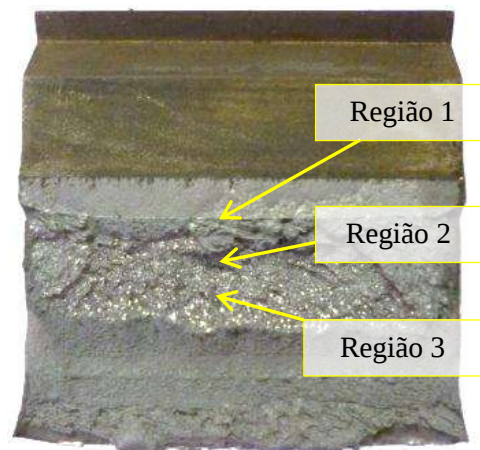


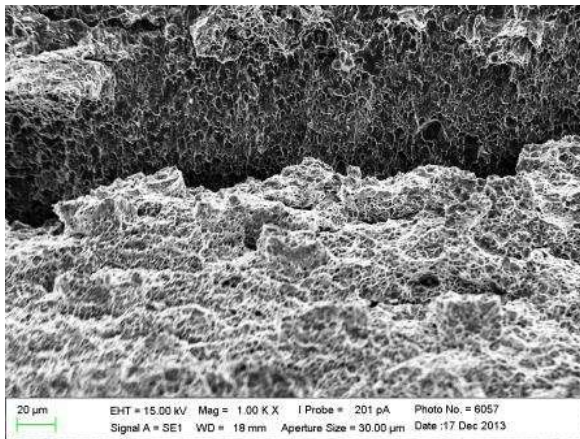
Figura 4.23 – Curva Geral da CZS sem H^+ (Força vs.V)

Para a avaliação das fraturas dos corpos de prova CZS (Junta soldada sem hidrogênio), podemos observar na Figura 4.24, com as fractografias do corpo de prova 1, com aparência após a ruptura, mostrando a interface entre a pré-trinca de fadiga e o início da fratura – Região 1 – e a Região 2 com detalhamento da fratura do ensaio, propriamente dita. Para os corpos de prova CBS2 e CBS3, foram observados os mesmos micromecanismos de fratura observados no CBS1.

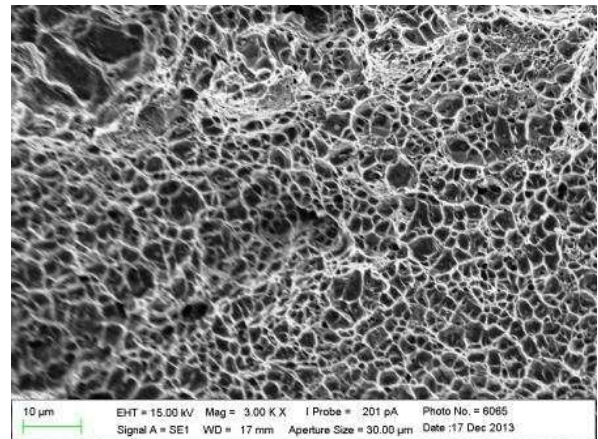
Na avaliação da Região 2, tem-se o detalhamento da área ensaiada, observa-se uma fratura totalmente dúctil, caracterizando a fratura como totalmente dúctil, apresentando regiões com numerosas microcavidades de formato esféricas.



(a) CZS1 – Imagem Geral



(b) CZS1 – Região 1 da fratura (1000x)



(c) CZS1 – Região 2 da fratura (3000x)

Figura 4.24 – (a) ~ (c): Imagens da ZAC do aço 8630 com aço carbono após ensaio CTOD

4.5.4 CTOD da Junta Soldada com H⁺

Os resultados da confecção da pré-trinca de fadiga para a junta soldada com a dopagem de hidrogênio, podem ser verificados na Tabela 4.16, conforme relação a_0/W sendo satisfeita em atendimento a norma ISO 12135 (2002).

Tabela 4.16 – Resultados da pré-trinca de fadiga do ZAC com Hidrogênio

CP	Nº de Ciclos	a_0 [mm]	a_0/W	$g (a_0/W)$
CZH1	22.521	10,40	0,510	2,75
CZH2	21.621	10,17	0,508	2,73
CZH3	21.609	10,32	0,516	2,80

Na Tabela 4.17 apresentam-se os resultados obtidos para a condição estudada, com uma redução nos valores do CTOD dos corpos de prova CZH2 e CZH3 em relação ao corpo de prova CZH1. Essa variação observada é justificada por envolver variáveis de difícil controle, como a própria ZAC do material soldado, sendo perfeitamente aceitável para as avaliações no estudo.

Tabela 4.17 – Resultados do ensaio de CTOD para a ZAC com hidrogênio

CP	Força [kN]	K [MPa.m ^{0,5}]	V_P [mm]	CTOD [mm]	Status
CZH1	25,184	96,349	0,75	0,240	δ_m
CZH2	25,431	97,296	0,70	0,233	δ_m
CZH3	25,019	95,720	0,67	0,225	δ_m

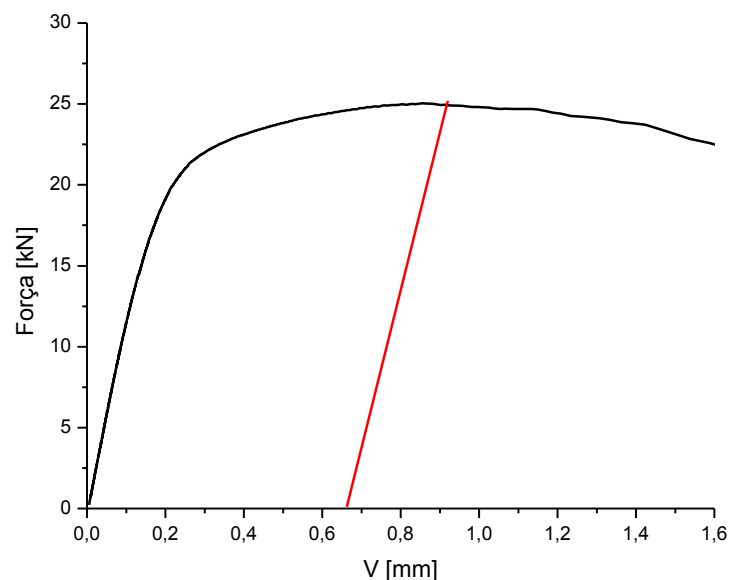


Figura 4.25 – Curva da CZH3 com H^+ (Força vs. V)

Na Figura 4.25, mostra-se o comportamento da curva do corpo de prova CZH3, com determinação de V_p definida pela reta, obtendo-se um valor de 0,68, conforme todos os resultados observados na Tabela 4.17.

Os resultados gerais são visualizados na Figura 4.26, verificando-se todas as curvas de cada corpo de prova da junta soldada com a dopagem de hidrogênio.

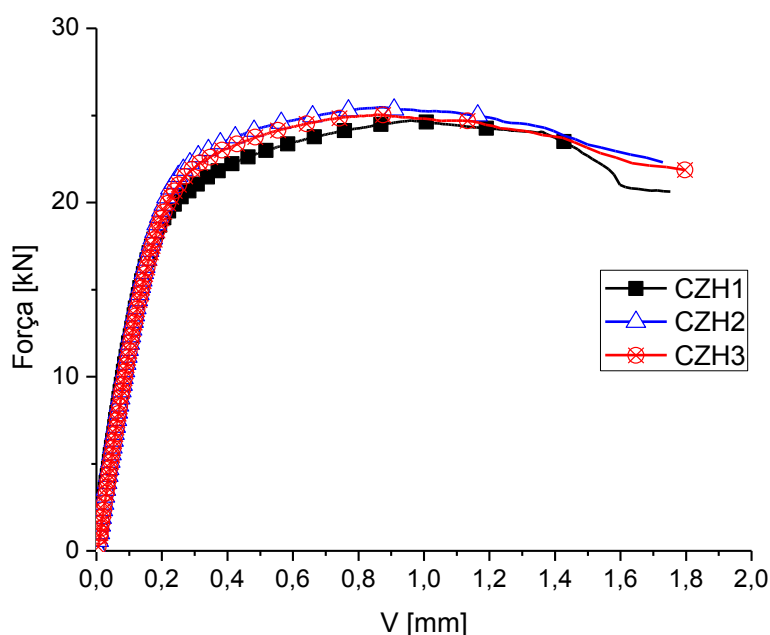
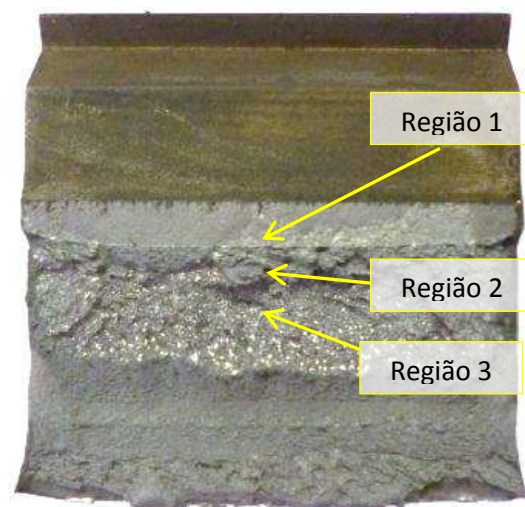


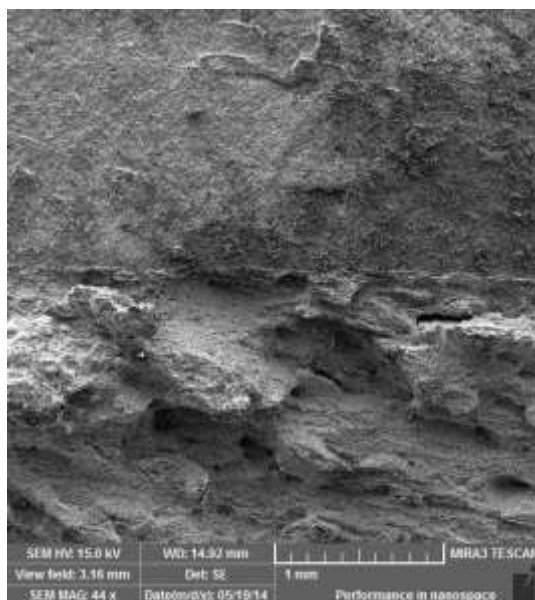
Figura 4.26 – Curva Geral da ZACH com H^+ (Força vs. V)

A avaliação da superfície fraturada, Figura 4.27, não foi observado à presença de fratura totalmente frágil, se mantendo, assim como na condição sem hidrogênio, com um comportamento de fratura mista, com regiões apresentando fratura dúctil e algumas regiões com fraturas consideradas com aparência frágil, podendo-se observar a presença de *dimples* rasos.

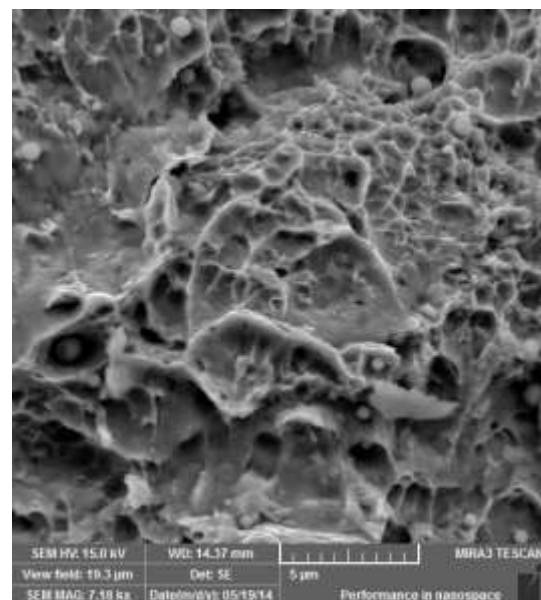
Esses planos de escorregamento foram observados em boa parte da fratura, apresentando-se regiões com *dimples* e com os escorregamentos de forma alternada, o que não foi observado na condição sem o hidrogênio.



(a) CZH1 – Imagem Geral



(b) CZH1 – Região 1 interface (44x)



(c) CZH1 – Região 2 da fratura (7180x)

Figura 4.27 – (a)~(c): Imagens da ZAC do aço AISI 8630M com aço carbono após ensaio CTOD

Da mesma forma que foi avaliada para o metal de base, na Figura 4.28, apresenta-se o comparativo entre os ensaios de mecânica da fratura realizados na junta soldada, com e sem a dopagem de hidrogênio. Na ocasião, a influência do hidrogênio, efetivamente, nos

resultados do CTOD para a junta soldada, foi observada em menor escala do que a encontrada para o metal de base.

Desta forma, o valor da tenacidade à fratura, representada pelo parâmetro CTOD, foi reduzida em 9%, conforme considerado a média dos valores encontrados. Assim, de uma forma geral, os corpos de prova CZH, apresentaram uma queda, não tão expressiva, porém, relevante, da tenacidade à fratura, o que pode ser melhor visualizado na Figura 4.28, com um redução no valor do CTOD para os corpos de prova hidrogenados.

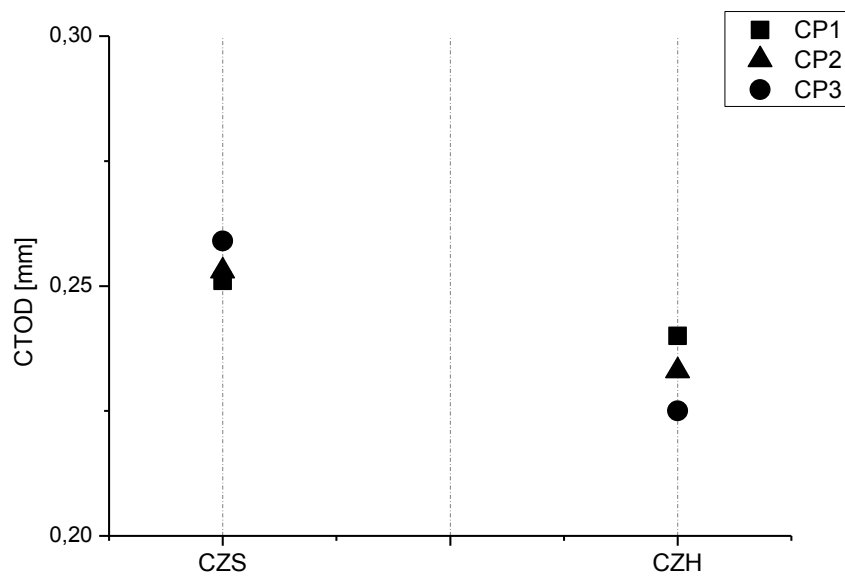


Figura 4.28 – Gráfico do CTOD para a ZAC

A análise geral da determinação do CTOD para as duas condições já mencionadas na junta soldada bem como no metal de base (aço AISI 8630M), reforça as avaliações realizadas nas fraturas obtidas para cada situação, não apresentando, em nenhuma condição, a fratura brusca e ou repentina do corpo de prova. Mesmo com a dopagem com hidrogênio, as fraturas ocorridas e as curvas obtidas caracterizam um estágio de propagação estável da trinca, embora, na presença do hidrogênio observam-se mecanismos de fratura mistos, ou seja, dúctil e frágil.

4.5.5 – Avaliação geral do CTOD

Na Figura 4.29 é mostrado um panorama geral dos ensaios realizados em todas as situações, com a visualização do metal de base (MB) e da ZAC da junta soldada. Observa-se quedas na tenacidade à fratura em ambas as situações estudadas na presença do hidrogênio.

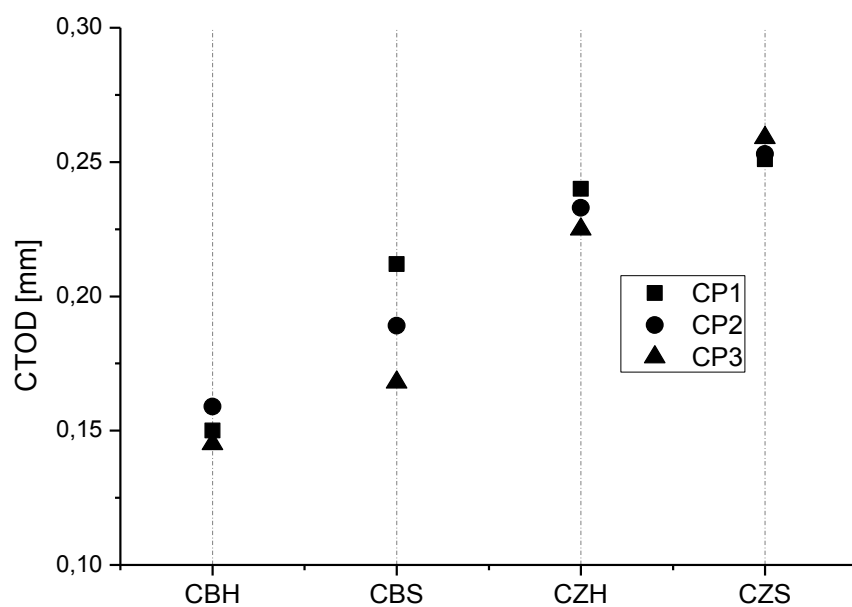


Figura 4.29 – Gráfico Geral do CTOD

CAPÍTULO V

CONCLUSÕES

Com base nos resultados obtidos e nas avaliações realizadas, foi possível gerar as seguintes conclusões:

O tratamento térmico para alívio de tensão do aço AISI 8630M amanteigado, resultou numa redução da dureza e microdureza, atendendo a norma DNV RP B401 para a aplicação do material em ambiente propício a fragilização por hidrogênio. Os ensaios mostraram que a região de maior possibilidade à fratura frágil, é a zona afetada pelo calor gerada pelo amanteigamento do aço AISI 8630M. Com relação às análises metalográfica, podemos concluir que o tratamento térmico realizado após o amanteigamento das chapas de aço AISI 8630M contribuiu para alterações morfológicas da microestrutura. A região da ZAC STTAT apresentou-se com granulação grosseira e com a presença da martensita não revenida, enquanto que para a condição CTTAT, foi obtida uma martensita revenida com granulação menor.

Com os resultados dos ensaios de tração, determinou-se a resistência mecânica do metal de base (AISI 8630M) e do metal de amanteigamento (ER80S-D2), apresentando uma relação de dissimilaridade de 0,85; isto caracteriza uma junta soldada *undermatch*, na prática, usualmente, esse tipo de dissimilaridade não é usual, no entanto algumas aplicações são possíveis, desde que não se comprometa a estrutura final do componente.

O aporte térmico do processo de soldagem final com o aço ASTM A-36, não alterou a ZAC resultante do processo de amanteigamento, não sendo observada nenhuma alteração microestrutural e nem na dureza e microdureza da região avaliada.

Todos os resultados dos ensaios de CTOD do metal de base, aço AISI 8630M, apresentaram valores relacionados à carga máxima aplicada (δ_m). Na avaliação da influência do hidrogênio no material, concluímos que a tenacidade à fratura, de um modo geral, foi afetada pelo hidrogênio com uma queda na tenacidade de aproximadamente 24%, de acordo com o potencial de proteção catódica utilizado. Com relação às análises de fractografias, concluímos que o tipo de fratura predominante em ambas às condições (com e sem hidrogênio), foram fratura dúctil, entretanto, com áreas de fratura frágil, quando o material foi dopado.

Para os ensaios de CTOD na ZAC da junta soldada, foi observada uma influência do hidrogênio na região avaliada, ocorreu uma queda de aproximadamente 9% na tenacidade à fratura, concluindo-se que o hidrogênio afetou a tenacidade da junta, estando associado a zona afetada pelo calor. Com relação aos micromecanismos de fratura, os corpos de prova dopados com hidrogênio apresentaram micromecanismo misto de fratura (dúctil e frágil), antes do rompimento final.

O efeito do tratamento térmico realizado para alívio de tensão após o amanteigamento, mostrou-se eficiente na homogeneização da microestrutura e revenimento e refino da martensita, proporcionando uma ZAC não tão susceptível a fragilização, conforme as condições utilizadas. Outra observação relevante no estudo foi à dissimilaridade encontrada com valor de 0,85 (*undermatch*).

De uma forma geral, tanto o metal de base quanto a junta soldada, se mostraram susceptíveis a fragilização por hidrogênio, apresentando perda na tenacidade do material, quando dopados com hidrogênio.

SUGESTÕES PARA TRABALHOS FUTUROS

Como sugestão para trabalhos futuros, podemos citar:

Estudo da tenacidade à fratura do material amanteigado e sem o tratamento térmico para alívio de tensão, para a verificação do comportamento do CTOD.

Avaliação da tenacidade à fratura na região da solda, com o entalhe do corpo de prova SE(B) no metal de adição, comparando com os resultados obtidos no presente estudo.

Estudo com a mesma metodologia e com a utilização de potencial catódico com valores diferentes do utilizado, com o objetivo de se determinar o potencial de fragilização do material, caso presente.

REFERÊNCIAS

- ANDERSON, T. L., *Fracture Mechanics: Fundamentals and Applications*. New York, CRC Press, 2005.
- API5L, American Petroleum Institute. *Specification for line pipe steel API5L*. 43 Ed. New York, 2004.
- API 6A/ISO 10423:2004, *Specification for Wellhead and Christmas Tree Equipment*, Twentieth Edition, 2010.
- 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.
- ASTM A322-07: *Standard Specification for Steels Bars, Alloy, Standard Grades*. In.; 2007.
- ASTM E1820 – 09 – *Método Padrão para Teste de Medição da Resistência à Fratura*, Philadelphia, 1996;
- ASTM E1290-08e1: *Standard Test Method for Crack-Tip Opening Displacement (CTOD) Fracture Toughness Measurement*. In.; 2010.

ASTM E92-82: *Standard Test Method for Vickers Hardness of Metallic Materials*, 2003.

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

ASTM D1142-98: *Standard Practice for the Preparation of Substitute Ocean Water*. American Society for Testing and Materials, 1998.

ASTM G8 – 96: *Standard Test Methods for Cathodic Disbonding of Pipeline Coating*. American Society for Testing and Materials, 1996.

AWS Handbook, *Classification and Designation of Carbon and Alloy Steels*. Vol. 1, 10^a ed., ASM International, 1990.

BEAUGRAND, V. C. M.; SMITH, L. S.; GITTOS, M. F.; *Subsea dissimilar joints: Failure Mechanisms and opportunities for mitigation*. In: NACE Corrosion 2009. Atlanta – Georgia – USA, NACE p. paper n. 09305.

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

CATARIN T. N., *Caracterizações Mecânicas e Microestruturais do Aço AISI 8630 Modificado Revestido com a Liga de Níquel 625 por Soldagem “GTAW”*. Dissertação apresentada para obtenção de Grau de Mestre em Ciências da Universidade de São Paulo, São Paulo – SP, 2011.

CARRASCO J. A. P., *Acoplamento de Modelos da Mecânica do Dano e da Fratura para a avaliação da Integridade de Estruturas sob Efeito do Hidrogênio gerado em Sistemas de Proteção Catódica*. Tese apresentada para obtenção do Título de Doutor em Ciências e Engenharia de Materiais da Universidade Federal de Campina Grande, Campina Grande – PB, 2013.

CHAIRMAN, J. P. Hunt et al. *Nickel and Cobalt alloys*. In: AWS. Welding Handbook, Miami – USA: AWS, 1996.

CHIAVERINI V., *Aços e Ferros Fundidos*, Associação Brasileira de Metalurgia e Materiais, São Paulo – SP, 2002.

CHIODO, M. S. G., RUGGIERI, C.; *J and CTOD estimation procedure for circumferential surface cracks in pipes under bending*. Engineering Fracture Mechanics 77, 415–436, 2010.

COLPAERT, H., *Metalografia dos Produtos Siderúrgicos*. 4º Edição. Editora LTC, Rio de Janeiro, 2008.

COSTA, E. C.; *Caracterização do aço 8630 modificado e amantegado com Inconel 625 pelo processo de soldagem GMAW*. Dissertação apresentada para obtenção de Grau de Mestre em Engenharia Mecânica da Universidade Federal da Paraíba, João Pessoa – PB, 2013.

CORONADO J. J.; CERÓN C.; *Fracture mechanisms of CTOD samples of submerged and flux cored arc welding*. Theoretical and Applied Fracture Mechanics 53, 145-151, 2010.

DEMORI, D. M.; *Avaliação do Aço UNC S32760 Submetido ao Ensaio de Baixa Taxa de Deformação: Influência da Proteção Catódica Aplicada*. Dissertação de Mestrado em Engenharia, Universidade Federal do Rio Grande do Sul, Porto Alegre – RS, 2011.

DIETER, G. E.; *Mechanical Metallurgy*; London, McGraw-Hill Book Company, 1988.

DONATO, G.H.B.; *Efeitos de heterogeneidades mecânicas sobre forças motrizes de trinca em juntas soldadas: determinação experimental de tenacidade e extensão de metodologias de avaliação de criticidade de defeitos*. Tese de doutorado em

Engenharia Naval e Oceânica da Escola Politécnica da USP. São Paulo – SP, USP, 2008.

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

DNV OS— F101: *Submarine pipeline systems*. Offshore Standard, January, 2000.

EVANS, G. M., BAILEY N.; *Metallurgy of basic weld metal*. Editora Abington Peublishing, 1997.

FERREIRA, I.; Tenacidade à Fratura em Condições Elasto-plásticas das Ligas de Alumínio de Alta Resistência do Tipo Al-6Zn-2Mg-XCu. Tese de doutorado em Engenharia Mecânica, UNICAMP. Campinas – SP, 1987.

FONTES, C. H. M.; *Juntas de Aço Baixa Liga Soldadas com Diferentes Consumíveis – Efeito do Tratamento Térmico de Alívio de Tensões nas Características Metalúrgicas das Soldas*. Dissertação de mestrado em Engenharia Metalúrgica e de Materiais, COPPE/UFRJ. Rio de Janeiro – RJ, 2008.

GALVÃO, M. M.; *Efeito do potencial de proteção catódica na corrosão micro biologicamente induzida*. Dissertação Apresentada para a Obtenção do Grau de Mestre em Ciências da Universidade Federal do Rio de Janeiro – RJ, 2008.

GENTIL, V.; *Corrosão*. LTC – Livros Técnicos e Científicos Editora S.A, Rio de Janeiro – RJ, 2003.

GUBELJAK N.; CHAPETTI M. D.; PREDAN J. LANDES J. D.; CTOD-R curve construction from surface displacement measurements. *Engineering Fracture Mechanics* 78, 2286-2297, 2011.

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.

IEC Instalações e Engenharia de Corrosão — *Sistemas de Proteção Catódica*, Ed. Diagraphic, 1990.

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.

ISO/FDIS 13628-4 – *Petroleum and natural gas industries — Design and operation of subsea production systems — Part 4: Subsea wellhead and tree equipment*, 2009.

LACROIX R.; LENS A.; KERMOUCHE G.; BERGHEAU J. M.; KLÖCKER H.; Determination of CTOA in the molten material of spot welds using the Digital Image Correlation technique. *Engineering Fracture Mechanics* 86, 48-55, 2012.

LEITE, R. A.; *Avaliação da Tenacidade à Fratura de uma Junta Soldada de um Aço Inoxidável Super Duplex com a Utilização de Proteção Catódica*. Dissertação Apresentada para a Obtenção do Grau de Mestre em Ciências em Engenharia Metalúrgica e de Materiais da Universidade Federal do Rio Grande do Sul, Porto Alegre – RS, 2009.

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

MEDEIROS, E. G.; *Avaliação de Métodos de Proteção Catódica Remota para Instalações Submersas*. Dissertação Apresentada para a Obtenção do Grau de Mestre em

Ciências em Engenharia Metalúrgica e de Materiais da Universidade Federal do Rio de Janeiro – RJ , 2005.

METALS HANDBOOK, 9a Edition, Vol. 13, *Corrosion*, 1987.

MODENESI PJ: *Soldabilidade do Aços Inoxidáveis*, Escola SENAI "Nadir Dias Figueiredo". Osasco/SP; 2001.

NACE MR0175/ISO 15156:2003 – *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.; 2003.

NETO, F. de A.; *Avaliação de revestimentos com ligas de níquel aplicados por soldagem em tubulações para o setor de petróleo e gás*. Dissertação apresentada para à obtenção do grau de Mestre em Ciências e Engenharia de Materiais da Universidade Federal de Campina Grande, Campina Grande – PB, 2010.

NORTON, R. L. *Projeto de Máquinas: Uma abordagem integrada*. Porto Alegre – RS. 2a. ed. Editora Bookman, 2004.

NUNES, L. P.; *Fundamentos de Resistência à Corrosão*. Interciência, Rio de Janeiro – RJ, 2007.

OLIVEIRA, G. L. de; *Soldagem dos aços AISI 8630M e ASTM A182 F22 para aplicações subaquáticas*. Tese apresentada para a obtenção do grau de Doutor em Engenharia e Ciências dos Materiais da Universidade Federal do Ceará, Fortaleza – CE, 2013.

PERINI, F. G.; *Propriedades mecânicas e microestruturais de aços de alta resistência e baixa liga soldados*. Dissertação apresentada para à obtenção do grau de Mestre em Materiais da Universidade de Caxias do Sul Caxias do Sul, Caxias do Sul – RS, 2008.

- PONTES, M. K. G.; *Estudo da Compatibilidade Metalúrgica de Juntas Soldadas de Metais Dissimilares Utilizados no Setor de Petróleo e Gás*. Dissertação Apresentada para a Obtenção do Grau de Mestre em Ciências em Engenharia de Materiais da Universidade Federal de Campina Grande, Campina Grande – PB, 2012.
- RAMIREZ, J. E.; *Characterization of High – Strength Steel Weld Metals: Composition, Microstructure, and Nonmetallic Inclusions*, Welding Journal, v. 87, pp. 65s–75s, 2008.
- RODRIGUES, P. C. M.; PERELOMA, E. V.; SANTOS, D. R.; *Mechanical properties of HSLA bainitic steel subjected to controlled rolling with accelerated cooling*. Materials Science and Engineering, A283, 2000.
- RUGGIERI, C., *Modelagem micromecânica da fratura dúctil e aplicações à integridade estrutural*. Tese apresentada para obtenção do título de Professor Livre Docente. Departamento de Engenharia Naval e Oceânica da Escola Politécnica da USP. São Paulo – SP, 2001.
- SANTOS, R. G. dos, *Transformações de Fases em Materiais Metálicos*. Editora UNICAMP, Campinas – SP, 2006.
- SILVA, J. H. F., *Proposta de um novo ensaio para avaliar a susceptibilidade de metais de solda ao fenômeno de trincas induzidas pelo hidrogênio em diferentes ambientes*. Tese de doutorado em Engenharia Mecânica da Universidade Estadual de Campinas, Campinas – SP, 2005.
- SILVA, M. de C.; *Determinação experimental da tenacidade à fratura da Zona Afetada pelo Calor de junta soldada de aço API 5L X80*. Tese apresentada para à obtenção do Título de Doutor em Engenharia - USP, São Paulo – SP, 2009.

- SIQUEIRA, P. C.; *Influência da Microestrutura nas Propriedades Físicas e Mecânicas da Aço 2,25Cr-Mo Usados em Ambientes Ricos em Hidrogênio*. Dissertação de Mestrado, Universidade Federal do Rio de Janeiro, Rio de Janeiro – RJ, COPPE, 2006.
- SOARES, B. M; GONÇALVES T. N; GOMES, F. J. O; E T AL. *Caracterização Microestrutural de Solda Dissimilar – Aço Inoxidável Austenítico AISI 304 com Adição de Liga de Níquel Inconel 625*. Techno. Metal. Mater. Miner; São Paulo - SP, Vol. 6, Nº 1, 2009.
- TAGAWA T.; KAYAMORI Y.; OHATA M.; HANDA T.; KAWABATA T.; YAMASHITA Y.; TSUTSUMI K.; YOSHINARI H.; AIHARA S.; HAGIHARA Y.; Comparison of CTOD standards: BS 7448-Part 1 and revised ASTM E1290. Engineering Fracture Mechanics 77, 327-336, 2010.
- TOYODA, M., *Fracture Toughness Evaluation of Steel Welds*, Osaka University Report, 1989.
- WELDING HANDBOOK, Vol. 2, 8th edition, American Welding Society, Miami, FL, pp. 109–154, 1997.
- YURIOKA, N., *Physical Metallurgy of Steel Weldability*. ISIJ International, Vol. 41, Nº 6, pp. 566-570, 2001.
- ZHU XIAN-KUI; JOYCE JAMES A.; Review of Fracture Toughness (G, K, CTOD, CTOA) testing and standardization. Engineering Fracture Mechanics 85, 1-46, 2012.